JOÃO LUIZ TEIXEIRA MENDES

INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS NO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE LIGAS FERROSAS MULTICOMPONENTES

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2007

JOÃO LUIZ TEIXEIRA MENDES

INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS NO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DE LIGAS FERROSAS MULTICOMPONENTES

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

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello

UBERLÂNDIA – MG

2007

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

M538i Mendes, João Luiz Teixeira, 1975-
Influência de parâmetros microestruturais no comportamento tribológico de ligas ferrosas multicomponentes / João Luiz Teixeira Mendes. - 2007.
160 f. : il.

Orientador: José Daniel Biasoli de Mello.

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

1. Tribologia - Teses. 2. Materiais - Teses. 3. Laminação (Metalurgia) - Teses. I. Mello, José Daniel Biasoli de. II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 620.178.162

Elaborada pelo Sistema de Bibliotecas da UFU / Setor de Catalogação e Classificação

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. João Naves de Ávila, 2121 - 38400-902 Fone: 0XX(34)32394149 Ramal 42
FAX: 0XX(34)32394282 – Campus Santa Mônica - Uberlândia MG

DOUTORANDO: João Luiz Teixeira Mendes

NÚMERO DE MATRÍCULA: 5012903

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL DOUTORADO

TÍTULO DA TESE:

"Influência dos Parâmetros Microestruturais no Comportamento Tribológico das Ligas Ferrosas Multicomponentes"

ORIENTADOR: Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello

A Tese foi **APROVADA** em reunião pública, realizada na sala 218 do Bloco "1M", Campus Santa Mônica, em 16 de fevereiro de 2007, às 08:30 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME		ASSINATURA
Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello	UFU	
Profa. Dra. Henara Lillian Costa	UFU	
Prof. Dr. Sinésio Domingues Franco	UFU	
Prof. Dr. Amilton Sinatora	EPUSP	
Prof. Dr. Cherlio Scandian	UFES	
Dr. Mário Boccalini Júnior	IPT/SP	

Uberlândia, 16 de fevereiro de 2007.

DEDICATÓRIA

Aos meus pais,
João Alfredo Teixeira Mendes e
Selita Luzia Marinho Teixeira Mendes
e a meu irmão Ricardo Teixeira Mendes.

AGRADECIMENTOS

Ao professor José Daniel Biasoli de Mello por sua orientação, conselhos e paciência nesta longa empreitada deste trabalho, proporcionando-me uma grande e importante experiência de vida e uma nova visão no campo da engenharia.

Aos meus pais pelo amor, confiança e apoio, principalmente na fase final do trabalho, onde de outra forma seria muito mais difícil sua conclusão.

Aos amigos que fiz no Laboratório de Tribologia e Materiais, enfornados sala X-12 na UFU, Antônio César Bozzi, Flavio José da Silva, Julio César Giubilei Milan e Washington Martins da Silva, pelo apoio e sugestões que muito ajudaram na realização deste trabalho.

À Dona Tereza, que cuidou de mim nos longos cinco anos na pensão na qual eu residi em Uberlândia.

Aos membros do quadro permanente do Laboratório de Tribologia e Materiais, em especial a Ângela e a Eunice, que me auxiliaram em diversas tarefas para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao professor Cherlio Scandian que apresentou-me no “mundo” da tribologia.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.

MENDES, J. L. T. **Influência de Parâmetros Microestruturais no Comportamento Tribológico de Ligas Ferrosas Multicomponentes.** 2007. 160 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

O objetivo deste trabalho foi estudar a influência de parâmetros microestruturais de ligas ferrosas multicomponentes no comportamento tribológico em desgaste oxidativo/deslizamento e microabrasão. As amostras para os ensaios consistiram de duas séries de ligas ferrosas multicomponentes ricas em vanádio e molibdênio e outros elementos de liga com quantidade fixas, livres (liga matriz) ou com presença de carbonetos (mais ricas em elementos de liga). Estas amostras sofreram tratamento térmico de têmpera e revenimento diversos, obtendo-se três níveis de dureza nominal na matriz metálica. Adotou-se o ensaio de desgaste por deslizamento, com configuração mecânica esfera sobre plano, com movimento alternado e sendo fixas a carga aplicada, a velocidade e a temperatura. Realizou-se medições do atrito aparente e da taxa de desgaste. A configuração dos testes de microabrasão foi a esfera livre, utilizando abrasivos finos de sílica. O mecanismo de desgaste obtido nas duas abordagens de testes deste trabalho foi analisado por microscopia eletrônica com auxílio de espectrometria de energia dispersiva de raios-X (EDS). O atrito mostrou-se independente da quantidade de carbonetos eutéticos e da dureza nominal da matriz. O aumento da dureza nominal da matriz nas ligas da família V e M diminuiu a taxa de desgaste. O efeito da quantidade de carbonetos sobre a taxa de desgaste nas ligas foi desprezível, tendo uma pequena influência nas ligas ricas de molibdênio. Nas ligas ricas em vanádio mais duras, a presença dos carbonetos protegeu a matriz metálica. Os mecanismos de desgaste obtidos no deslizamento foram fragmentação e arrancamento de carbonetos, formação e quebra da camada triboquímica, presentes em graus diversos nas diferentes ligas e durezas. No caso da microabrasão, a relação entre os parâmetros microestruturais e o coeficiente de desgaste abrasivo nos ensaios de microabrasão nas ligas ferrosas estudadas neste trabalho é complexa e não muito clara. A remoção de material das matrizes devido à ação abrasiva das partículas de sílica nos ensaios de microabrasão diminuiu a sustentação mecânica dos carbonetos, o que possibilitou a fratura e arrancamento destas microestruturas.

Palavras Chave: Tribologia, Materiais, Laminação, Ligas ferrosas multicomponentes.

MENDES, J. L. T. **Influence of microstructural parameters on the tribological behavior of multicomponent ferrous alloys.** 2007. 160 f. Dr. Thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

The aim of this work is to evaluate the effect of microstructural parameters (eutectic carbides and matrix hardness) of multi-component ferrous alloys on tribological behavior in sliding wear and micro-abrasive wear. The samples were two series of alloys with variable vanadium (V serie) and molybdenum (M serie) contents and fixed amounts of other elements. Each series includes an alloy free of carbides (matrix alloy) and alloys containing carbides (carbide rich alloys). Heat treatments of quenching and tempering were performed to obtain three different levels of metallic matrix hardness. The wear configuration was ball on plane reciprocating sliding tests. Load, speed and temperature were fixed. The apparent friction coeficient and wear rate were measured. Microabrasion wear test used free ball-cratering with silica fine abrasives. The wear mechanisms of the types of tests were characterized by SEM and energy-dispersive X-ray (EDX). Friction was almost invariable with volumetric fraction of carbides and nominal matrix hardness. Increasing matrix hardness in alloys of V and M series was improved their wear resistance. The influence of carbide amount in wear rate was small effect in M serie alloys. In harder of the V series alloys the presence of carbides protected the 650 HV matrix. However the increase of the amount of carbides did not altere the wear rate. The following wear mechanisms occured different intensities on several alloys: pull-out of carbides, abrasion, and formation and break-down of tribochemical layers. In microabrasion, the relationship between microstructural parameters and abrasive wear coefficient was complex and not clear. The removal of matrix material due to abrasion with fine silica particles decreased the mechanical supporting of the carbides, which caused intense fracture and their pull-out.

Keywords: Tribology, Materials, Rolling, Multi Component Ferrous Alloys.

Lista de figuras

Figura 2.1 - Esquema de uma linha de produção de tiras laminas à quente (Carvalho, 2003). 26

Figura 2.2 - Velocidades e forças de atrito durante a laminação. 27

Figura 2.3 - Modos de degradação das superfícies em contato no desgaste por deslizamento (Zum Ghar, 1987). 30

Figura 2.4 - Mapas de desgaste de Lim e Ashby (Hutchings, 1992)..... 31

Figura 2.5 - Taxa de desgaste em função da carga aplicada para várias temperaturas do disco. (a) Disco sem aquecimento, ●. (b) 200°C, x. (c) 300°C, ○. (d) 500°C, Δ (Sullivan e Athwak, 1983)..... 34

Figura 2.6 - Mecanismo de desgaste oxidativo. a) Formação do patamar. b) Crescimento do patamar. c) Expansão dos óxidos. d) Quebra dos óxidos para formar as partículas. (Matamoros, 2002)..... 35

Figura 2.7 - Variação da taxa de desgaste em função da carga aplicada em aço de médio carbono para diferentes velocidades (So, 1995). 36

Figura 2.8 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo de Matamoros. 37

Figura 2.9 - (a) Geração de fragmentos metálicos de desgaste. (b) Cominuição, oxidação e aglomeração. (c) Compactação de aglomerados das partículas de fragmentos de desgaste. (d) Formação de “glazes” (vidro metálico). (e) Quebra das camadas de proteção e surgimento de novas áreas de proteção (Jiang et al., 1994). 38

Figura 2.10 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais metálicos com partículas menores do que a espessura camada de óxido. (Vardavoulias, 1994). 40

Figura 2.11 – Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais metálicos com partículas de dimensões ξ < d < 3ξ. (Vardavoulias, 1994)..... 40

Figura 2.12 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais com partículas maiores do que a espessura da camada de óxido. (Vardavoulias, 1994)..... 41

Figura 2.13 - efeito da temperatura no coeficiente de atrito aparente obtido em ensaio de deslizamento em algumas ligas ferrosas. (Milan et al., 2002). 41

Figura 2.14 – Coeficiente de atrito ao longo do tempo. Observa-se as regiões de regime transiente e permanente (Vergne et al., 2001). 42

Figura 2.15 - Esquema do mecanismo de desgaste do bandeamento. a) Superfície lisa. b) Formação de trincas perpendiculares. c) Crescimento das trincas perpendiculares e formação de trincas transversais. d) cobertura da superfície do cilindro por uma camada de óxido. e) Arrancamento da camada de óxido e parte do material metálico (Colás et al., 1999). 43

Figura 2.16 - Aspecto da superfície desgastada de um cilindro de laminação de tiras à quente. Cilindro confeccionado de liga ferrosa multicomponente (Cornélio et al., 2004)..... 44

Figura 2.17 - Esquema de dispositivos mecânicos para ensaios de desgaste por deslizamento (Hutchings, 1992)..... 45

Figura 2.18 - Marca de desgaste obtida em ensaio em aço rápido utilizando a metodologia proposta por (Milan et al. , 2004). 46

Figura 2.19 - Performance de desgaste em materiais para cilindros de laminação a quente. (Sano apud Matsubara et al., 2000)..... 48

Figura 2.20 - Isopleta do sistema Fe-5Cr-5W-5Mo-5V-C (% em peso) calculado pelo software ThermoCalc. (Matsubara et al., 2000)..... 49

Figura 2.21 - Desgaste por abrasão em função da relação da dureza do abrasivo e da superfície do material desgastado (Zum Ghar, 1998)..... 58

Figura 2.22 - Comportamento das partículas abrasivas na remoção de material no desgaste por abrasão (Zum Ghar, 1987)..... 59

Figura 2.23 - Interação entre as partículas abrasivas em deslizamento e os carbonetos. Partículas abrasivas fixas no contra-corpo (Zum Gahr, 1998)..... 61

Figura 3.1 - Microdureza (HV 0,05) da matriz na liga V5 em função da temperatura e tempo dos tratamentos térmicos de revenimento duplo (Serantoni, 2004)..... 66

Figura 3.2 - Curvas de tratamento térmico. a) Para as ligas M3,5 e V5. b) Para as ligas M5 e V6,5. 67

Figura 3.3 - Seção longitudinal de amostra temperada. a) parte superior. b) parte lateral.... 67

Figura 3.4 - a) Topografia da superfície lapidada da amostra M3,5. b) Topografia da amostra M3,5 nivelada. c) Ondulação da superfície do caso b). Rugosidade da superfície do caso b). 71

Figura 3.5 - Tribômetro universal no modo alternado com a carga do ensaio já montada e canto superior direito destaca-se a formação da marca de desgaste na amostra. 72

Figura 3.6 - Porta-amostra das ligas ferrosas multicomponentes. 72

Figura 3.7 - Dispositivo para fixação das esferas. 73

Figura 3.8 - Topografia da região ensaiada na amostra da liga V6,5 650 HV. 74

Figura 3.9 - a) Topografia da amostra M5 450 HV original. b) Topografia da amostra M5 450 HV nivelada. 75

Figura 3.10 - Tela da operação de nivelamento da topografia da região ensaiada. 76

Figura 3.11 - Operação de delimitação da região da marca de desgaste. 76

Figura 3.12 - Esquema do sólido da calota esférica e características geométricas. 77

Figura 3.13 - a) Amostra M5 550 HV ensaiada. b) Nivelamento da superfície. c) Forma. d) Rugosidade, após filtragem. e) Rugosidade obtida na região analisada da marca de desgaste. 79

Figura 3.14 - máquina de ensaio de desgaste por microabrasão, configuração esfera livre. 80

Figura 3.15 - calota esférica gerada no final do ensaio da amostra matriz 650 HV. 82

Figura 3.16 - Marca de desgaste do ensaio na liga matriz 650. a) Calota esférica, destacando a região anular. b) Calota de desgaste. c) Perfil de rugosidade de b depois da remoção da forma. 83

Figura 4.1 - Microestrutura da liga matriz. 85

Figura 4.2 - a) Liga V5. Ataque Nygren. b) Destaque da matriz da liga V5 (elétrons secundários). 86

Figura 4.3 - a) Liga V6,5. b) Liga V8/M2. Observe destaque do carboneto eutético MC com morfologia distinta. Ataque Nygren. 86

Figura 4.4 - a) Liga M3,5. b) Liga M5. Observe destaque do carboneto eutético MC com morfologia distinta. Ataque Nygren. 87

Figura 4.5 - a) Liga V6,5 (elétrons secundários). b) Liga V6,5 (elétrons-retroespalhados). Ataque Nygren. 88

Figura 4.6 - a) Liga V6,5 650. b) Detalhe da matriz do destaque da imagem. 88

Figura 4.7 - a) Liga M3,5. b) Liga M5. 89

Figura 4.8 - a) Matriz da liga M3,5. b) Matriz da liga M5, elétrons-retroespalhados. Ataque Nygren. 89

Figura 4.9 - Influência da concentração de vanádio na quantidade de carbonetos presentes nas ligas da família V. 91

Figura 4.10 - Influência da concentração de vanádio no diâmetro de Feret dos carbonetos eutéticos MC nas ligas da família V. 92

Figura 4.11 - Caminho médio livre e diâmetro dos carbonetos eutéticos MC em função da fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos. 93

Figura 4.12 - Influência da concentração de molibdênio na quantidade de carbonetos presentes nas ligas da família M. 93

Figura 4.13 - Tamanho dos carbonetos eutéticos MC em função da concentração de molibdênio nas ligas da família M. 94

Figura 4.14 - Caminho médio livre e diâmetro dos carbonetos eutéticos MC em função da fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos. 94

Figura 4.15 - Dureza Vickers das ligas. 95

Figura 4.16 - esquema da velocidade na marca de desgaste. 96

Figura 4.17 - Curvas de atrito aparente. a) Liga V5 650 HV; carga de 70,6 N. b) Liga M2 450 HV; carga de 70,6 N. 97

Figura 4.18 - Influência da carga aplicada sobre o coeficiente de atrito aparente. 98

Figura 4.19 - Coeficiente de atrito em função da dureza global. 99

Figura 4.20 - Coeficiente de atrito aparente em função da quantidade dos carbonetos eutéticos. a) Total de carbonetos eutéticos. b) Carbonetos MC eutéticos. c) Carbonetos M_2C eutéticos. 100

Figura 4.21 - Atrito aparente em função da quantidade dos carbonetos eutéticos. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C. 101

Figura 4.22 - Taxa de desgaste das ligas ferrosas em função da dureza global..... 103

Figura 4.23 - Taxa de desgaste das ligas ferrosas em função da dureza global. a) Família V. b) Família M..... 104

Figura 4.24 - Influência da carga aplicada e do teor de vanádio na taxa de desgaste das ligas V5 650 e V6,5 650..... 105

Figura 4.25 - Aspecto da marca de desgaste na liga V5 650. a) Riscos de abrasão. b) Composto triboquímico. Carga: 51N..... 106

Figura 4.26 - Aspecto da marca de desgaste na liga V6,5 650. a) Centro da marca de desgaste. b) Detalhe do composto triboquímico. Carga: 51N. 106

Figura 4.27 - a) Um dos aspectos do mecanismo de desgaste na liga V5 650. b) Imagem em retro-espalhados. Carga: 70,6 N..... 107

Figura 4.28 - a) Carboneto M2C eutético, liga V6,5 650. b) Imagem em retro-espalhados de a). Carga: 70,6 N. 107

Figura 4.29 - a) Carboneto MC eutético, liga V6,5 650. b) Mapa de raios-X do elemento vanádio..... 108

Figura 4.30 - Taxa de desgaste em função da dureza nominal da matriz para ligas da família V e ligas matriz. 108

Figura 4.31 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos eutéticos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C eutéticos. 109

Figura 4.32 - Mecanismos de desgaste das ligas da família V. a) Carboneto M_2C V5 650. b) Carbonetos MC V6,5 650. Carga: 70,6 N..... 110

Figura 4.33 - a) Um dos aspectos do mecanismo de desgaste na liga V5 650. b) Imagem em elétrons retro-espalhados. Carga: 70,6 N. 110

Figura 4.34 - Taxa de desgaste. a) Em função caminho livre médio entre carbonetos MC eutéticos. b) Em função do diâmetro dos carbonetos MC eutéticos. 112

Figura 4.35 - Aspecto do mecanismo de desgaste da liga V5 450. a) Composto triboquímico. b) Detalhe da figura a), mostrando arrancamento da camada de composto triboquímico. Carga: 70,6 N. 113

Figura 4.36 - Liga V6,5, trincas. Carga: 70,6 N. 113

Figura 4.37 - a) V5 450. b) Imagem de elétrons-retroespalhados de a). c) V5 450, desgaste abrasivo. d) V6,5 450. Carga: 70,6 N. 114

Figura 4.38 - a) Liga V6,5 450. b) Carboneto MC. c) Carboneto M2C. d) Composto triboquímico. 115

Figura 4.39 - a) Sulcos de abrasão na liga V5 550. b) Camada triboquímica na liga V5 550. c) Liga V6,5 550. d) Liga V8 carbonetos MC eutéticos. Carga: 70,6 N. 116

Figura 4.40 - a) Liga matriz 450, fragmentos de desgaste. b) Imagem em elétrons retro-espalhados de a), camadas de compostos triboquímicos. c) EDS do ponto 1. d) Liga matriz 650. Carga: 70,6 N. 118

Figura 4.41 - Taxa de desgaste em função da dureza nominal da matriz para ligas da família M e ligas matriz. 119

Figura 4.42 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C. 120

Figura 4.43 - a) Influência do diâmetro dos carbonetos MC sobre a taxa de desgaste. b) Influência do caminho livre médio entre carbonetos MC sobre a taxa de desgaste..... 121

Figura 4.44 - Arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos. a) Liga M2. b) Liga M5. Carga 70,6 N. 122

Figura 4.45 - Aspectos do mecanismo de desgaste na liga M3,5 450. a) Arrancamento e fragmentação. b) Composto triboquímico. c) Trincas na camada de composto triboquímico. d) EDS na região 1 do composto triboquímico. Carga: 70,6 N. 123

Figura 4.46 - Aspectos nas marcas de desgaste nas ligas da família M com dureza na matriz de HV 550. a) Liga M3,5. b) Liga M5. Carga: 70,6N..... 124

Figura 4.47 - Aspectos nas marcas de desgaste nas ligas da família M com dureza na matriz de HV 550. a) Liga M3,5. b) Liga M5. Carga: 70,6 N..... 124

Figura 4.48 - Taxa de desgaste do contra-corpo em função da carga de ensaio..... 125

FIGURA 4.49 - Taxa de desgaste dos contra-corpos em função da dureza global das ligas ferrosas multicomponentes ensaiadas..... 126

Figura 4.50 - Taxa de desgaste do contra-corpo em função das ligas ferrosas multicomponentes ensaiadas..... 126

Figura 4.51 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste do contra-corpo. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C. 127

Figura 4.52 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C. 128

Figura 4.53 - Correlação entre a taxa de desgaste do contra-corpo e do corpo. 129

Figura 4.54 - marcas de desgaste nas esferas de Si_3N_4. a) Ensaiada com liga matriz 450. b) Ensaiada com liga V6,5 650. Carga: 70,6 N. 130

Figura 4.55 - Camadas de compostos triboquímicos das esferas ensaiadas com amostras das ligas. a) Matriz 450. b) M5 450. c) V6,5 650. d) Detalhe da camada triboquímica. Carga: 70,6N. 131

Figura 4.56 - Esfera de Si_3N_4 ensaiada com amostra da liga matriz 450. a) Interface da marca de desgaste. b) Detalhe do material aderido. Carga: 70,6 N. 132

Figura 4.57 - Marcas de desgaste das esferas de Si_3N_4 ensaiadas com amostra da liga matriz 450. a) Camadas de compostos triboquímicos. b) Análise química da camada. c) Material aderido na borda. d) Análise química do material aderido. 133

Figura 4.58 - Sa e Sq das superfícies das amostras lapidadas. 134

Figura 4.59 - Sa e Sq das superfícies das marcas de desgaste. 134

Figura 4.60 - Espaço morfológico da rugosidade das marcas de desgaste. 135

Figura 4.61 - Coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra matriz 650 HV. 136

Figura 4.62 - Coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra V8. 137

Figura 4.63 - Curvas de coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra M3,5 450 HV. 137

Figura 4.64 - Marca de desgaste de um ensaio de microabrasão. Identifica-se a região que delimita a transição entre a calota esférica e a borda da amostra. 138

Figura 4.65 - a) calota da amostra M5 550 HV. b) Região de transição entre os mecanismos de desgaste. 138

Figura 4.66 - Marca de desgaste da amostra matriz 650 HV. a) Calota de desgaste. b) Perfil de rugosidade depois da remoção da forma. 140

Figura 4.67 - Marca de desgaste da amostra da liga V8. a) Calota de desgaste. b) Perfil de rugosidade depois da remoção da forma. 140

Figura 4.68 - Marcas de desgaste. a) Matriz 650 HV. b) V6,5 650 HV. 141

Figura 4.69 - Coeficiente de desgaste abrasivo das ligas ferrosas multicomponentes

estudadas neste trabalho. 141

Figura 4.70 - Coeficiente de desgaste abrasivo em função da relação entre a dureza da partícula abrasiva e das ligas ferrosas com carbonetos eutéticos. 143

Figura 4.71 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre o coeficiente de desgaste abrasivo nas ligas da família V. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C. 145

Figura 4.72 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre o coeficiente de desgaste abrasivo nas ligas da família M. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C. 146

Figura 4.73 - marca de desgaste da liga matriz 650 HV. 147

Figura 4.74 - Marca de desgaste na liga V6,5 650 HV. a) Riscos de abrasão. b) Detalhe da mudança de trajetória dos abrasivos. 147

Figura 4.75 - Marca de desgaste na liga V6,5 650 HV. a) Riscos de abrasão. b) Elétrons retro-espalhados de a), diminuição da largura do risco de abrasão. 148

Figura 4.76 - Fratura nos carbonetos eutéticos MC. a) Liga M5 450. B) Liga M5 550. 148

Figura 4.77 - Marca de desgaste na liga V5 550. a) Elétrons secundários. b) Elétrons retro-espalhados. 149

Figura 4.78 - Marcas de desgaste. a) Liga V6,5 650. b) Liga V6,5 450. 150

Figura 4.79 - Marcas de desgaste. a) Liga M5 450. b) Liga M5 550. 151

Lista de tabelas

Tabela 2.1 – Composição química das ligas aplicadas em cilindros de laminação (% em peso) (Park et al., 1999). 52

Tabela 2.2 – Composição química nominal das ligas ferrosas multicomponentes estudadas no trabalho de (Pellizzari et al., 2005b). 55

Tabela 2.3 – Parâmetros microestruturais e dureza medida das ligas ferrosas multicomponentes investigadas no trabalho de (Pellizzari et al., 2005b). 55

Tabela 3.1 – Composição nominal das ligas das ferrosas multicomponentes. 64

Tabela 4.1 – Fração volumétrica de carbonetos eutéticos. 90

Tabela 4.2 – Diâmetro de Feret e caminho livre médio (CLM) dos carbonetos MC. 90

Tabela 4.3 – Microdureza da matriz das ligas. 95

Tabela 4.4 – Coeficiente de atrito aparente nos ensaios de desgaste. Condição dos ensaios: carga de 70,6 N; amplitude de 6 mm e velocidade de 6 Hz. 99

Tabela 4.5 – taxa de desgaste das ligas ferrosas multicomponentes. 103

Tabela 4.6 – Relação entre a dureza do abrasivo e da liga ferrosa multicomponente e o coeficiente de desgaste abrasivo. 142

Lista de símbolos

ξ: espessura crítica da camada de óxido.

γ: austenita.

a: diâmetro menor da calota.

b: diâmetro da esfera.

CLM: caminho livre médio entre carbonetos eutéticos MC.

D: diâmetro da esfera.

d: diâmetro da calota esférica.

diam: diâmetro do carboneto eutético MC.

E0: espessura da chapa antes de atravessar nos cilindros.

Ef: espessura da chapa depois de atravessar os cilindros.

FVC: fração volumétrica dos carbonetos eutéticos MC.

h: altura da calota.

K: coeficiente de achatamento.

k: coeficiente de desgaste.

l: largura da chapa.

N: força normal.

R: raio da esfera em rotação sobre a amostra.

S: distância total de deslizamento da esfera do ensaio de microabrasão.

Sa: média aritmética da rugosidade.

Sq: raiz quadrada da média aritmética da rugosidade.

Ssk: coeficiente de simetria.

V: volume da calota esférica.

Ve: velocidade da chapa antes de atravessar os cilindros.

Vf: velocidade da chapa depois de atravessar os cilindros.

Weq: tungstênio equivalente.

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 - Introdução..... 22

CAPÍTULO 2 - Revisão bibliográfica..... 26

2.1 - Laminação..... 26

2.2 - Aspectos envolvidos no desgaste por deslizamento..... 29

2.3 - Desgaste oxidativo: aspectos teóricos..... 33

2.4 - Modos de degradação e ensaios tribológicos em cilindros de laminação..... 42

2.5 - Ligas ferrosas multicomponentes: cilindros de laminação..... 47

2.5.1 - Introdução e breve histórico..... 47

2.5.2 - Aspectos metalúrgicos e performance das ligas ferrosas multicomponentes..... 48

2.6 - Desgaste abrasivo em ligas ricas em carbonetos..... 58

2.7 - Ensaio de microabrasão em ligas ferrosas ricas em carbonetos..... 62

CAPÍTULO 3 - Metodologia..... 64

3.1 - Materiais..... 64

3.2 - Caracterização metalográfica das amostras..... 68

3.3 - Ensaios de dureza das amostras e microdureza da matriz..... 69

3.4 - Ensaio de desgaste por deslizamento..... 70

3.5 - Medição de parâmetros de rugosidade..... 78

3.6 - Microabrasão..... 80

CAPÍTULO 4 - Resultados experimentais e discussão..... 85

4.1 - Caracterização metalográfica e dureza..... 85

4.2 - Resultados dos ensaios de desgaste..... 96

4.21 - Configuração mecânica esfera/plano, movimento alternado..... 96

4.2.2 - Coeficiente de atrito..... 96
4.2.3 - Taxa de desgaste..... 102
4.2.4 - Taxa de desgaste do contra-corpo..... 124
4.2.5 - Rugosidade das superfícies lapidadas e das marcas de desgaste 133
4.2.6 - Regime permanente nos ensaios de microabrasão..... 135
4.2.7 - Conformidade geométrica das marcas de desgaste geradas na microabrasão..... 137
4.2.8 - Resultados dos ensaios e mecanismos de desgaste da microabrasão..... 141

CAPÍTULO V - Conclusão..... 152

CAPÍTULO VI - Trabalhos futuros..... 154

CAPÍTULO VII - Referências bibliográficas..... 155

Capítulo I

Introdução

Os grandes produtores de aço no Brasil encontram-se hoje num dilema de sobrevivência e crescimento. Além de competirem entre si, a globalização atual torna o mercado bastante competitivo, obrigando as empresas brasileiras a desenvolver produtos de alto valor agregado e máxima eficiência no ciclo produtivo.

Um dos principais processos de produção de aço adotados pelas empresas no mundo é a laminação por permitir trabalhar um grande volume de material. Do ponto de vista da laminação, a eficiência do processo passa evidentemente pelos cilindros de laminação. Os cilindros de laminação atuais devem permitir a obtenção de laminados com padrões de qualidade elevados. Os laminados devem obter níveis adequados de resistência mecânica, planicidade, rugosidade, espessura de chapa no atendimento a consumidores cada vez mais exigentes (indústria automobilística, linha branca, etc.). Por outro lado, os cilindros de laminação devem suportar níveis de carga e temperatura elevados, exigindo tenacidade e resistência ao desgaste em patamares cada vez mais altos para otimização do ciclo produtivo. A melhoria dos cilindros torna-se chave para ganho da produção de aço laminado.

Este trabalho faz parte de um dos projetos do Centro de Desenvolvimento de Cilindros (CDC), grupo formado por membros do meio acadêmico que compreendem: o Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia (LTM-UFU), a Escola Politécnica da USP, o Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) e a Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-RIO), e mais um membro do meio industrial: a unidade de Cilindros da Aços Villares Sidenor. A função deste grupo é pesquisar e desenvolver novas ligas metálicas que permitam aumentar a vida útil dos cilindros de laminação e que possam ser fabricados pelo membro industrial deste grupo de trabalho.

De forma convencional, os materiais para cilindros de laminação dividem-se em dois grupos (Spuzic, 1994). O primeiro consiste de cilindros de ferro fundido, com alta resistência ao desgaste e frágeis. São utilizados no acabamento dos laminados. O segundo tipo

engloba cilindros de aço que possuem melhor resistência mecânica, dureza uniforme e maior coeficiente de atrito (oferece melhor “mordedura”) e por isso são utilizados nas cadeiras iniciais do processo.

Os cilindros de laminação de tiras à quente para últimas cadeiras são, geralmente, ferramentas confeccionadas com dois materiais (Boccalini e Goldenstein, 2001). Eles consistem de um núcleo dútil de aço ou ferro dútil, fundido por centrifugação ou estaticamente (vazamento por gravidade), e de uma casca externa de elevada resistência ao desgaste. Estes cilindros devem manter dureza elevada e resistência ao desgaste mesmo em altas temperaturas. Os materiais para estas carcaças externas podem ser de Ni-hard, ferros fundidos brancos alto cromo e os mais atuais, ligas ferrosas multicomponentes.

As ligas ferrosas multicomponentes foram desenvolvidas para amenizar os problemas detectados nas outras ligas no que tange ao processo de laminação, que são a fadiga térmica, o desgaste oxidativo e a abrasão. Estas ligas ferrosas são derivadas do aço ferramenta M2, com variação dos teores de carbono e vanádio, além da adição e modificação de outros elementos de liga (Boccalini e Goldenstein, 2001).

Em geral, ignorando especificações para aplicações especiais, a composição química destas ligas compreende: 1,5 a 2% C; 5% ou mais de W e Mo; 3 a 7% Cr e 4 a 8% V. O cobalto, às vezes, é adicionado para conferir resistência mecânica à quente para matriz (Hwang et al., 1998). A seqüência de solidificação destas ligas é bastante complexa, devido à composição química (Matsubara et al., 2000), (Boccalini e Goldenstein, 2001) e (Matsubara et al., 2001).

Alguns trabalhos mostraram que ligas ferrosas multicomponentes apresentaram melhor comportamento frente ao desgaste no processo de laminação em relação aos ferros fundidos brancos alto cromo (Hashimoto et al., 1995), (Park et al., 1999) e (Milan et al., 2002). Contudo, não se estabeleceu ainda, plenamente, a correlação entre parâmetros microestruturais (fração volumétrica, morfologia e dispersão de carbonetos matriz e características) destas ligas sobre o comportamento tribológico.

Entre os mecanismos de desgaste em cilindros de laminação à quente (CLQ), o desgaste por deslizamento/oxidativo é um dos que se destacam. Devido às altas temperaturas na superfície dos cilindros e atmosfera rica em oxigênio e vapor d’água formam-se camadas de óxidos na superfície dos cilindros de laminação. Além disso, o deslizamento entre as superfícies em contato do cilindro de laminação e da tira metálica exerce grandes tensões. Este processo leva a remoção das asperidades das superfícies, formando fragmentos de desgaste. Em seguida, os fragmentos de desgaste sofrem um processo de cominuição, oxidação (temperaturas elevadas devido ao movimento de

deslizamento das superfícies em contato) e aglomeração na rugosidade da superfície do cilindro de laminação. Todo este processo acaba por interferir no comportamento tribológico dos cilindros de laminação.

A literatura registra que a presença de óxidos no deslizamento entre duas superfícies de contato permite redução do coeficiente de atrito e desgaste (Zum Gahr, 1987).

Durante o processo de desgaste por deslizamento ocorre, geralmente, formação e transferência de fragmentos de desgaste (óxido e/ou metal para ou o corpo, ou para o contra-corpo). Em certas situações, os óxidos formados após o processo de deslizamento apresentam aspecto vítreo e brilhante, que são cristais de óxidos compactados bastante finos, denominados como “glazes” (Stott e Wood, 1978). Estes óxidos podem oferecer uma camada de proteção contra o desgaste por deslizamento, fenômeno de desgaste este que ocorre nos cilindros de laminação.

Os parâmetros tribológicos e as propriedades das ligas ferrosas multicomponentes afetam a geração e manutenção da camada triboquímica no desgaste por deslizamento (Stott e Jordan, 2001), (Milan et al., 2001), (Milan et al., 2002) e (Milan et al., 2003).

Tendo em vista o papel fundamental dos diversos parâmetros microestruturais das ligas ferrosas multicomponentes, sobre o desempenho destas quando aplicadas em cilindros de laminação, este trabalho propõe-se a avaliar a influência da composição química e da dureza da matriz no seu comportamento tribológico. Desta forma, será estudado o comportamento das ligas ferrosas em relação ao desgaste por deslizamento/triboquímico, mediante reprodução dos mecanismos de desgaste reais no processo operacional dos cilindros. O desenvolvimento do trabalho dar-se-á em duas linhas de ação para estudar o comportamento do desgaste em condições laboratoriais; manutenção da estrutura e características da matriz, variando a porcentagem volumétrica de carbonetos; e manutenção da fração volumétrica de carbonetos com modificação da estrutura e características da matriz. Através da correlação de parâmetros tribológicos (taxa de desgaste, atrito aparente e mecanismo de desgaste) com variáveis microestruturais, parte da compreensão dos mecanismos de desgaste em cilindros de laminação deverá ser alcançada.

Observou-se na análise dos mecanismos de desgaste após os ensaios de deslizamento, entre outros mecanismos de desgaste presentes, a presença de riscos abrasivos nas marcas de desgaste.

Estudos recentes sobre a influência da microestrutura na microabrasão em ligas ferrosas multicomponentes foram realizados. No entanto, alguns aspectos relacionados à microabrasão destas ligas ainda não estão muito claros, principalmente no que tange partículas abrasivas moles. Realizou-se, então um estudo sobre a ação da microabrasão nas ligas ferrosas deste trabalho, utilizando-se partículas de sílica abrasivo. Observou-se o

efeito da dureza nominal da matriz e os aspectos microestruturais relacionados aos carbonetos eutéticos.

O Capítulo II deste trabalho apresenta uma revisão bibliográfica sobre o assunto, abordando os temas de tribologia e modos de degradação em cilindros de laminação; aspectos teóricos no desgaste por deslizamento, destacando-se o desgaste oxidativo; influência dos parâmetros tribológicos nestes tipos de desgaste, uma breve revisão sobre materiais utilizados em confecção de cilindros, sobretudo a metalurgia e performance da ligas ferrosas multicomponentes, e finalmente, uma abordagem sobre microabrasão.

No Capítulo III é feita uma descrição da metodologia experimental e recursos laboratoriais utilizados.

O Capítulo IV apresenta os resultados experimentais e a discussões relevantes ao trabalho.

No Capítulo V a conclusão advinda dos resultados experimentais deste trabalho é apresentada.

O capítulo VI apresenta propostas de trabalhos futuros decorrentes das observações e conclusões deste trabalho.

Capítulo II

Revisão bibliográfica

2.1 – Laminação

A laminação consiste de um processo de conformação mecânica no qual o material metálico é deformado plasticamente quando o mesmo passa através de cilindros. Este processo permite a fabricação de diversos tipos de peças tais como, trilhos, lingotes, placas, fios, tiras e perfis de diversas formas (Dieter, 1981).

Na produção de tiras à quente, a qualidade dos laminados (rugosidade, dimensões, propriedades mecânicas) está diretamente relacionada com o desempenho dos cilindros do trem acabador. O trem acabador consiste de cadeiras de laminadores quádruos responsáveis pela diminuição da espessura das tiras (Figura 2.1).

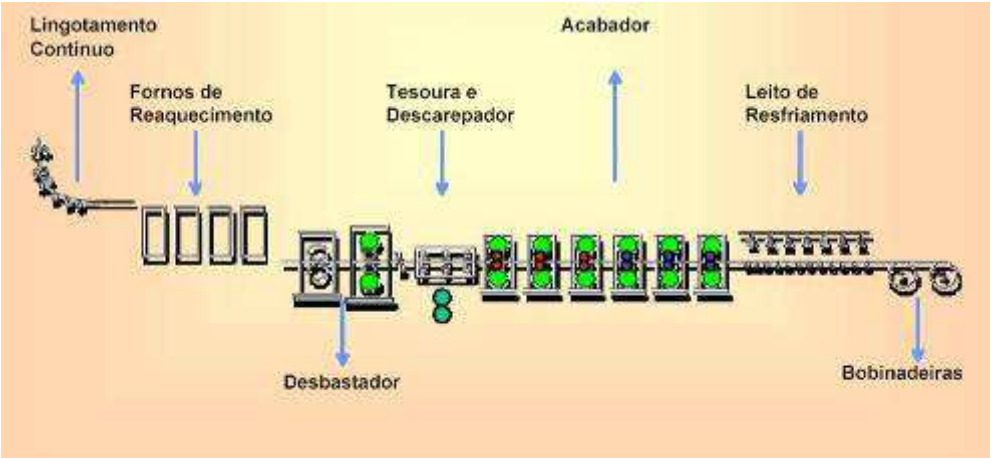

Figura 2.1 - Esquema de uma linha de produção de tiras laminas à quente (Carvalho, 2003).

Em relação ao movimento da chapa laminada e dos cilindros, a velocidade da peça laminada varia entre a entrada e a saída dos cilindros de laminação (Dieter, 1981). Uma chapa antes de entrar no conjunto de cilindros possui uma espessura E0 (Figura 2.2). O

processo de deformação diminui a espessura da chapa para Ef na saída dos cilindros. Considerando, como uma aproximação teórica, que o processo de deformação da espessura da chapa cause somente um alongamento da chapa, sem causar alteração nas dimensões da largura da chapa, a variação de volume de material que atravessa os cilindros é nula. A quantidade de material que entra nos cilindros é a mesma que sai dos cilindros num mesmo intervalo de tempo:

$$E0 \times l \times Ve = Ef \times b \times Vf \quad (1.1)$$

onde:

E0: espessura da chapa antes de atravessar nos cilindros.

Ef: espessura da chapa depois de atravessar os cilindros.

l: largura da chapa.

Ve: velocidade da chapa antes de atravessar os cilindros.

Vf: velocidade da chapa depois de atravessar os cilindros.

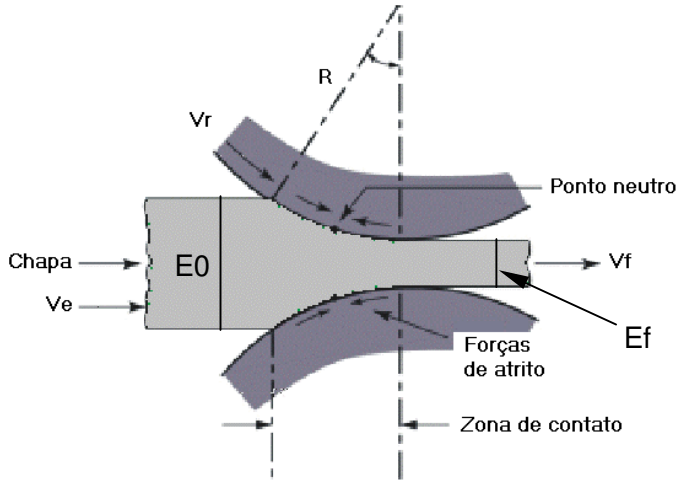

Figura 2.2 - Velocidades e forças de atrito durante a laminação.

Como a variação de volume que atravessa os cilindros é nula, a velocidade Vf deve ser maior do que a velocidade Ve. Portanto, a velocidade da chapa deve aumentar continuamente até Vf. A velocidade da chapa antes da entrada nos cilindros é menor do que a velocidade periférica dos cilindros Vr. No entanto, com o aumento da velocidade da chapa laminada, a mesma se iguala à velocidade Vr no ponto de contato entre chapa e cilindro, denominada ponto neutro. Portanto, no ponto neutro, a velocidade relativa entre a chapa e o cilindro é igual a zero. Depois do ponto neutro, a velocidade da chapa laminada é superior à

velocidade periférica do cilindro. A velocidade relativa volta a aumentar, só que no sentido de se afastar do ponto neutro. A velocidade relativa muda de sentido a partir do ponto neutro.

Em conseqüência do movimento relativo entre chapa e cilindro, as forças de atrito também mudam de sentido no ponto neutro. Entre a entrada e o ponto neutro, a velocidade do cilindro é mais lenta e a força de atrito atua no sentido de empurrar a chapa. Depois do ponto neutro, a velocidade da chapa é maior e o sentido da força de atrito é contrário à saída da chapa.

O processo de laminação opera com níveis elevados de carga e temperatura, causando solicitações severas nos cilindros de laminação e conseqüentemente levando ao desgaste.

Spuzic et al. (1994) e Park et al. (1999) afirmam que a degradação que ocorre nos cilindros de laminação caracteriza-se pela presença de vários mecanismos, tais como, abrasão, oxidação, adesão e fadiga térmica.

A abrasão significa perda de material devido ao movimento relativo entre superfícies ou partículas e decorrentes da ação de asperidades duras numa das superfícies, ou partículas abrasivas livres entre as duas superfícies, ou ainda, partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies (Zum Ghar, 1987). Os fragmentos da camada de óxido e do material metálico do cilindro podem atuar como agentes abrasivos causando riscos sobre a superfície dos cilindros.

A variação de temperatura e dos níveis de tensão na superfície dos cilindros (contato alternado com o produto laminado e o resfriamento pela água) causa um processo de fadiga termo-mecânica. Os níveis de resistência do material do cilindro podem ser superados e iniciar um processo de nucleação e propagação de trincas. O fenômeno é responsável pelo arrancamento de parte do material metálico do cilindro de laminação. Este fenômeno é conhecido como bandeamento (o termo em inglês é “banding”).

A combinação de temperaturas e tensões elevadas causa um processo de oxidação. Apesar deste fenômeno estar incluído como uns dos modos de degradação de cilindros, a formação da camada de óxido sobre a superfície de cilindros pode ser útil. Se a camada de óxido for dura e aderente a superfície do cilindro, a mesma pode atuar como proteção frente ao desgaste abrasivo.

A adesão, ou mais exatamente o engripamento, entre as camadas de óxido dos cilindros e dos produtos laminados é responsável pelo arrancamento de material. Isto provoca perda de qualidade no acabamento no material laminado e aumento da força de laminação (aumento do coeficiente de atrito).

Todos estes modos de degradação de cilindros estão inter-relacionados, tornando o estudo destes fenômenos bastante complexo. Dos modos de degradação citados anteriormente, somente a abrasão e a adesão podem ser incluídas como mecanismos de desgaste definidos pela tribologia.

2.2 – Aspectos envolvidos no desgaste por deslizamento

O desgaste por deslizamento caracteriza-se pelo movimento relativo entre duas superfícies lisas sujeitas a uma carga aplicada, onde um dano superficial durante o movimento relativo não ocorre pela formação de sulcos profundos oriundos pela penetração de asperidades ou partículas duras (Zum Ghar, 1987).

Zum Ghar (1987) resume os diferentes modos de degradação que podem agir no desgaste por deslizamento (Figura 2.3). Em regiões da área real de contato entre as duas superfícies em deslizamento, pode ocorrer adesão entre asperidades que formam junções (Figura 2.3a). O esforço cisalhante do movimento relativo entre as superfícies pode romper estas junções fora do plano de contato, criando fragmentos. A deformação plástica necessária para o rompimento das junções encrua os fragmentos, causando aumento da dureza dos mesmos. Estes fragmentos podem ser transferidos para outra superfície, ou ficarem livres entre as superfícies em deslizamento. A aplicação de esforços mecânicos nestes fragmentos causa ainda mais encruamento, tornando-os mais duros. Isto permite que estes fragmentos atuem como partículas abrasivas, sulcando a superfície de contato.

Para materiais dúteis (Figura 2.3b) pode acontecer o fenômeno de delaminação (Suh, 1973). Tensões cíclicas (fadiga superficial) aplicadas por uma superfície dura sobre outra dútil causam deformação plástica e moldam os fragmentos na forma de lâminas. O acúmulo de deformação provoca nucleação e crescimento de trincas paralelas à superfície de deslizamento, rompendo estes fragmentos.

Em materiais frágeis (Figura 2.3c), o contato entre asperidades provoca tensões locais elevadas pela total ou quase completa ausência de deformação plástica. Isto induz o processo de nucleação e crescimento de trincas em zonas inicialmente frágeis do material, e finalmente ao rompimento de fragmentos de desgaste.

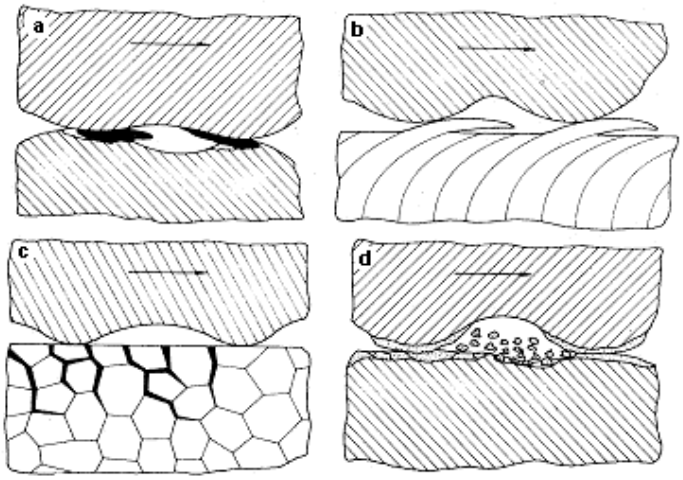

Figura 2.3 - Modos de degradação das superfícies em contato no desgaste por deslizamento (Zum Ghar, 1987).

O aumento de temperatura na interface e as condições de carga e velocidade de deslizamento num dado tribosistema facilitam o desenvolvimento de camadas de óxido na interface de contato. Contudo, estas mesmas camadas podem adquirir fragilidade e quebrar, formando fragmentos que geralmente sendo mais duros agem como agentes abrasivos (Figura 2.3d). Este modo de degradação é caracterizado por desgaste oxidativo.

Hutchings (1992) afirma que os variados mecanismos presentes no desgaste por deslizamento têm sua importância influenciada também pelas condições tribológicas (carga normal aplicada, velocidade deslizamento, lubrificação ou não, e em certos casos, o tempo de deslizamento). Os principais fatores que comandam o desgaste por deslizamento são a tensões de contato, a temperatura e o fenômeno de oxidação. A relação entre estes fatores é que torna o fenômeno do desgaste por deslizamento complexo. As características e propriedades dos materiais junto com os fatores anteriormente mencionados também exercem influência nos modos de degradação das superfícies dos materiais.

A velocidade de deslizamento e a carga normal participam na variação da temperatura de interface. Um aumento da carga aplicada num dado tribosistema eleva os níveis de tensão na superfície de contato, que pode causar maior deformação das asperidades.

A velocidade de deslizamento é importante por determinar o comportamento térmico da superfície de contato. Se a velocidade de deslizamento for baixa, o calor poderá ser retirado por condução, abaixando a temperatura na região de contato. Já para velocidades altas, a condução térmica será insuficiente para remoção do calor, levando ao aumento de temperatura. A elevação da temperatura traz as seguintes conseqüências principais:

favorecimento da oxidação, diminuição da resistência mecânica das asperidades e regiões próximas e mesmo fusão em alguns pontos da interface.

A variação das condições tribológicas no desgaste por deslizamento propiciam diferentes regimes de desgaste, de forma que se formulou mapas de desgaste que relacionam os regimes com diversos valores de carga e velocidade de deslizamento (Figura 2.4). Para cada regimes de desgaste se apresentam diferentes mecanismos de desgaste (Lim e Ashby, 1987).

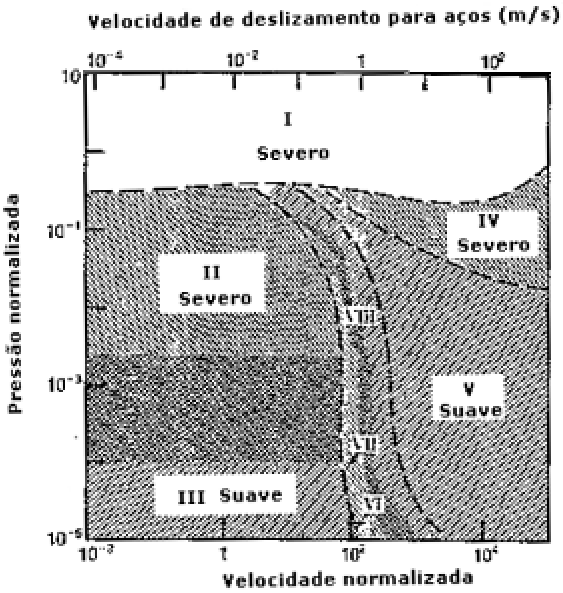

Figura 2.4 - Mapas de desgaste de Lim e Ashby (Hutchings, 1992).

Os diferentes regimes de desgaste, aceitando que cada par tribológico possuirá mapas de regime distintos, apresentam as seguintes características gerais (Hutchings, 1992):

- Regime I: pressão de contato elevada, presença do fenômeno de engripamento. Crescimento catastrófico de junções nas asperidades.
- Regime II: Camadas de óxidos penetradas pelas asperidades e formação de fragmentos metálicos. Elevação da tensão superficial (aumento do coeficiente de atrito). Taxa de desgaste é alta.
- Regime III: camadas de óxido resistem a penetração das asperidades (menor pressão de contato) e presença de fragmentos destas mesmas camadas.
- Regime IV: aumento da temperatura de contato (velocidade de deslizamento elevada), que pode causar fusão e diminuir o atrito, mas isto não significa

decréscimo da taxa de desgaste porque a energia continua sendo dissipada pelo meio líquido e ocasionando desgaste severo na forma de fragmentos metálicos fundidos.

- Regime V: a carga normal baixa permite a manutenção da camada de óxido formada pelo calor gerado pelo atrito. Deformação da camada de óxido indica mais fragmentos oriundos desta primeira do que partículas metálicas. A taxa de desgaste é menos acentuada.
- Regime VI: um dos regimes que estão na faixa de transição onde os efeitos térmicos começam a ser importantes. O aumento de temperatura ocorre mais principalmente nas asperidades em contato, regiões denominadas como pontos quentes (em inglês, “hot-spots”). Tem-se crescimento e remoção de fragmentos da camada de óxido nas asperidades de contato.
- Regime VII: aumento da carga aplicada no tribosistema, mesmo com o acréscimo da taxa de oxidação em certas regiões, causa surgimento do contato metálico entre asperidades e caracterizando regime severo com geração de fragmentos metálicos.
- Regime VIII: aumentos instantâneos maiores (“temperatura flash”) nos pontos quentes. Abre-se possibilidade de alteração microestrutural devido a estas temperaturas, exercendo influência sobre a estabilidade da camada de óxido.

Os modos de degradação e regimes no desgaste por deslizamento, observando o mapa de desgaste, mostram que os mecanismos de desgaste por deslizamento são regidos pela plasticidade (regimes I, II, III) e oxidação (regimes IV, V, VI, VII e VIII).

No desgaste por deslizamento regido pela plasticidade, a formação dos fragmentos de desgaste é causada pela ação das tensões entre as superfícies em contato deslizante. A adesão entre as asperidades pode ocasionar arrancamento de material de uma das superfícies em contato, formando fragmentos de desgaste. Estes fragmentos podem ficar livres dentro do evento de desgaste ou serem transferidos para outra superfície do sistema. Nos dois casos, os fragmentos de desgaste sofrem ação mecânica devido ao deslizamento.

O desgaste por deslizamento é regido pela oxidação quando as variáveis velocidade de deslizamento e carga conseguem aumentar a temperatura na interface de contato, possibilitando a formação de camada triboquímica. A formação de filmes de compostos triboquímicos tem a capacidade de interferir nos mecanismos de desgaste regidos pela plasticidade. Isto se deve a diminuição da deformação abaixo da interface de contato das superfícies em deslizamento (Hutchings, 1992).

Por causa das tensões e temperaturas elevadas, o mecanismo de desgaste precursor dos vários modos de degradação nos cilindros de laminação é o desgaste

oxidativo, ou seja, um modo de desgaste por deslizamento regido pela oxidação. Há vasta revisão bibliográfica sobre o desgaste oxidativo, no que tange modelos teóricos e aspectos experimentais. Estes dois tópicos serão abordados nesta revisão bibliográfica.

2.3 – Desgaste oxidativo: aspectos teóricos

Este mecanismo de desgaste ocorre quando duas superfícies envolvidas por uma atmosfera não inerte têm suas asperidades mais altas em contato e existe um movimento relativo entre as mesmas. O atrito presente devido ao deslizamento causa um aumento de temperatura local nas regiões próximas das asperidades em contato. O aumento de temperatura favorece reações de oxidação na superfície dos metais pré-oxidados ou com superfícies originalmente limpas. Mailander e Dies apud Stachowiak e Batchelor (2001) postularam o desgaste oxidativo como aquele na qual o mecanismo de desgaste provoca mudanças na composição química dos fragmentos de desgaste Estas mudanças são causadas pelo contato em deslizamento em condições adequadas de solicitação de carga e velocidade.

Os processo de desgaste oxidativo foram classificados como suave ou severo por Archard e Hirst apud (Zum Ghar, 1987) e (Quinn, 1983). O mecanismo do desgaste severo consiste no contato metálico entre as superfícies em deslizamento, causando adesão entre as asperidades em contato e deformação plástica com conseqüente crescimento de junções, além de transferência de material e encruamento das superfícies. No desgaste suave, as superfícies metálicas são separadas por camadas de óxido anteriormente presentes ou formadas por reações triboquímicas, o que elimina o contato metálico deslizante.

Em geral, os valores das taxas de desgaste para o processo severo são de duas ordens de grandeza em relação ao suave, especialmente, de acordo com Welsh apud (Quinn, 1983), nas cargas de transição de mecanismo de desgaste nos aços em desgaste à seco. No entanto, deve ser observado que em certas situações tribológicas a taxa de desgaste no modo severo não é superior ao modo suave. Existem tribosistemas onde o processo de desgaste suave alcance taxas de desgaste semelhantes ao severo para um mesmo grupo de materiais.

As condições tribológicas como a carga aplicada e a temperatura do tribosistema definem se a modalidade de desgaste é suave ou severa (Sullivan e Athwal, 1983) e (Quinn, 1983).

Sullivan e Athwal (1983) realizaram estudos com ensaios de desgaste pino sobre

disco de mesma espécie (aço AISI 52100), onde combinaram efeitos da variação de carga aplicada e temperatura (Figura 2.5). Os resultados da taxa de desgaste mostraram dois aspectos importantes. Ocorreu uma transição na faixa de desgaste que, segundo os autores, deveu-se a uma mudança no tipo de óxido presente na superfície de desgaste e nos fragmentos, verificada pela observação por difração de raios-X dos fragmentos. O aumento da carga favorece a formação da magnetita (mais favorável contra o desgaste, de acordo com os autores) por causa da temperatura mais alta produzida pela carga mais elevada.

Outro fator que se observou foi o decréscimo na taxa de desgaste com o acréscimo de carga em temperaturas mais elevadas. Os autores argumentaram que o mecanismo de desgaste da camada de óxido pode ser uma combinação do aumento da fragilidade da camada de óxido devido à diferença de temperatura entre substrato metálico e esta primeira (expansão térmica) e fadiga mecânica desta última. O aumento de temperatura teria efeito de reduzir as duas causas de remoção da camada. Portanto, a transição entre os níveis de intensidade de desgaste por deslizamento é função da natureza do composto triboquímico presente e de suas propriedades mecânicas. Estas duas variáveis dependem das condições tribológicas do tribosistema.

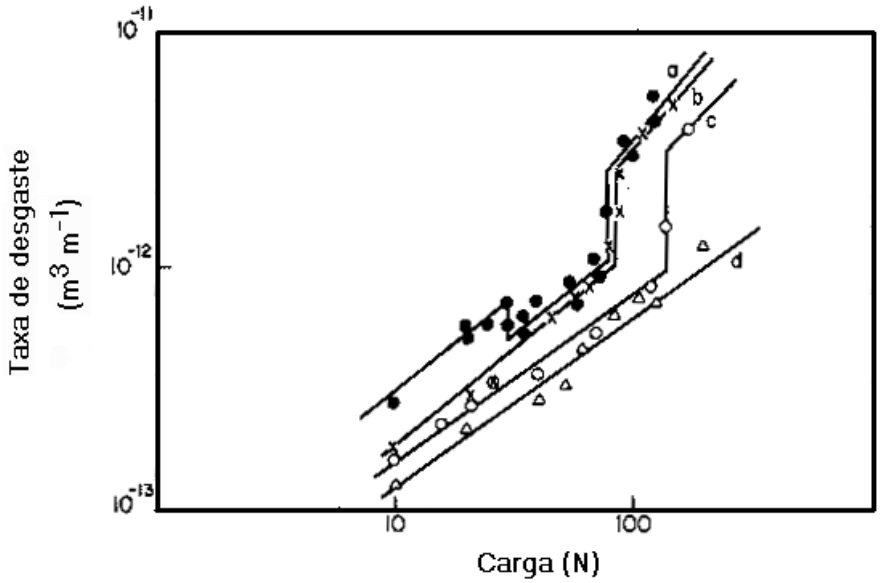

Figura 2.5 - Taxa de desgaste em função da carga aplicada para várias temperaturas do disco. (a) Disco sem aquecimento, ●. (b) 200°C, x. (c) 300°C, ○. (d) 500°C, Δ (Sullivan e Athwak, 1983).

O mecanismo do desgaste oxidativo é explicado por algumas teorias que tentam prever os valores de algumas grandezas inerentes ao fenômeno. A teoria de Quinn (Quinn,

1983) explica que o calor gerado pelo atrito entre duas superfícies em contato deslizante aumenta a temperatura nas asperidades de contato em relação à temperatura geral das superfícies. Esta temperatura mais elevada promove uma taxa de oxidação mais elevada nas regiões das asperidades e proximidades.

A continuidade do processo do desgaste oxidativo promove o crescimento dos filmes de óxido nas asperidades de contato, tanto na abrangência de área e na espessura, de forma que as ilhas de óxido se ligam ao longo das superfícies dos corpos em contato deslizante (Figura 2.6). Os filmes de óxido crescem em espessura até atingirem uma dimensão crítica, normalmente na faixa de 1 a 3 μm, na qual há o rompimento das ilhas na forma de pequenos fragmentos que podem atuar como partículas abrasivas (Matamoros, 2002), (Batchelor et al., 1986), (Quinn, 1983). A espessura crítica do filme de óxido depende dos seguintes parâmetros: tipo de óxido formado, material do substrato e as condições de deslizamento (carga, velocidade de deslizamento e meio, etc).

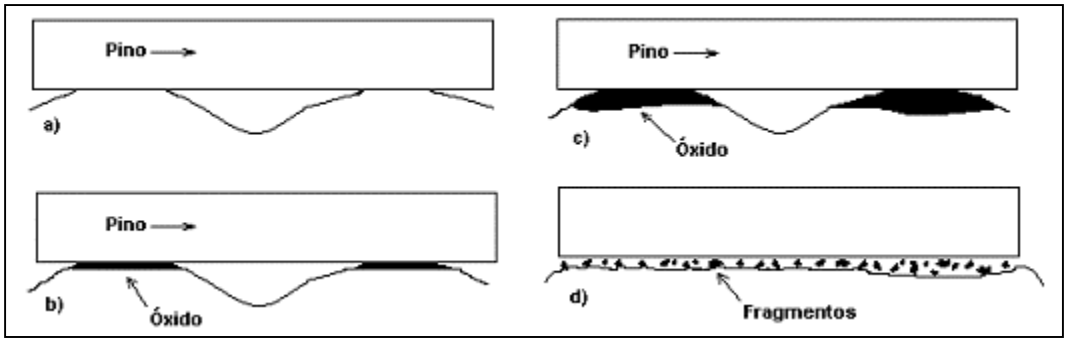

Figura 2.6 - Mecanismo de desgaste oxidativo. a) Formação do patamar. b) Crescimento do patamar. c) Expansão dos óxidos. d) Quebra dos óxidos para formar as partículas. (Matamoros, 2002).

Os trabalhos de So (1995) e (So et al., 2002) mostram resultados experimentais, através de ensaios de desgaste por deslizamento na configuração pino sobre disco, que divergiam da proposta do modelo de Quinn sobre a relação direta com a carga e a espessura da camada de óxido. No primeiro trabalho (So, 1995), a taxa de desgaste não mostrou ser diretamente proporcional à carga aplicada (Figura 2.7). Além disso, a medição do tamanho dos fragmentos e a análise da topografia da superfície de desgaste indicam que a ruptura da camada de óxido ocorria sem a necessidade de alcançar uma espessura crítica. Observações mostraram que os fragmentos eram arrancados em dimensões inferiores a espessura da camada de óxido (So, 1995) e (So et al., 2002). O modelo de So não prevê os efeitos da transição dos valores da taxa de desgaste com a formação de novos

tipos de óxidos devido ao aumento da carga aplicadas nos ensaios.

Matamoros (2002) elaborou um modelo de mecanismo de desgaste oxidativo diferente. O modelo parte de dois princípios de oxidação. A superfície do metal contém sítios preferenciais para oxidação, por causa das irregularidades superficiais. O outro princípio é que os vales das asperezas são a fonte da nucleação dos óxidos. O crescimento do filme de óxido deixa de ocorrer preferencialmente em sítios específicos com o desenvolvimento do processo de desgaste oxidativo (Figura 2.8).

No modelo proposto por Matamoros, a utilização da teoria hertziana de contato, permite obter uma relação linear do coeficiente da taxa de desgaste com a carga aplicada.

O crescimento do filme de óxido ocorrerá até alcançar uma espessura crítica. Depois, a superfície oxidada estará sujeita a tensões que poderão causar trincas e arrancamento do filme óxido, originando fragmentos de desgaste (Figura 2.8).

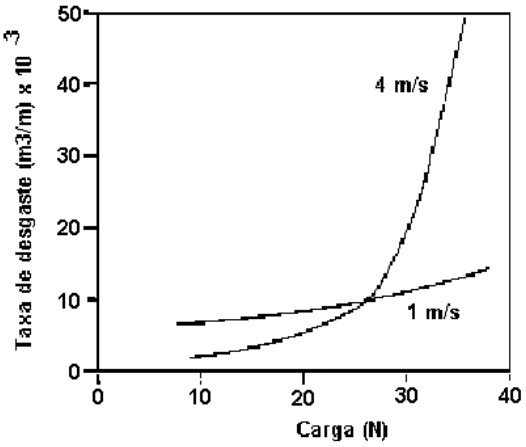

Figura 2.7 - Variação da taxa de desgaste em função da carga aplicada em aço de médio carbono para diferentes velocidades (So, 1995).

Todos os modelos de desgaste oxidativo apresentados aqui têm uma falha em comum. Estes modelos não consideram o processo de remoção do filme de óxido e o que ocorre com os fragmentos de desgaste originados no processo de degradação do filme. Na verdade, os fragmentos de desgaste destes filmes devem ter participação ativa no processo de desgaste oxidativo.

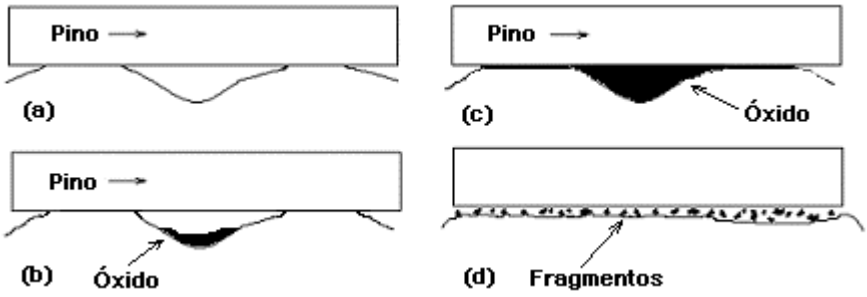

Figura 2.8 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo de Matamoros.

A resistência ao desgaste por deslizamento oxidativo se deve à manutenção de uma camada triboquímica aderida ao substrato metálico sobre a ação de uma carga aplicada e movimento relativo entre corpo e contra-corpo. A formação e manutenção da camada triboquímica protetora dependem de alguns fatores, tais como, as características dos fragmentos oriundos do processo de desgaste e das variáveis do sistema (carga, velocidade, temperatura ambiente e características do substrato metálico).

Os fragmentos de desgaste são formados devido à fragilidade da camada de óxido ou do substrato metálico. A camada triboquímica pode consistir de fragmentos de desgaste vindos do corpo e contra-corpo, e são pulverizados, misturados, compactados e parcialmente sinterizados mecanicamente. Óxidos originalmente presentes da superfície de contato, além de inclusões e fases secundárias de endurecimento do substrato metálico, podem diminuir a dutilidade da camada de material transferido, aumentando o efeito de fragilização e remoção da camada protetora.

Para sistemas tribológicos com deslizamento unidirecional em velocidades elevadas, Stott (1998), os fragmentos de desgaste podem ser originados da oxidação dos fragmentos metálicos. Para velocidades ainda mais elevadas, é possível maior taxa de oxidação, além de deformação plástica e fusão das asperidades.

Em sistemas tribológicos de deslizamento alternado em velocidades baixas e temperaturas elevadas, o papel do calor gerado pelo atrito é menor e impossibilita a fusão localizada nas asperidades de contato. Stott e Wood (1978), Stott et al. (1985) e Jiang et al. (1994, 1995) têm estudado o fenômeno de desgaste por deslizamento em sistemas com velocidades e temperaturas variadas. A variação destes parâmetros determina a quantidade e modo da geração da camada de compostos triboquímicos (fragmentos metálicos e oxidados) protetores frente ao desgaste.

Um modelo físico (Figura 2.9) para o estabelecimento de camadas de óxido protetoras num sistema tribológico de deslizamento alternado em baixas velocidades foi proposto por Stott et al. (1994). No início do processo de deslizamento, o contato entre as

asperidades é puramente metálico devido à remoção das primeiras camadas de óxido formadas, ou seja, ocorre então a formação de fragmentos metálicos por transferência de material ou por delaminação (Figura 2.9a).

O movimento de deslizamento alternado promove a cominuição, oxidação e aglomeração de partículas dos fragmentos metálicos, além disso, estas partículas oxidadas, dependendo do tamanho das mesmas e dos sulcos, são aglomeradas nestes últimos nas superfícies em deslizamento (Figura 2.9b). O comportamento mecânico (dureza, encruamento, etc.) do substrato e dos fragmentos metálicos, frente aos parâmetros tribológicos (temperatura e carga) é importante para determinação da capacidade de formação destes aglomerados e posterior formação das camadas protetoras (Jiang et al., 1994) e (Stott e Jordan, 2001). As camadas de óxido formadas por estes aglomerados de material oferecem resistência ao desgaste pela capacidade de suporte de carga.

Estas regiões com depósitos de aglomerados sofrem compactação e compressão durante o deslizamento. Este processo causa a sinterização das partículas dos fragmentos de desgaste (Figura 2.9c).

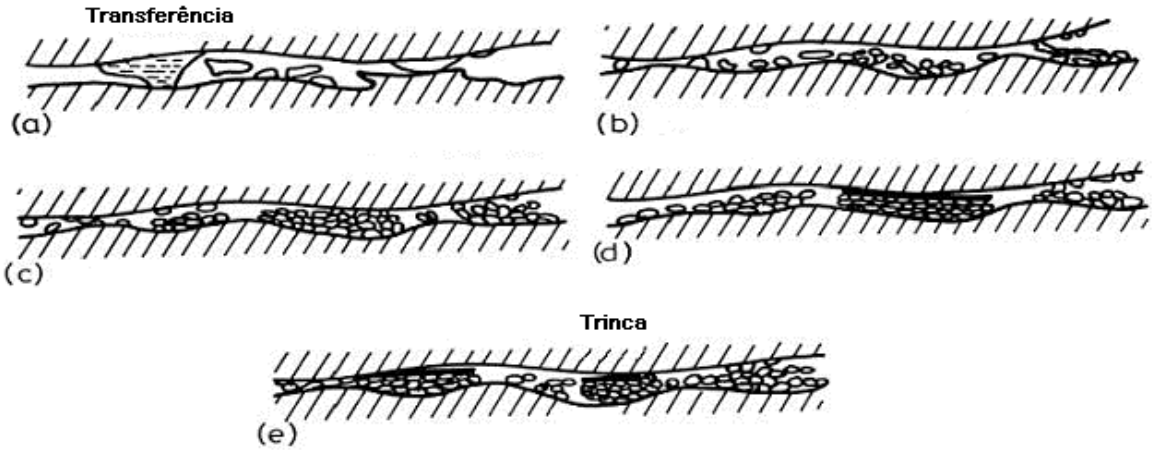

Figura 2.9 - (a) Geração de fragmentos metálicos de desgaste. (b) Cominuição, oxidação e aglomeração. (c) Compactação de aglomerados das partículas de fragmentos de desgaste. (d) Formação de “glazes” (vidro metálico). (e) Quebra das camadas de proteção e surgimento de novas áreas de proteção (Jiang et al., 1994).

Se a temperatura localizada nestes aglomerados for adequada, o processo de compactação e sinterização possibilitará uma boa adesão destas regiões e a ação contínua do deslizamento provocará o polimento destes aglomerados (Figura 2.9d), formando então

regiões que denominaremos como vidrados (o termo na literatura inglesa é “glazes”). Percebeu-se que a presença destes últimos coincidia com a diminuição da taxa de desgaste. Stott e Wood (1978) afirmam que os vidrados são cristais de fragmentos de óxidos de tamanho sub-mícron. Contudo, se a temperatura não estiver adequada, ou outras condições não forem favoráveis para formação dos vidrados, as regiões dos aglomerados das partículas dos fragmentos sofrerá quebra e remoção das mesmas (Figura 2.9e).

Um modelo físico apresentado por Jiang et al. (1995) mostra a influência da carga aplicada, da temperatura e dos fragmentos de desgaste para o estabelecimento de camadas protetoras, tanto de partículas cominuídas compactadas (camadas rugosas) e os vidrados (que são camadas polidas). Os modelos de Quinn (1983), So (1985) e Matamoros (2002) não são aplicáveis no modelo de Stott porque neste último o aumento de temperatura favorece a maior participação dos fragmentos de desgaste na formação de camadas de óxido protetoras, possibilitando menor taxa de desgaste. Nos outros modelos, a taxa de desgaste sobe com o aumento da temperatura.

A presença de fases secundárias duras exerce influência no comportamento dos materiais metálicos em relação ao desgaste por deslizamento. Zum Ghar (1987) e Vardavoulias (1994) citam que as fases secundárias podem promover o endurecimento da matriz metálica. Por outro lado, a área real de contato entre a matriz metálica e o material da superfície oposta pode diminuir na presença das fases secundárias, principalmente se as mesmas forem incoerentes, modificando e interferindo na adesão entre corpo e contra-corpo e no mecanismo de desgaste oxidativo.

Vardavoulias (1994) realizou ensaios de desgaste oxidativo com amostras de ligas de aço rápido, confeccionadas via metalurgia do pó com algumas amostras reforçadas com partículas cerâmicas de Al_2O_3 e TiC e tratadas termicamente. O trabalho tinha objetivo de avaliar a influência das fases secundárias em relação ao comportamento tribológico destes materiais e estabelecer um modelo físico que mostrava o papel das fases secundárias sobre a manutenção da camada de óxido durante o deslizamento.

Vardavoulias (1994) observou que o tamanho das partículas das fases duras em relação à espessura da camada triboquímica exercia papel fundamental sobre a sustentação da camada de óxido de proteção e por conseqüência na taxa de desgaste.

Com os resultados experimentais, Vardavoulias estabeleceu um modelo físico que mostrava a importância do tamanho das partículas das fases duras sobre a espessura crítica da camada de óxido (denominada aqui de ξ).

No caso da camada de óxido ser maior que as dimensões das partículas das fases duras (Figura 2.10), a camada de óxido envolve completamente estas e quando se atinge a espessura crítica estas partículas são removidas conjuntamente com a camada de óxido,

gerando fragmentos que contêm óxido e partículas da matriz e destas fases duras.

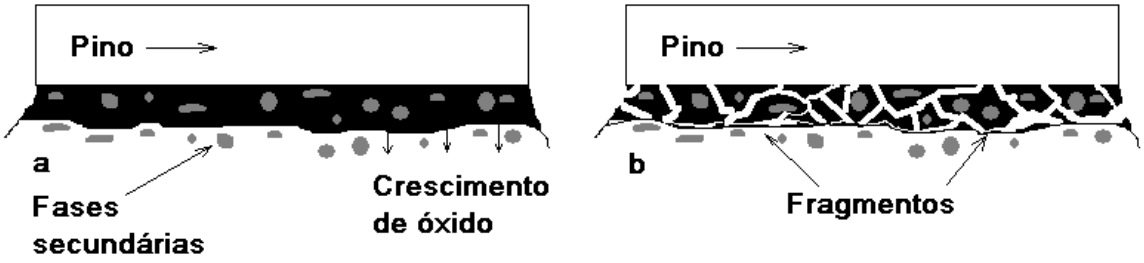

Figura 2.10 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais metálicos com partículas menores do que a espessura camada de óxido. (Vardavoulias, 1994).

Para o caso da espessura da camada de óxido estar no intervalo de $\xi < d < 3\xi$, uma menor quantidade de partículas de fases secundárias são removidas com a quebra da camada de óxido (Figura 2.11). Contudo, a maior parte das partículas se mantém aderidas ao substrato num nível mais alto do que a própria camada. Estas partículas sofrem, então, a ação mecânica do deslizamento do contra-corpo. Se a resistência mecânica e a coesão com a matriz forem adequadas para suportar as solicitações de carga, a resistência ao desgaste aumenta e o desgaste no contra-corpo pode aumentar. Uma menor resistência da partícula causa fratura da mesma e permite acesso do contra-corpo à camada de óxido ou substrato metálico. Outra situação é uma coesão inadequada entre partícula cerâmica e a matriz metálica, de tal forma que ação do deslizamento do contra-corpo arranca a partícula. Nestes dois casos acaba o processo de desgaste nas partículas e retorna a atuação do contra-corpo contra a matriz metálica, aumentando a taxa de desgaste. Além disso, a remoção da partícula da fase dura pode aumentar o efeito abrasivo porque a mesma pode atuar como terceiro corpo num processo de desgaste abrasivo.

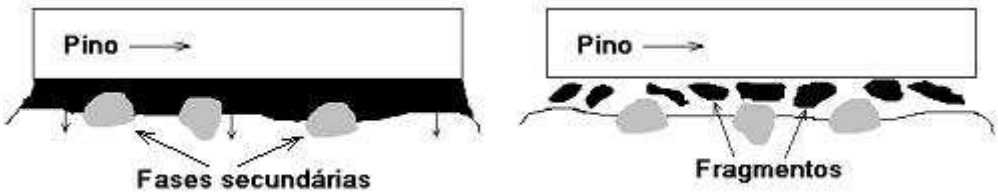

Figura 2.11 – Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais metálicos com partículas de dimensões $\xi < d < 3\xi$. (Vardavoulias, 1994).

Na situação da espessura da camada de óxido ser muito inferior as dimensões das partículas das fases duras (Figura 2.12), as observações de Vardavoulias mostraram ser a

melhor situação contra o desgaste oxidativo, por causa da quebra da camada de óxido e a permanência da partícula na matriz metálica. Isto permite a interação entre a partícula e o contra-corpo, possibilitando maior resistência ao desgaste das ligas de HSS e maior taxa de desgaste do contra-corpo. Observações de Vardavoulias demonstraram que estas partículas eram mais difíceis de fraturar e destacar do substrato metálico. Entretanto, um estudo com cargas mais altas poderia ter sido realizado para verificar a resistência mecânica destas partículas em situações de solicitação mecânica mais severa.

O atrito é um fator importante nos ensaios de desgaste por deslizamento. Muitos autores como (Hutchings, 1992), (Jiang, Stott e Stack, 1994), (Munther e Lenard, 1995), (Munther e Lenard, 1999), (Vergne et al., 2001), (Milan et al., 2002) e (Milan, 2004) mostraram que a presença da camada de óxido triboquímica tem efeito direto no coeficiente de atrito, muitas vezes, reduzindo o mesmo (Figura 2.13). Milan et al. (2002) verificaram que o aumento de temperatura em ensaios de desgaste por deslizamento favorece a formação de maior quantidade de compostos triboquímicos, causando diminuição no coeficiente de atrito.

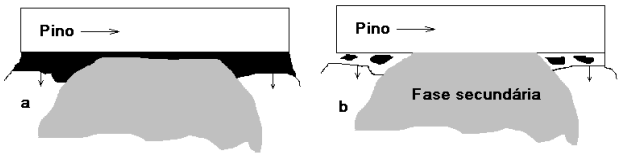

Figura 2.12 - Esquema do mecanismo de desgaste oxidativo para materiais com partículas maiores do que a espessura da camada de óxido. (Vardavoulias, 1994).

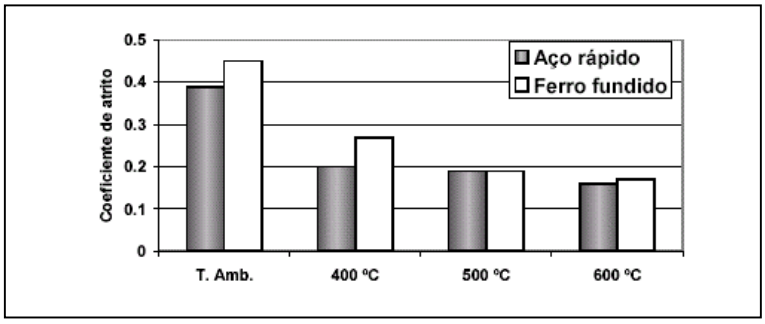

Figura 2.13 - efeito da temperatura no coeficiente de atrito aparente obtido em ensaio de deslizamento em algumas ligas ferrosas. (Milan et al., 2002).

Em relação ao atrito, observou-se que as curvas de coeficiente de atrito, em diversos trabalhos como de (Blau, 1981), (Werquin e Bocquet, 1993), (Wergne et al., 2001) e (Milan et al., 2002), apresentam duas regiões distintas, uma em que o atrito não atingiu o regime

permanente e outra na qual o regime foi alcançado (Figura 2.14). Pode-se relacionar o comportamento transiente e permanente do atrito com o desgaste.

Blau (1981) citou quatro mecanismos principais responsáveis pela transição do atrito e do desgaste: transferência metálica, formação e remoção de filme, geração de fragmentos e deterioração cíclica da superfície. Estes mecanismos podem atuar de forma simultânea.

O atrito na laminação é importante porque determina a potência necessária a ser imposta nos laminadores.

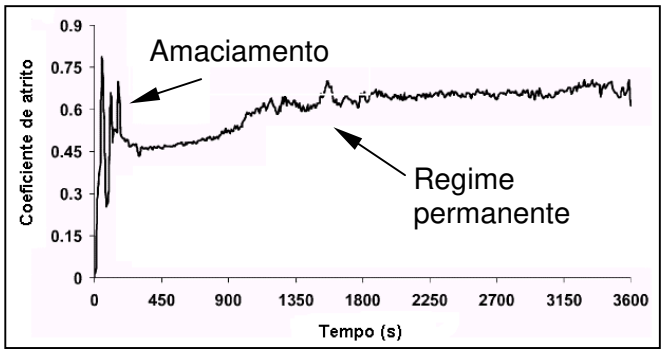

Figura 2.14 – Coeficiente de atrito ao longo do tempo. Observa-se as regiões de regime transiente e permanente (Vergne et al., 2001).

2.4 – Modos de degradação e ensaios tribológicos em cilindros de laminação

A laminação de tiras à quente pode ser dividida em três componentes independentes: o cilindro de laminação, o metal a ser laminado e a interface deles. Para a tribologia o que interessa é a interface entre o cilindro e a tira. O tribosistema dos cilindros é governado pelas seguintes variáveis: o material e os parâmetros do processo (Munther e Lenard, 1995).

As características dos materiais que afetam o comportamento tribológico na laminação são limite de escoamento, dureza, módulos de Young e de cisalhamento, energia elástica armazenada e rugosidade. Também são importantes as propriedades termo-físicas: reatividade química, capacidade de adsorção de moléculas de gases, energia superficial. Em relação aos parâmetros do processo, o que importa são temperatura, velocidade e taxa de redução.

Os principais fatores de desgaste nos cilindros de laminação envolvem interação entre mecanismos complexos do desgaste por deslizamento. Colás et al. (1999) citam que vários pesquisadores mencionam que a fadiga térmica e mecânica, assim como a abrasão

causada por fragmentos de óxidos formados na superfície dos cilindros, são as principais causas da degradação superficial dos cilindros. Em outras situações, a presença de protuberâncias da camada de óxido promove a remoção de material através de grandes pedaços (até de material metálico não afetado), num efeito de escala superior ao simples mecanismo de abrasão por fragmentos abrasivos. Todos estes fenômenos são resultados diretos do mecanismo de desgaste por deslizamento que ocorre nos cilindros.

As regiões de remoção de material se estendem ao redor de todo o cilindro, parecendo formar bandas e é por isso que este fenômeno é conhecido como bandeamento (Figura 2.15). O aparecimento destas bandas significa um aumento da rugosidade na superfície dos cilindros de laminação e que traz problemas na qualidade da superfície do material a ser laminado, levando a necessidade de paradas de manutenção para troca dos cilindros de laminação.

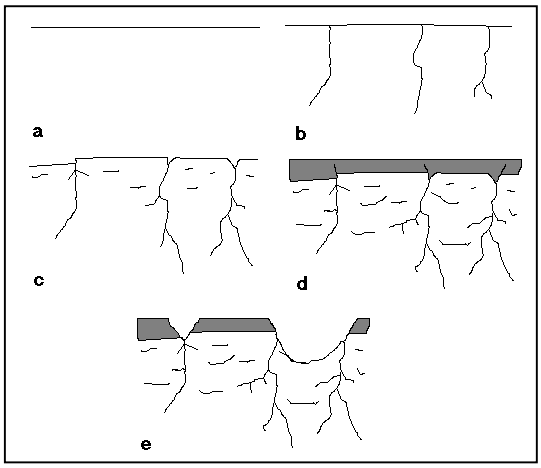

Figura 2.15 - Esquema do mecanismo de desgaste do bandeamento. a) Superfície lisa. b) Formação de trincas perpendiculares. c) Crescimento das trincas perpendiculares e formação de trincas transversais. d) cobertura da superfície do cilindro por uma camada de óxido. e) Arrancamento da camada de óxido e parte do material metálico (Colás et al., 1999).

O aspecto de desgaste na superfície de cilindros de laminação apresenta regiões um pouco oxidadas (compostos triboquímicos), formação de trincas originadas por tensões térmicas e mecânicas (problema que escapa do escopo da tribologia), alisamento das asperidades, e presença de uma certa quantidade de riscos e sulcos de abrasão na matriz e nos carbonetos (Figura 2.16).

Existem vários dispositivos mecânicos para realização de ensaios de desgaste por deslizamento (Figura 2.17). O objetivo destes ensaios pode ser investigar os mecanismos que ocorrem no desgaste, ou então, simular situações práticas para avaliar a taxa de desgaste e o coeficiente de atrito.

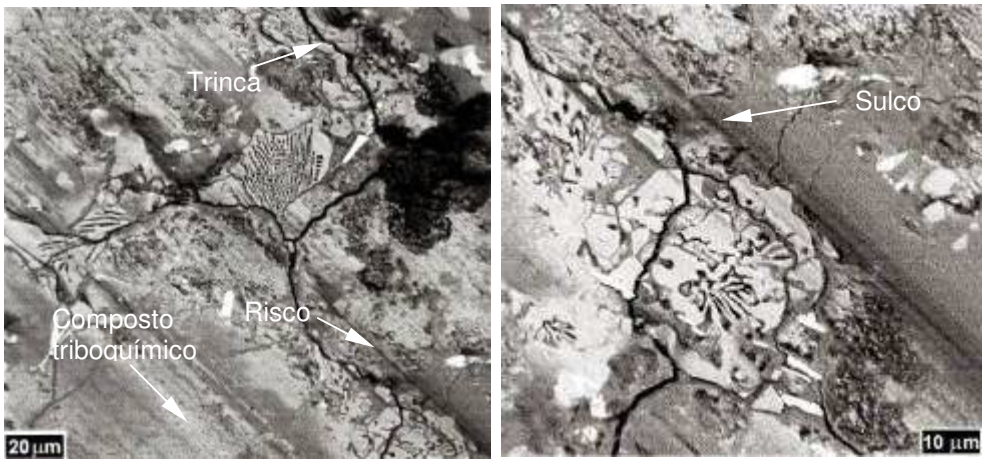

Figura 2.16 - Aspecto da superfície desgastada de um cilindro de laminação de tiras à quente. Cilindro confeccionado de liga ferrosa multicomponente (Cornélio et al., 2004).

É importante padronizar os diferentes parâmetros tribológicos dentro dos ensaios. Qualquer variação destes parâmetros pode levar a falta de reprodutibilidade ou mesmo modificação do mecanismo de desgaste. Além disso, na tentativa de simular o mecanismo de desgaste dentro dos ensaios, deve-se observar os diversos parâmetros tribológicos (carga, temperatura, atmosfera, dimensões dos corpos de prova, materiais) para garantir tal objetivo (Hutchings, 1992). Portanto, é necessário registrar e conferir os aspectos do mecanismo de desgaste envolvidos nos ensaios para comprovar a simulação.

A configuração mecânica de ensaio de desgaste por deslizamento mais usual para avaliar o comportamento tribológico de materiais utilizados em cilindros é o sistema de dois discos. Normalmente um dos discos é aquecido por indução eletromagnética e existe um sistema de refrigeração com água. Os discos podem ser de materiais idênticos ou não. Também é aplicada uma carga sobre um dos discos, aumentado a tensão de contato entre os dois corpos.

Kato et al. (1992) realizaram alguns experimentos em aço alto cromo, no intuito de simular a ação do desgaste abrasivo, através da configuração de dois rolos. Neste estudo do desgaste, Kato et al. (1992) observaram a presença de riscos na superfície, caracterizando desgaste abrasivo.

A temperatura influenciou no aspecto da superfície desgastada dos rolos. Nas

temperaturas de 400° e 500° C, os riscos estão pres entes somente na matriz. Para temperaturas superiores a 600°C, a superfície é co berta por uma camada de óxido de ferro. Um aspecto importante observado é que os carbonetos não pareceram riscados, indicando que a dureza destas partículas abrasivas era inferior ao destes carbonetos. No entanto, o aspecto do desgaste nos cilindros (Figura 2.16) mostrou a presença de riscos nos carbonetos. Outro problema é a grande oxidação que ocorreu nas superfícies dos rolos, formada nas condições de temperaturas mais elevadas nestes ensaios. Esta condição não reproduz o mecanismo desgaste real observado.

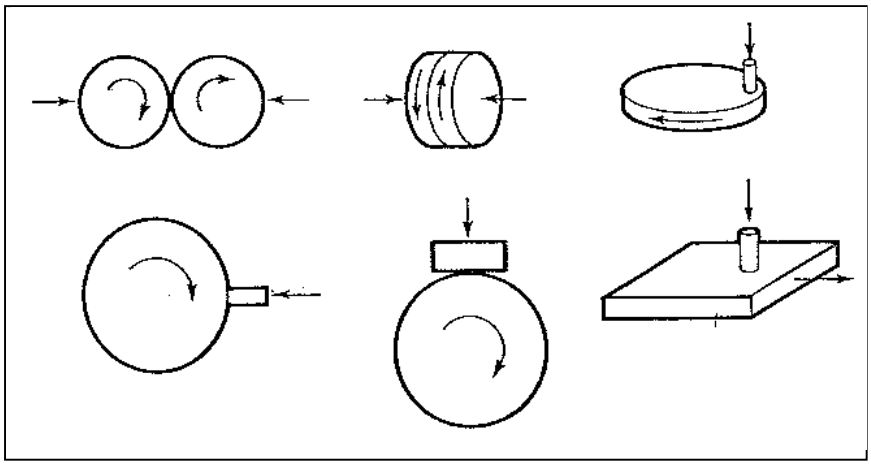

Figura 2.17 - Esquema de dispositivos mecânicos para ensaios de desgaste por deslizamento (Hutchings, 1992).

O problema do ensaio de desgaste na configuração de dois discos, além dos outros ensaios mostrados anteriormente (Figura 2.17) é a infidelidade na reprodução do tipo de movimento entre a superfície de contato entre cilindro e peça laminada. O movimento dos corpos nestes tipos de ensaios não alterna o sentido da velocidade do corpo em movimento e das forças de atrito.

Milan et al. (2004) propuseram uma nova metodologia de ensaio de desgaste em materiais para cilindros de laminação. Nesta nova metodologia, a realização dos ensaios de desgaste por deslizamento adota a configuração alternada, pino sobre plano,sendo o pino como contra-corpo na forma de esfera e amostras de ligas como plano. Esta abordagem permite simular a alternância do movimento relativo e da força de atrito durante a laminação.

Num trabalho anterior destes autores, Milan et al. (2001) começaram a efetuar ensaios de desgaste nesta configuração com esferas de aço 52100 como contra-corpo, em diferentes temperaturas. O mecanismo de desgaste encontrado não era semelhante ao encontrado na situação real (Figura 2.16). Além disso, a presença da camada triboquímica

na marca de desgaste era exagerada e não permitia elucidar a proveniência da mesma (processo triboquímico ou transferência de material das esferas).

No intuito de identificar a origem da camada triboquímica nestes ensaios, Milan et al. (2003) fizeram ensaios com esferas de WC-Co, material de natureza diferente das amostras, possibilitando a presença do efeito de transferência de material. Os resultados novamente foram insatisfatórios no sentido de reproduzir o mecanismo de desgaste real nos cilindros. No entanto, a utilização das esferas de WC-Co permitiu visualizar o mecanismo de transferência de material das esferas para marca de desgaste e a ausência de oxigênio na camada de material sobre a marca de desgaste.

Finalmente, estes autores (Milan et al., 2004) e (Milan et al., 2005) mostraram que a utilização de esferas de Si_3N_4 como contra-corpo nos ensaios de desgaste por deslizamento, e em certas condições tribológicas (temperatura, freqüência, carga e atmosfera) permitem obter o mecanismo de desgaste mostrado na (Figura 2.16) que caracteriza o desgaste em cilindros de laminação de tiras à quente (Figura 2.18). A vantagem desta nova metodologia está na sua simplicidade, rapidez, confiabilidade e economia.

Esta metodologia de ensaio de desgaste por deslizamento para reprodução do mecanismo de desgaste encontrado nos cilindros de laminação foi aplicada neste trabalho. O procedimento experimental adotado neste trabalho foi otimizar a carga normal que deveria ser aplicada nas ligas ferrosas multicomponentes estudadas aqui, pelo motivo igual de reproduzir o mecanismo de desgaste real. Encontrado a carga normal ideal, aplicou-se as condições tribológicas em todas as ligas estudadas neste trabalho.

A próxima seção tratará dos aspectos metalúrgicos básicos e performance das ligas ferrosas multicomponentes que tem mostrado bons resultados frente ao desgaste dos cilindros de laminação.

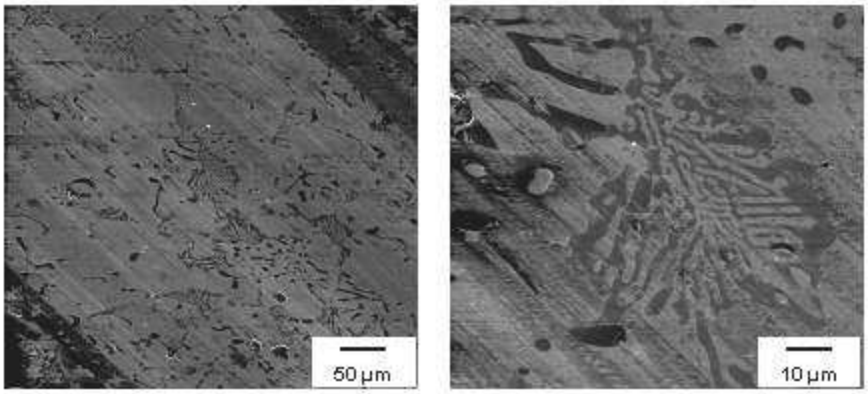

Figura 2.18 - Marca de desgaste obtida em ensaio em aço rápido utilizando a metodologia proposta por (Milan et al. , 2004).

2.5 – Ligas ferrosas multicomponentes: cilindros de laminação

2.5.1 – Introdução e breve histórico

Antes do desenvolvimento dos cilindros de ligas ferrosas multicomponentes, outros materiais eram utilizados nos diferentes setores das cadeias de laminação. Ligas de ferro fundido ligado com níquel (Ni-Hard) eram aplicadas nas últimas cadeias de acabamento. Os cilindros montados nas cadeias iniciais de acabamento eram fabricados com ligas denominadas como “adamite steel” no final da década de 70 do século XX. As ligas de ferro alto cromo (Hi-Cr) por possuírem maior resistência ao desgaste do que as de “adamite steel” justificou a utilização daquele material em cerca de 80 % dos cilindros nestas posições no final dos anos 80; entretanto, o aumento do tempo da corrida de laminação proporcionada pelas ligas de ferro alto cromo não era tão relevante.

A necessidade de satisfazer os clientes com produtos laminados de melhor qualidade (tolerâncias dimensionais menores, melhor acabamento superficial), a competição mais acirrada entre as siderúrgicas, condições de trabalho mais severas (tensões mecânicas mais elevadas e redução das dimensões dos cilindros que elevou as tensões de contato) pediram o desenvolvimento de ligas ferrosas aplicáveis na fabricação de cilindros que englobassem propriedades de boa tenacidade à fratura e baixas taxa de desgaste, resultando em campanhas mais longas (Hashimoto et al., 1995).

Para atender estas novas exigências, verificou-se que os novos materiais deveriam apresentar as seguintes características (Hashimoto et al., 1995):

- Carbonetos duros.
- Redução do tamanho e dispersão dos carbonetos.
- Matriz capaz de manter dureza elevada mesmo em temperaturas altas.
- Estrutura de solidificação mais fina.

No início da década de 80 no século XX, as ligas ferrosas multicomponentes começaram a serem testadas na fabricação de cilindros por causa da característica de manutenção da dureza alta e resistência ao desgaste em condições de temperaturas elevadas (Matsubara et al., 2000) e (Boccalini e Goldenstein, 2001). Os resultados têm mostrado que a performance destas ligas em relação à taxa de desgaste durante a operação de laminação de tiras à quente é muito superior as antigas utilizadas para fabricação de cilindros (Figura 2.19).

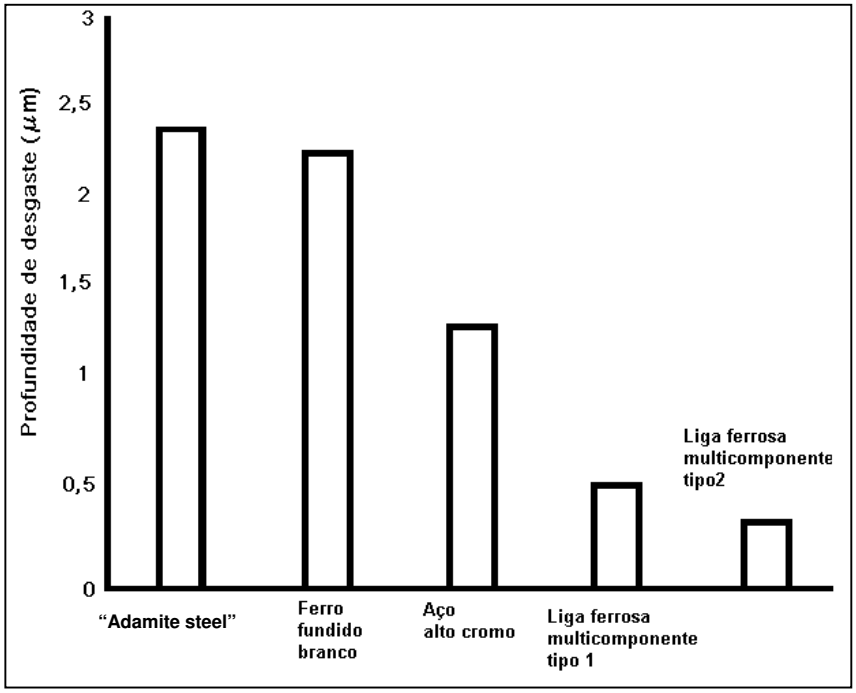

Figura 2.19 - Performance de desgaste em materiais para cilindros de laminação a quente. (Sano apud Matsubara et al., 2000).

2.5.2 – Aspectos metalúrgicos e performance das ligas ferrosas multicomponentes

As ligas ferrosas multicomponentes são baseadas no sistema Fe-C-X, onde X representa os grupos de elementos formadores de carbonetos (Cr, V, Mo, W e Co). Estas ligas são baseadas na composição química do aço M2 (1,0% C; 4% Cr; 6% W; 5% Mo; 2% V). Em geral, mesmo com a variedade de ligas desenvolvidas por diferentes fabricantes, elas diferenciam da liga M2 por possuirem maior teor de carbono e vanádio, e a composição química geral está dentro da faixa de: 1,5 a 2,0% de C; até 5% de W e Mo; 3 a 7% de Cr e 4 a 8% de V (Boccalini e Goldenstein, 2001). A quantidade de elementos de liga formadores de carbonetos é limitada em 15% para evitar ou minimizar a solidificação de carbonetos de morfologia grosseira (Durand-Charre, 2004).

O caminho de solidificação das ligas ferrosas multi-componentes é bastante complexo. Por exemplo, na faixa de carbono comum presente na composição química destas liga, 1,7 a 2,0% (Figura 2.20), tem-se na seqüência de solidificação, inicialmente, cristalização de dendritas de austenita (γ); reação eutética do líquido interdendrítico remanescente, resultando austenita mais carbonetos (Boccalini e Goldenstein, 2001).

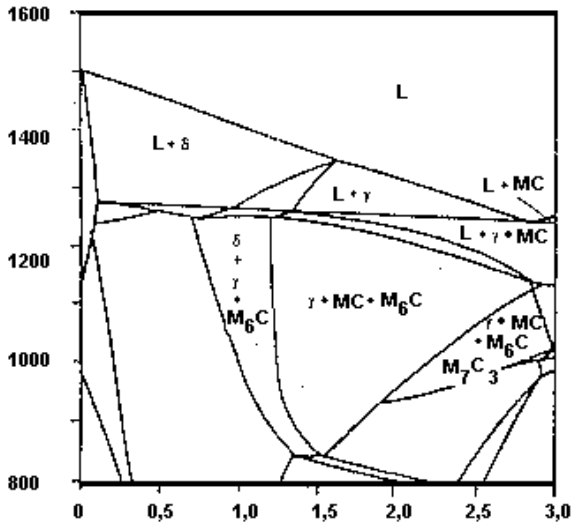

Figura 2.20 - Isopleta do sistema Fe-5Cr-5W-5Mo-5V-C (% em peso) calculado pelo software ThermoCalc. (Matsubara et al., 2000).

Os produtos da reação eutética do líquido interdendrítico dependem da composição química e variam com o decorrer do processo de solidificação. Portanto, podem ocorrer as reações γ + MC; γ + M_6C; γ + M_2C e γ + M_7C_3. O carboneto M_6C é difícil de formar por causa da seqüência de solidificação ocorrer em não-equilíbrio, o que favorece a formação do carboneto eutético metaestável M_2C.

A produção inicial de γ + MC é favorecida para ligas ricas em vanádio. Para as reações de precipitação γ + M_2C e γ + M_7C_3, a ordem do processo dependerá da composição química das ligas. Ligas ricas em W, Mo ou V precipitam γ + M_2C. A fração volumétrica e a morfologia dos carbonetos dependem da composição química e da taxa de resfriamento destas ligas (Matsubara et al., 1996), (Matusbara et al., 2000) e (Boccalini e Goldenstein, 2001).

Estas ligas no estado bruto de fusão apresentam matriz resultante da decomposição da austenita, geralmente martensita ou bainita e alguma austenita retida. Para matrizes com teor de carbono inferior a 0,4%, tem-se martensita tipo ripa, e para teores acima de 0,4%, ocorre formação de martensita tipo placa (Hwang et al., 1998). Os carbonetos eutéticos podem estar dispostos nos contornos interdendríticos ou regiões intercelulares (M_2C, M_7C_3 e nódulos ou flocos de MC) e no interior das células eutéticas (carboneto MC tipo coral) (Boccalini e Goldenstein, 2001). Além disso, Karagoz e Fischmeister apud (Hwang et al., 1998) citam que carbonetos primários $M_{23}C_6$ esféricos finos são precipitados na matriz durante um processo de resfriamento lento (manutenção do tamanho e da forma, posterior ao tratamento de revenimento).

Estas ligas geralmente passam por tratamentos térmicos de austenitização seguido de resfriamento ao ar e revenimento (único ou múltiplo) para eliminação da austenita retida e obtenção de martensita revenida (Lee et al., 1997). As ligas ferrosas multi-componentes tratadas termicamente apresentam manutenção dos carbonetos eutéticos formados no processo de solidificação; matriz martensítica revenida; carbonetos esféricos finos formados na solidificação lenta e carbonetos secundários globulares finos.

Além disso, os carbonetos M_2C são metaestáveis e durante o processo de austenitização, sofrem a seguinte reação de decomposição ($\gamma + M_2C \rightarrow MC + M_6C$) e mantendo a morfologia do carboneto (Hwang et al., 1998). As regiões que envolviam os carbonetos M_2C permanecem com a mesma forma, mesmo depois que a reação de decomposição tenha transformado completamente os carbonetos M_2C em MC e M_6C.

As características das microestruturas dos cilindros influem nos seguintes itens de comportamento (Hashimoto et al., 1995), (Hwang et al., 1998) e (Park et al., 1999):

- Carbonetos (fração volumétrica e morfologia): influência direta na resistência ao desgaste e rugosidade dos laminados.
- Matriz: relaciona-se com dureza em geral, resistência mecânica, tenacidade à fratura, e papel preponderante na sustentação dos carbonetos duros.
- Tamanho das células: importante para distribuição geral dos carbonetos, afetando diretamente as propriedades mecânicas e a qualidade superficial das placas laminadas.

Os elementos de liga presentes nestas ligas trazem diversos efeitos, como relatado por (Hwang et al., 1998). O carbono, por exemplo, tem o papel de determinar as características da matriz (tipo de martensita e quantidade de austenita retida), como já mencionado anteriormente. Honeycombe e Bhadeshia apud (Hwang et al., 1998) mencionam que um teor de carbono inferior a 0,3% diminui a ação do tratamento térmico. Por outro lado, um teor superior de 0,6% de C prejudica a tenacidade à fratura por causa da maior quantidade de martensita em placa. Além disso, Ogi apud (Hwang et al., 1998) afirmou que se o teor de carbono exceder uma certa quantidade, de acordo com a presença de elementos fortemente formadores de carbonetos, a formação de estruturas de carbonetos eutéticos em rede nos contornos das células é favorecido. Isto pode prejudicar a dureza e a tenacidade à fratura por causa da formação de carbonetos tipo M_3C, que é mais mole do que outros carbonetos.

A distribuição de carbonetos pode ser melhorada pela adição de tungstênio e molibdênio, especialmente os carbonetos MC. Nas ligas ferrosas multicomponentes

estudadas por Park et al. (1999), os carbonetos MC eram distribuídos homogeneamente no interior das células quando o tungstênio equivalente (W_{eq} = W + 2Mo) era 4,2. Para W_{eq} igual a 6,8, os carbonetos MC eram distribuídos ao longo dos contornos das células. A adição exagerada destes elementos causa deslocamento dos mesmos para o líquido interdendrítico remanescente, favorecendo a formação de carbonetos eutéticos inter-celulares. Por outro lado, uma quantidade insuficiente destes elementos resulta na queda da dureza devido a menor formação de carbonetos M_2C e à diminuição do endurecimento secundário oriundo do revenimento. Recomenda-se uma relação de W/Mo baixa para favorecer a formação da martensita tipo ripa para melhor tenacidade à fratura.

O cromo é útil para diminuir a oxidação na superfície dos cilindros e melhorar a dureza da matriz pela precipitação de carbonetos finos. O excesso deste elemento provoca decréscimo na tenacidade à fratura devido à formação exagerada de carbonetos M_7C_3 nos contornos das células (Hwang et al., 1998).

O vanádio forma carbonetos tipo MC que são muito duros e proporcionam melhora na dureza e resistência ao desgaste. Uma adição inadequada de vanádio em relação ao teor de carbono aumenta o tempo de cristalização das dendritas de austenita, diminuindo a presença de carbonetos MC no líquido e causando segregação dos mesmos para os contornos das células. Uma distribuição heterogênea desta forma favorece à fragilização da liga, mesmo com uma menor quantidade de carbonetos. Contudo, o excesso de vanádio pode causar a cristalização inicial de carbonetos MC ao invés das dendritas de austenita. Como a densidade destes carbonetos é inferior à do metal líquido, estes são deslocados para região periférica dos cilindros, diminuindo a eficiência dos carbonetos MC (Hwang et al., 1998).

A nucleação e a propagação de microtrincas nas ligas ferrosas multi-componentes ocorre ao longo da interface dos carbonetos grosseiros e duros, presentes geralmente nos contorno das células, na matriz ou ainda nos próprios carbonetos. Desta forma, quantidade, morfologia, tipo e distribuição dos carbonetos primários e eutéticos nas ligas são fatores importantes na determinação da propriedade de tenacidade à fratura. Para conseguir uma melhoria na resistência à fratura é possível adotar dois procedimentos. Primeiro, adicionar elementos de liga capazes de controlar a formação de carbonetos grosseiros inter-celulares – controlar adição do vanádio por causa dos carbonetos deste elemento serem muito duros em relação à matriz – e suprimir a nucleação de trincas (tungstênio, por exemplo). Outro procedimento leva em consideração o fato que a dureza da matriz destas ligas possui um nível de ductilidade inadequado para controlar a propagação das trincas. Portanto, uma distribuição mais homogênea de carbonetos e uma matriz mais densa, obtida por resfriamento rápido, melhoram a tenacidade à fratura destas ligas (Lee et al., 1997) e

(Matsubara et al., 2000).

Park et al. (1999) estudaram a correlação entre aspectos microestruturais de um grupo de ligas ferrosas multicomponentes (TABELA 2.1), mais uma liga de ferro alto cromo (Hi-Cr), e as características tribológicas (atrito, desgaste e rugosidade) e também a dureza.

Tabela 2.1 – Composição química das ligas aplicadas em cilindros de laminação (% em peso) (Park et al., 1999).

Amostra	**C**	**W**	**Mo**	**V**	**Cr**	**Si**	**Mn**	**Ni**	**Al**	**W_{eq}**
A	2,0	1,9	1,3	2,8	5,4	0,5	0,3	0,5	0,02	4,5
B	2,0	1,9	1,2	4,5	5,8	0,6	0,3	1,0	0,02	4,3
C	2,0	1,8	1,1	6,1	5,6	0,6	0,3	1,0	0,02	4,0
D	2,0	1,8	2,5	4,0	5,5	0,6	0,3	0,5	0,02	6,8
Hi-Cr	2,8	1,3	1,3	***	18,0	0,8	0,5	1,0	***	2,6

W_{eq} (tungstênio equivalente) = W + 2Mo

A fração volumétrica de carbonetos tipo MC aumentou com o teor de vanádio, além disso o tamanho dos mesmos é pequeno e são distribuídos no interior das células naquelas ligas com W_{eq} - porcentagem de tungstênio mais o dobro da porcentagem de molibdênio - em torno de 4 a 4,5. Para a liga com maior W_{eq} (6,8%), os carbonetos ficam distribuídos ao longo dos contornos inter-celulares. A matriz destas ligas contém martensita revenida tipo ripa e tipo placa. O aumento do W_{eq} aumentou a quantidade de martensita tipo placa. O aumento do teor de molibdênio nas ligas significou acréscimo na quantidade de carbonetos eutéticos.

Park et al. (1999), Pellizzari et al. (2005a) e (2005b) realizaram ensaios de desgaste por dois discos e avaliaram o efeito dos parâmetros tribológicos nas ligas ferrosas multicomponentes ensaiadas e em outras ligas típicas aplicadas em cilindros de laminação (ligas de ferro fundido alto cromo e mesclado). Um aço AISI 304 foi usado por Park et al. (1999) como contra-corpo, enquanto Pellizzari et al. (2005a) e (2005b) utilizaram um aço C40. Os resultados destes trabalhos mostraram que as ligas ferrosas multicomponentes tiveram melhor performance no quesito de resistência ao desgaste em relação às outras ligas.

No trabalho de Park et al. (1999), a menor taxa de desgaste foi obtida pela liga mais rica em vanádio. Esta liga possuía maior fração volumétrica de carbonetos MC duros do que as outras ligas. O aumento do W_{eq} também teve efeito de melhorar a resistência ao desgaste. Contudo, este efeito atua de forma menos acentuada do que o teor de vanádio. Em relação ao coeficiente de atrito, a maior presença de carbonetos eutéticos e de

carbonetos M_7C_3 causou redução do atrito. A maior quantidade de carbonetos eutéticos proporciona menor contato entre a matriz das ligas e a superfície do contra-corpo (rolo de aço AISI 304). Contudo, quando se analisa a quantidade dos carbonetos MC verifica-se um aumento do atrito com o aumento da fração volumétrica destes carbonetos. Além disso, a rugosidade piorou com o aumento do teor de vanádio. O W_{eq} pareceu não afetar a rugosidade dos discos ensaiados.

A ausência de desvios-padrão e a variação pequena no gráfico de coeficiente de atrito no trabalho de Park et al. (1999) torna difícil afirmar que o atrito sofra influência da quantidade e tipo de carbonetos presentes nas ligas estudadas. No entanto, a liga de ferro fundido alto cromo (Hi-Cr) apresentou um atrito menor em comparação as ligas ferrosas multicomponentes estudadas neste trabalho.

Apesar da liga mais rica em vanádio (liga C) produzir maior quantidade de carbonetos duros MC, distribuídos ao longo dos contornos e no interior dos grãos, e conseqüentemente proporcionando maior resistência ao desgaste, a maior quantidade de vanádio na liga traz efeitos indesejáveis. A maior formação de carbonetos MC diminuiu o teor de carbono disponível na matriz. Desta forma, a dureza desta última caiu. Isto aumentou a diferença de dureza entre a matriz martensítica revenida e os carbonetos MC. O processo de desgaste atuou de forma preferencial na matriz por esta ser mais mole. Portanto, os carbonetos MC não são desgastados na mesma intensidade que a matriz; o desgaste se caracteriza menos homogêneo (intensidade de desgaste diversa em função do tipo de microestrutura).

A menor dureza da matriz também diminui a sustentação dos carbonetos e ocasiona fragmentação dos mesmos. Teve-se então, a formação de sulcos de desgaste formados pelos fragmentos dos carbonetos, que agem como partículas abrasivas. Este fato também foi relatado por Kurahashi apud (Skoczynski et al., 1997), Kim et al. (2003) e (Milan, 2003). A formação dos sulcos e o arrancamento dos carbonetos aumentaram a rugosidade da amostra de liga mais rica em vanádio. O aumento da rugosidade em cilindros de laminação causa maior geração de defeitos nas chapas laminadas. As primeiras ligas de aço rápido para cilindros de laminação tinham o comportamento indesejável tal como a liga C estudada por Park e colaboradores (Skoczynski et al., 1997). A liga A estudada por Park et al. (1999) oferece condições microestruturais para menor atrito e rugosidade do que a liga C. Além disso, de acordo com estes pesquisadores, se fosse avaliado e contabilizado o desgaste do contra-corpo, pode ser que a liga A fosse até mesmo mais interessante do ponto de vista do desgaste e rugosidade.

Os trabalhos de Pellizzari et al. (2005a) e (2005b) também mostraram que as ligas ferrosas multicomponentes obtiveram resultados melhores em termos de resistência ao

desgaste em relação a ligas de ferro fundido alto cromo.

Nos trabalhos de Pellizzari et al. (2005a) e (2005b), verificou-se que a maior resistência ao desgaste obtida pelas ligas ferrosas multicomponentes está relacionada à dureza mais elevada. De acordo com os autores, uma dureza mais elevada, graças à matriz mais dura e pela quantidade e tipo de carbonetos, oferece uma maior adesão para a camada dos produtos gerados por reações triboquímicas. Por sua vez, a camada triboquímica oferece um suporte de carga melhor do que a matriz, devido à sua dureza mais elevada. Além disso, a dureza mais alta também diminui a abrasão no processo de desgaste. A oxidação excessiva presente no mecanismo de desgaste resultante, na qual os autores responsabilizam a temperatura mais elevada em que os ensaios foram realizados, sugere que as condições tribológicas não permitiram a reprodução do mecanismo de desgaste de forma mais fiel.

Um fator limitador na utilização das ligas ferrosas multicomponentes é o valor do atrito mais alto destes materiais mensurados em diversos ensaios de desgaste em relação às ligas de ferro fundido alto cromo (Park et al., 1999) e (Pellizzari et al., 2005b). Estes resultados parecem refletir na potência mais alta exigida na operação de laminação (Hashimoto et al., 1995), (Skoczynski et al., 1997) e (Sinnaeve, 2005).

Alguns pesquisadores (Hashimoto et al., 1995), (Park et al., 1999), (Skoczynski et al., 1997) e (Sinnaeve, 2005) afirmam que estes resultados estão relacionados com o desgaste preferencial da matriz metálica, mais macia e menos resistente ao desgaste do que os carbonetos MC. Deste modo, estes carbonetos estariam mais proeminentes em relação à matriz e teriam o papel de asperidades duras que sulcariam a superfície do contra-corpo em contato. Este efeito abrasivo seria responsável pelo atrito mais elevado das ligas ferrosas multicomponentes.

No entanto, de acordo com Bowden e Tabor apud (Halling, 1978), o efeito do sulcamento no atrito pode ser negligenciável em relação ao papel da adesão. Em duas situações pode-se considerar que o sulcamento possa possuir um papel semelhante à adesão no atrito. Uma delas é quando a inclinação do perfil de rugosidade, que é avaliada pelo parâmetro Δq (RMS da inclinação média perfil de rugosidade) (Gadelmawla et al., 2002), é alta. Outra situação é quando a projeção vertical da rugosidade é superior à projeção horizontal, ou seja, a rugosidade é alta. Somente nestas situações o efeito do sulcamento no atrito deve ser levado em conta. Por outro lado, o arrancamento dos carbonetos MC eutéticos pode justificar algum efeito da abrasão sobre o atrito.

Na verdade, o atrito na operação de laminação deve estar mais relacionado à formação e manutenção da camada de óxido. As propriedades mecânicas da camada de óxido formada e as condições dos ensaios de desgaste em ligas para cilindros influenciam o

atrito (Munther e Lenard, 1999). A formação de uma camada de óxido mais grossa tende ser frágil e diminuir o atrito. Por outro lado, este comportamento resulta num aumento da rugosidade, que pode piorar a qualidade dos produtos laminados. Uma camada de óxido mais fina é mais aderente e o atrito é mais alto.

Portanto, uma das medidas para diminuir o atrito das ligas ferrosas multicomponentes utilizadas na laminação é encontrar ligas com a composição química ajustada para aumentar a taxa de oxidação, mantendo a resistência ao desgaste. Pellizari et al. (2005b) buscaram ligas ferrosas multicomponentes com composição química que permitisse obter uma microestrutura que garantisse tanto a resistência ao desgaste mais elevada e um coeficiente de atrito menor em relação às ligas de ferro fundido alto cromo, tradicionalmente utilizadas em cilindros de laminação. Neste trabalho, foram testadas quatro ligas ferrosas multicomponentes (TABELA 2.3). Três ligas possuíam composição química diferente das ligas usualmente utilizadas em cilindros de laminação dos trens de acabamento (TABELA 2.2).

A caracterização microestrutural e a dureza das ligas investigadas são apresentadas na (TABELA 2.3).

Tabela 2.2 – Composição química nominal das ligas ferrosas multicomponentes estudadas no trabalho de (Pellizzari et al., 2005b).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb
1,6-2,7	0,8-1,0	0,4-0,5	4,0-9,0	0,6-0,8	3,0-6,0	0-5,0	3,0-5,0	0-2,0

Tabela 2.3 – Parâmetros microestruturais e dureza medida das ligas ferrosas multicomponentes investigadas no trabalho de (Pellizzari et al., 2005b).

Material	HRC	HV 0,1	Carbonetos (% volumétrica)			
			Total	M_7C_3	MC	M_2C
Liga padrão	59,4	700	9,8	2,8	7,0 dissociado	0
HSS1	62,0	790	14,0	3,0	3,2 eutético	7,5
HHS2	61,5	752	17,2	8,8	8,4 pró-eutético	traços
HHS3	60,8	738	24,3	12,1	9,8 eutético	2,4

Os resultados mostraram que as ligas HSS1 e HSS3 apresentaram maior resistência ao desgaste e coeficiente de atrito, semelhante à liga de ferro fundido alto cromo. Já a liga HSS2 obteve melhor resistência ao desgaste, mas o atrito foi maior em relação à liga de

ferro HiCr. Os autores deste trabalho relacionaram o comportamento da liga HSS2 à presença dos carbonetos MC pró-eutéticos e dissociados; que, de acordo com Ikeda et al. apud Pellizzari et al. (2005b), causam irregularidades na camada de óxido, ou devido à falta de sustentação da camada de óxido ou diminuição da taxa de formação desta última. Deste modo, Pellizzari et al. (2005b) afirmam que este comportamento aumenta o efeito abrasivo sobre o atrito. No entanto, deve-se considerar o fato que não há consenso se o aumento do atrito está relacionado à rugosidade da camada de óxido ou ao menor efeito de lubrificação proporcionado pelas irregularidades da camada de óxido.

Para obter então uma liga ferrosa multicomponente resistente ao desgaste e à fratura e também que permita diminuição do atrito e rugosidade no processo de fabricação, Thonus et al. apud (Park et al., 1999) afirmaram que se deve conseguir parâmetros de fabricação e composição química nos cilindros que proporcionem uma distribuição homogênea de uma quantidade adequada de carbonetos ao longo da matriz. Além disso, a diminuição da diferença da dureza entre a matriz e os carbonetos é importante para melhorar a resistência ao desgaste e o coeficiente de atrito (Skoczynski et al., 1997).

Por esta razão, para atender o segundo requisito citado anteriormente, deve-se adotar medidas que elevem a dureza da matriz ou abaixem a dos carbonetos. Uma alternativa está em elevar a dureza da matriz através de endurecimento por solução sólida (Skoczynski et al., 1997). As adições de cromo, tungstênio, molibdênio e cobalto podem realizar esta tarefa. Contudo, os três primeiros elementos têm a característica de formar carbonetos eutéticos e secundários, diminuindo à presença dos mesmos na matriz, especialmente em ligas mais ricas em carbono. O cobalto possui menor capacidade de formar carbonetos e por esta razão este elemento atuaria melhor no endurecimento por solução sólida na matriz. Estudos em ligas com até 5% de cobalto mostraram apenas melhoria na dureza a quente, por volta de 400°C, q ue de qualquer forma pode significar um ganho na resistência ao desgaste na matriz. O custo do cobalto é o que torna difícil sua aplicação.

Outra alternativa apontada por Skoczynski et al. (1997) e Park et al. (1999) é a substituição parcial dos carbonetos duros MC por carbonetos mais moles M_2C na forma de bastões. Estes últimos carbonetos contêm W e Mo e são mais dúcteis do que MC e mais duros do que os M_7C_3. Resultados tribológicos mostraram que estas ligas apresentaram boa resistência ao desgaste. Além disso, o atrito foi equivalente às ligas aço alto cromo. Mas por outro lado, as ligas com maior presença de M_2C mostraram menor resistência ao destacamento da camada de óxido (bandeamento) em relação a ligas aço alto cromo, devido a maior fragilidade (trincamento) dos carbonetos M_2C (Skoczynski et al., 1997).

Finalmente, Skoczynski et al. (1997) relatam o desenvolvimento de um terceiro tipo

de ligas ferrosas multicomponentes. Estas ligas caracterizavam-se por apresentar carbonetos duros dispersos, e carbonetos eutéticos desconectados. Carbonetos MC de vanádio eram pequenos e os carbonetos eutéticos (M_2C e M_7C_3) estavam bem dispersos, diminuindo a propagação de trincas. Testes nestas ligas indicaram maior tenacidade à fratura, resistência ao desgaste e menor atrito no processo.

O desgaste oxidativo é um dos mecanismos básicos do desgaste em cilindros de laminação. Este tipo de desgaste é complexo porque envolve vários fenômenos inter-relacionados (formação de composto triboquímico, abrasão, adesão e fadiga superficial) e depende dos parâmetros tribológicos do sistema, além das características da interface de contato. As características da interface são função das propriedades dos materiais das superfícies em contato deslizante. Desta forma, este trabalho propôs estudar a correlação dos resultados tribológicos de ensaios que simulem o mecanismo de desgaste de cilindros de laminação (ensaio esfera contra plano e movimento alternado) com os parâmetros microestruturais de ligas ferrosas multicomponentes.

Um dos mecanismos de desgaste encontrados nos cilindros de laminação de tiras à quente fabricados com as ligas ferrosas multicomponentes é o desgaste abrasivo, evidenciado por riscos abrasivos na matriz e em certos carbonetos da microestrutura (Figura 2.14) e também relatado por Spuzic et al. (1994) e Park et al. (1999). A abrasão é originada pela formação de fragmentos de desgaste no desgaste oxidativo, consistindo de partículas de desgaste da matriz metálica e dos carbonetos aglomeradas, oxidadas ou não, segundo o modelo de (Jiang et al., 1994).

Além disso, no processo de simulação do mecanismo de desgaste por meio de ensaios de desgaste por deslizamento realizados neste trabalho, observou-se à presença de riscos abrasivos nas marcas de desgaste. O mecanismo de desgaste abrasivo encontrado nestas marcas de desgaste consiste de riscos abrasivos finos na matriz e nos carbonetos M_2C.

Para estudar a influência dos parâmetros microestruturais no desgaste abrasivo, adotou-se a técnica do ensaio de microabrasão. A próxima etapa foi encontrar e otimizar uma metodologia no ensaio de microabrasão que reproduzisse o mecanismo de desgaste abrasivo observado nos ensaios de desgaste por deslizamento.

A próxima seção tratará de aspectos de desgaste por abrasão e do ensaio de desgaste por microabrasão, que melhor simula o mecanismo de desgaste abrasivo encontrado na situação real e que foram efetuados também neste trabalho.

2.6 – Desgaste abrasivo em ligas ricas em carbonetos

O desgaste por abrasão é um mecanismo de desgaste onde o material é removido ou deslocado da superfície pela ação do movimento de partículas livres ou asperidades duras presentes no contra-corpo que encontra-se em movimento relativo ao corpo (Hutchings, 1992).

O desgaste por abrasão pode ser classificado em regime suave ou severo, que define a intensidade do desgaste ou taxa de desgaste (Zum Ghar, 1998). A transição do regime de desgaste suave e severo depende da relação da dureza do abrasivo (partícula ou asperidade dura) com a dureza da superfície desgastada (Figura 2.21). Na faixa de intervalo da transição entre regime suave e severo, a intensidade de desgaste aumenta bruscamente. A transição de regime suave e severo em função da relação de durezas também varia de acordo com a homogeneidade microestrutural dos materiais. Para materiais monofásicos, o desgaste por abrasão deixa o regime suave quando a dureza do abrasivo iguala-se a dureza da superfície desgastada. Em materiais multifásicos, o início e o encerramento da transição do regime suave para severo ocorre quando a dureza do abrasivo supera a dureza da matriz homogênea e das fases secundárias duras, respectivamente.

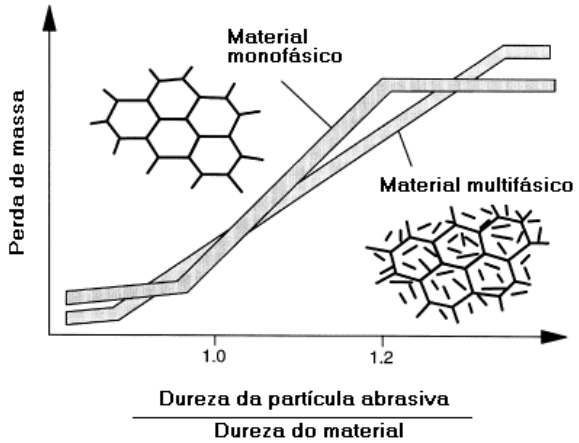

Figura 2.21 - Desgaste por abrasão em função da relação da dureza do abrasivo e da superfície do material desgastado (Zum Ghar, 1998).

O regime severo, tanto para os materiais monofásicos quanto para os materiais multifásicos, ocorre quando há uma relação elevada entre a dureza da partícula abrasiva e a do material desgastado.

O desgaste abrasivo pode ser classificado também em função da ação mecânica da partícula abrasiva ou asperidade dura na superfície do contra-corpo (Trezona et al., 1999).

Para um sistema tribológico no qual as asperidades duras ou partículas presas na superfície do contra-corpo formam sulcos e riscos, o desgaste abrasivo é classificado como “desgaste abrasivo por deslizamento”. No sistema tribológico onde as partículas têm a possibilidade de rolar entre a interface do corpo e contra-corpo, ocorrem indentações nas superfícies. Neste caso, o desgaste abrasivo é classificado como “desgaste abrasivo por rolamento”.

Os mecanismos de remoção de material no desgaste abrasivo (Figura 2.22) incluem microsulcamento, microcorte e microtrincamento (Zum Ghar, 1987). No microsulcamento simples, a partícula abrasiva desliza sobre a superfície do corpo. O deslizamento da partícula causa um deslocamento de material na frente desta. Além disso, há também deslocamento de material para as laterais do sulco, formando cumes adjacentes ao sulco. Neste processo de deslizamento de uma partícula, no microsulcamento, não acontece remoção de material da superfície. No entanto, a passagem de várias partículas causa aumento da deformação plástica na superfície, tanto pelo próprio deslizamento das partículas, quanto pela sobreposição dos cumes adjacentes aos sulcos de desgaste. Este aumento da deformação plástica induz um processo de encruamento na superfície, fragilizando regiões na superfície, o que causa remoção de material. No microcorte simples tem-se o deslizamento da partícula abrasiva que causa a remoção de material num volume igual do sulco de desgaste formado pela ação da partícula.

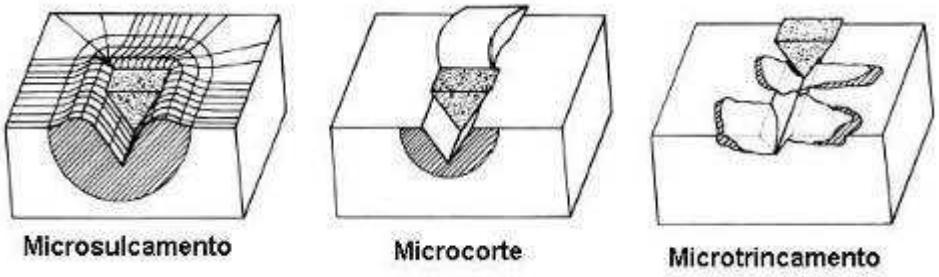

Figura 2.22 - Comportamento das partículas abrasivas na remoção de material no desgaste por abrasão (Zum Ghar, 1987).

Os dois mecanismos citados anteriormente ocorrem mais freqüentemente em situações de desgaste por abrasão em materiais dúcteis. Além disso, na prática, os eventos de desgaste em materiais dúcteis são um misto dos mecanismos de microsulcamento e microcorte. A intensidade de um mecanismo que caracteriza o evento de desgaste dependerá das condições tribológicas e do material (Zum Ghar, 1987).

O microtrincamento ocorre nas superfícies de materiais frágeis que são solicitadas com níveis de tensões elevadas induzidas pelas partículas abrasivas. A remoção de material

se dá pelo arrancamento de fragmentos de desgaste originado pela nucleação e propagação de trincas na superfície. Nesta situação, a relação entre a tenacidade à fratura e a dureza do material é importante por definir a resistência ao desgaste. Há um ponto ótimo entre a tenacidade à fratura e a dureza que melhor responde ao desgaste abrasivo (Zum Ghar, 1987).

As ligas ferrosas ricas em carbonetos são amplamente utilizadas em componentes que exigem resistência ao desgaste abrasivo. A interação entre os carbonetos e partículas abrasivas (se as partículas estão presas ou livres), no desgaste abrasivo por deslizamento por partículas, responde pelo comportamento tribológico das ligas ferrosas ricas em carbonetos (Zum Gahr, 1998). No caso de carbonetos menores do que as partículas abrasivas duras (Figura 2.23a), estes podem facilmente ser arrancados em conjunto com a matriz. Ligas metálicas com a presença de carbonetos dúcteis maiores que os sulcos de desgaste (Figura 2.23b) são riscados pela ação das partículas abrasivas duras. Carbonetos frágeis (Figura 2.23c) são cortados e fraturam. As partículas abrasivas moles também agem de forma semelhante na presença deste tipo de carbonetos (Figura 2.23d). No entanto, a profundidade dos sulcos de desgaste formados pela ação das partículas abrasivas moles será reduzida pelo endurecimento da matriz diante da presença dos carbonetos. Carbonetos grandes fracamente ligados à matriz (Figura 2.23e) podem ser arrancados pelas partículas abrasivas moles. Numa outra situação (Figura 2.23f), as partículas abrasivas moles podem deformar ou fraturar os carbonetos grandes fortemente ligados à matriz.

Se o tamanho dos carbonetos for inferior às dimensões dos eventos de desgaste, o material apresentará comportamento tribológico de um material homogêneo (Figura 2.23a) e (Figura 2.23d). Os materiais que possuem carbonetos de ordem de tamanho semelhante ou superior às dimensões dos eventos de desgaste terão um comportamento tribológico típico de material heterogêneo frente à abrasão. A resposta mecânica dos carbonetos poderá ser de deformação plástica ou fratura na região das fases duras (Figura 2.23b, 2.23c, 2.23e, 2.23f). Isto dependerá da carga aplicada em cada partícula abrasiva e sua morfologia. O resultado da ação mecânica das partículas abrasivas sobre as fases duras também terá influência das propriedades e tamanho das partículas abrasivas, das fases duras e da matriz (Hutchings, 1992).

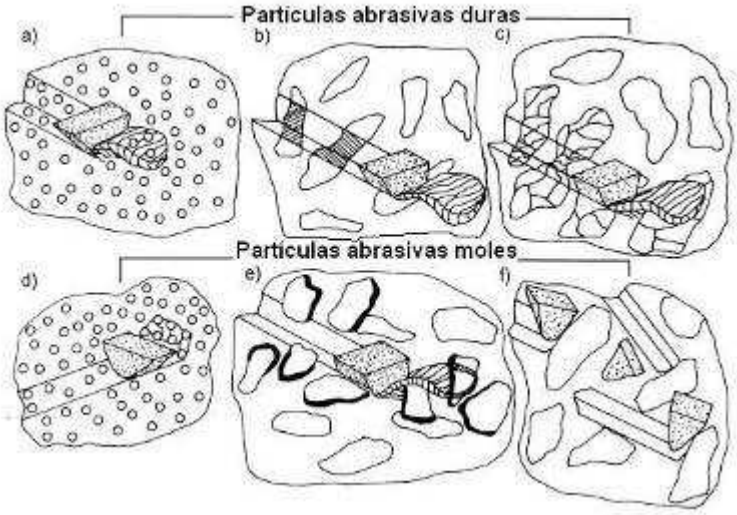

Figura 2.23 - Interação entre as partículas abrasivas em deslizamento e os carbonetos. Partículas abrasivas fixas no contra-corpo (Zum Gahr, 1998).

A resistência ao desgaste abrasivo das ligas ricas em carbonetos também depende do caminho ou distância livres médio entre eles. Um aumento da fração volumétrica de carbonetos resulta na diminuição da distância entre os mesmos, quando mantido o tamanho dos carbonetos. O efeito benéfico ou prejudicial da diminuição da distância entre os carbonetos através da maior quantidade dos mesmos dependerá das condições de tensões presentes e no tipo de partícula abrasiva (Zum Gahr, 1987), (Hutchings, 1992), (Chen et al., 1993) e (Tabrett et al., 1996).

A matriz pode ter dois papéis nas ligas ferrosas ricas em carbonetos submetidas à abrasão. Se os carbonetos conseguem proteger a matriz, esta apenas atua como suporte de carga para os carbonetos. Por outro lado, se a matriz não pode contar com a proteção dos carbonetos, o desgaste abrasivo ocorre preferencialmente nas regiões da matriz. Desta forma, os carbonetos ficam mais expostos e podem ser arrancados ou fraturados (Tabrett et al., 1996). Portanto, a taxa de degradação dos carbonetos, e conseqüentemente a taxa de desgaste, dependem da remoção da matriz.

O processo de fratura dos carbonetos está relacionado com a deformação da matriz. Sare e Arnold (1989) mostraram que grandes deformações da matriz causaram trincas sub-supeficiais nos carbonetos.

O aumento da dureza da matriz por um processo de encruamento ou transformação induzida por deformação (caso da transformação da austenita para martensita) de algumas matrizes de ligas ferrosas pode afetar a tenacidade à fratura dos carbonetos das ligas ferrosas ricas em carbonetos (Franco e Sinatora, 1994). O aumento da tenacidade à fratura

dos carbonetos diminui o processo de arrancamento e fratura, afetando de forma positiva na resistência ao desgaste abrasivo das ligas ferrosas ricas em carbonetos.

2.7 – Ensaio de microabrasão em ligas ferrosas ricas em carbonetos

A escala do tamanho dos eventos nos mecanismos de desgaste abrasivo observados nos cilindros de laminação de tiras à quente justifica a realização de ensaios de microabrasão.

O método para avaliar o desgaste na microabrasão é pela medição da marca de desgaste gerada no ensaio (Rutherford e Hutchings, 1997). A marca de desgaste é gerada por uma esfera que gira sobre a amostra fixa. Uma lama de abrasivos é gotejada sobre a esfera em movimento. O movimento de rotação da esfera cria um filme da lama de abrasivos entre a esfera e a amostra fixa. A rotação da esfera sobre o filme forma a marca de desgaste na forma de uma calota esférica. Para materiais homogêneos e não revestidos, com superfície plana, o volume da calota esférica gerada é igual a:

$$V = \frac{\pi \cdot d^4}{64 \cdot R}, \text{ para } d \ll R \qquad (1.2)$$

onde:

V: volume da calota esférica.
d: diâmetro da calota esférica.
R: raio da esfera em rotação sobre a amostra.

O volume de desgaste no ensaio de microabrasão é função da distância total de deslizamento da esfera (S) e da força normal (N) resultante do contato entre a esfera e a amostra. A equação do volume desgaste na microabrasão é equivalente à equação de Archard para o desgaste por deslizamento (Rutherford e Hutchings, 1997).

$$V = k \cdot S \cdot N \qquad (1.3)$$

onde k é o coeficiente de desgaste, portanto, a resistência ao desgaste abrasivo de um material testado por esta técnica é o inverso do coeficiente de desgaste.

O ensaio de microabrasão pode gerar mecanismos de desgaste de abrasão por

deslizamento ou rolamento de abrasivos. Trezona, Hutchings e Allsopp (1999) estudaram o comportamento do desgaste na microabrasão utilizando três tipos de abrasivos em diferentes condições tribológicas (carga aplicada e concentração de abrasivos). Eles perceberam que existe uma faixa de transição para os mecanismos de desgaste de acordo com o tipo, carga e concentração de abrasivo. Estes parâmetros tribológicos interferem na disposição e movimento das partículas abrasivas sobre a superfície da amostra sob ensaio. Geralmente, baixas concentrações de abrasivos e cargas altas resultam no mecanismo de desgaste por deslizamento.

A relação de dureza entre os abrasivos utilizados nos ensaios de microabrasão e a microstrutura das ligas ferrosas multicomponentes é importante não somente para estabelecimento de um tipo de mecanismo de desgaste. Os abrasivos usados nos ensaios podem evidenciar a influência da fração volumétrica e do tamanho dos carbonetos nos fenômenos de desgaste por abrasão, como mostrado por Badisch e Mitterer (2003). Evidentemente, outros parâmetros tribológicos devem ser observados (carga e concentração de abrasivos).

Este trabalho propõe estudar a influência da microestrutura e da dureza da matriz das ligas ferrosas multicomponentes no desgaste por deslizamento e na microabrasão e evidenciar os fatores mais importantes no comportamento tribológico destas ligas.

Capítulo III

Metodologia

3.1- Materiais

Os materiais estudados neste trabalho (Tabela 3.1) eram ligas ferrosas multicomponentes do sistema Fe-Cr-V-W-Mo-C derivadas do aço rápido M2. As amostras tinham a forma de pequenos tarugos com diâmetro de 18 mm, e foram fabricadas por fundição, no Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT – SP).

Tabela 3.1 – Composição nominal das ligas das ferrosas multicomponentes.

Liga	Composição química (% em peso)				
	C	V	W	Mo	Cr
Aço matriz	0,5	1	1,2	1,4	2,5
V5	2	5	2	2	4
V6,5	2	6,5	2	2	4
V8/M2	2	8	2	2	4
M3,5	2	8	2	3,5	4
M5	2	8	2	5	4

Um grupo de ligas foi desenvolvido para possuir o teor de vanádio variado, denominada família V, com a concentração de 5; 6,5 e 8% em peso, e manter constante os outros elementos de liga (Tabela 3.1). Um outro grupo foi elaborado de forma que o teor de molibdênio variasse em 2; 3,5 e 5% em peso, mantendo os teores dos outros elementos de liga constantes. Este grupo de ligas foi denominado como família M. As diferentes

concentrações destes dois elementos de liga (vanádio e molibdênio) interferiram na fração volumétrica e na morfologia dos carbonetos eutéticos destas ligas.

As ligas V8 e M2 possuem a mesma composição química nominal (Tabela 3.1). Contudo, a liga V8 possui uma dureza nominal na matriz de HV 550, e foi categorizada como pertencente à família V. Por outro lado, a liga M2 possui uma dureza nominal na matriz igual a HV 450, sendo categorizada como membro da família M.

Uma liga denominada matriz foi fabricada com objetivo de não possuir carbonetos eutéticos. A composição química desta liga foi definida para que fosse equivalente à da matriz da liga V5 tratada termicamente. A composição química da matriz da liga V5 foi determinada por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) e cálculos termodinâmicos (Serantoni, 2004).

Para estudar o efeito da dureza da matriz nos resultados dos ensaios tribológicos, as amostras das ligas foram tratadas termicamente. Todas as amostras sofreram tratamentos térmicos de têmpera e revenimento duplo, com tempos e temperaturas variados. O IPT realizou estes tratamentos térmicos e forneceu as amostras da família V e da liga matriz com os seguintes níveis de dureza nominal da matriz, 450 e 650 HV.

Para as ligas da família M, o IPT forneceu amostras com dureza de HV 450 e a liga V8 e M2 com dureza de HV 550 e 450, respectivamente, como já dito anteriormente. As ligas da família M possuem teores nominais de 8% de V e 2% de C em peso. A relação baixa dos teores de carbono em relação ao vanádio impediu a obtenção de uma dureza nominal na matriz igual a HV 650 para as ligas da família M. Isto se deve à preferência que o carbono tem de combinar-se com estes elementos para formar carbonetos. Por sua vez, ocorre a menor disponibilidade de carbono dissolvido na matriz martensítica, levando a uma microdureza inferior em relação às ligas da família V.

Numa parte posterior deste trabalho, verificou-se a influência da dureza nominal da matriz no comportamento tribológico nas ligas da família V. Portanto, houve a necessidade de realização de tratamentos térmicos para obtenção de ligas da família V e M com dureza nominal na matriz de HV 550, para efeito de comparação do comportamento tribológico.

O tratamento térmico nas ligas iniciou-se com austenitização a 1000℃ durante 50 minutos e têmpera efetuada através de resfriamento em ar forçado.

Em seguida, para o tratamento térmico de revenimento duplo nas ligas V5 e V6,5 da família V, obteve-se as curvas de revenimento desenvolvidas pelo IPT para estas ligas (Figura 3.1). Para as ligas M3,5 e M5, realizou-se o revenimento duplo com os seguintes parâmetros de temperatura e tempo de tratamento: 500℃ e 4 horas para liga M3,5 e 450℃ e 1 hora para a liga M5, com o objetivo de alcançar a dureza nominal de HV 550 HV na matriz. Como as amostras que foram tratadas estavam cortadas como pastilhas

(altura 8 mm), a dureza de HV 550 não foi alcançada nas ligas M3,5 e M5 utilizando as temperaturas e tempos indicados. Realizou-se um ajuste na temperatura para alcançar a dureza necessária. Para a liga M3,5, a dureza requerida foi obtida com um revenimento duplo com temperatura de 560°C por 4 horas. Na liga M5, a temperatura e tempo necessários foram 600°C e uma hora (Figura 3.2a). A través das curvas revenimento e ajustes de temperatura (efeito da altura das amostras), a matriz das ligas V5 e V6,5 obtiveram a dureza nominal de 550 HV com temperatura e tempo de 570°C e 4 horas e 600°C e uma hora (Figura 3.2b).

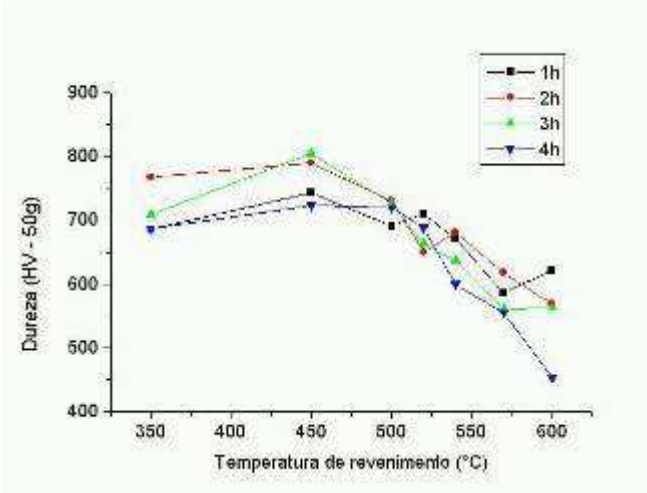

Figura 3.1 - Microdureza (HV 0,05) da matriz na liga V5 em função da temperatura e tempo dos tratamentos térmicos de revenimento duplo (Serantoni, 2004).

Os tratamentos térmicos foram realizados num forno tipo mufla da marca BRASIMET, modelo K400. Uma medida para minimizar a oxidação das amostras durante a têmpera foi injetar gás argônio no interior da câmara do forno. Foi avaliado o resultado desta medida cortando uma seção longitudinal de uma amostra para medir a espessura da camada de oxidação e descarbonetação (Figura 3.3) devido à temperatura elevada da austenitização.

As regiões de descarbonetação e de oxidação foram eliminadas por um processo de retificação, onde se avançou 150 μm na parte inferior e superior das pastilhas tratadas, depois da finalização dos tratamentos térmicos.

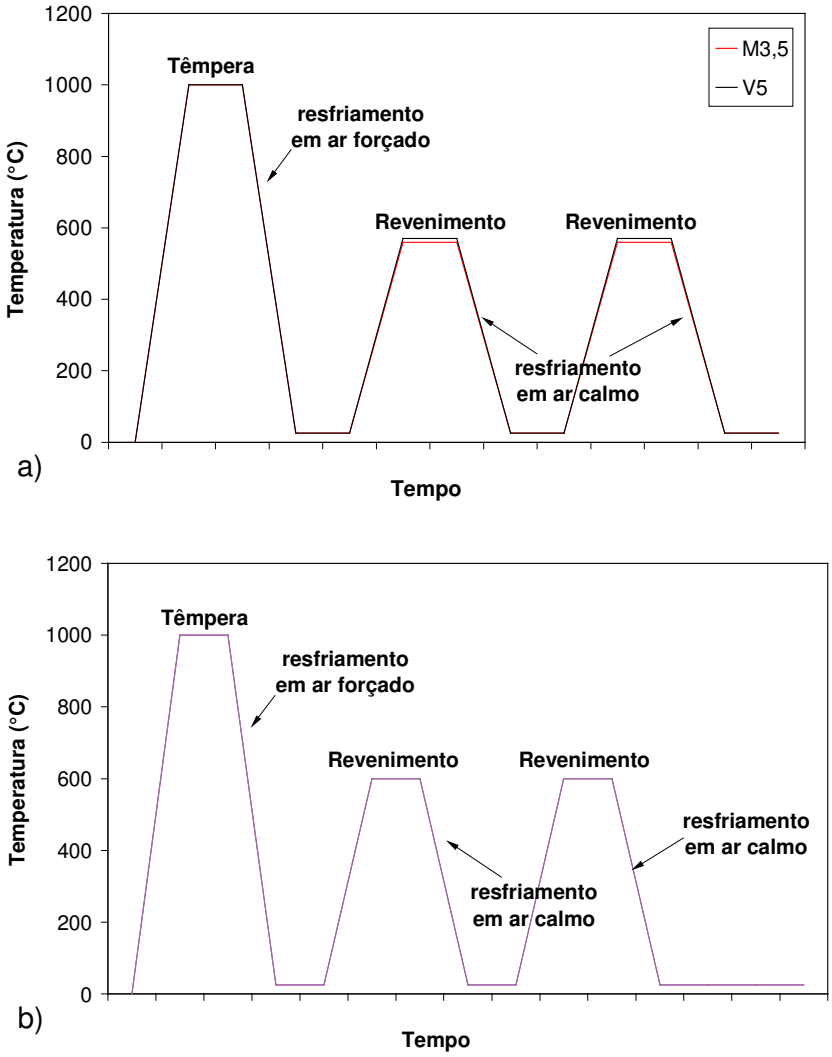

Figura 3.2 - Curvas de tratamento térmico. a) Para as ligas M3,5 e V5. b) Para as ligas M5 e V6,5.

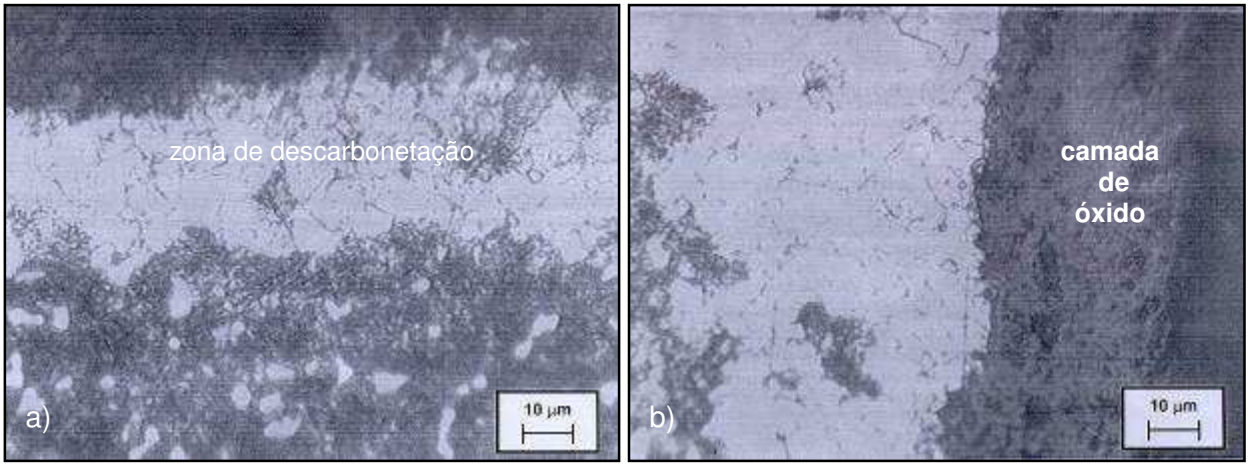

Figura 3.3 - Seção longitudinal de amostra temperada. a) parte superior. b) parte lateral.

3.2 – Caracterização metalográfica das amostras

Os tarugos de todas as ligas foram cortados numa máquina de disco de corte do tipo Discotom, com disco Struers 01TRE, nas dimensões de corpo-de-prova tipo pastilha com espessura de 8 mm. Cada corpo-de-prova ainda passou pela retificadora Netzsch, modelo MPS1 GMN com a utilização de um rebolo tipo copo reto de CBN, para garantir planicidade das amostras e facilitar os trabalhos de preparação metalográfica.

A preparação para caracterização metalográfica iniciou-se com o embutimento dos corpos-de-prova com baquelite especial Durofast (garantia contra abaulamento de borda). Após esse procedimento, as amostras passaram a ser lixadas em lixas de SiC com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200. Após a etapa de lixamento, as amostras foram polidas com abrasivo de diamante de granulometria de 6 e 3 μm.

Para evidenciar os carbonetos eutéticos, as amostras foram atacadas com o reativo químico Nygren – 50% de Nital (10 ml de HNO_3 e 100 ml de álcool), e 50% de Vilella (1g de ácido pícrico, 5ml de HCl e 100 ml de etanol) – que reage com matrizes ferrosas que sofreram têmpera e revenimento, preservando os carbonetos eutéticos. Na fase seguinte, as microestruturas das ligas foram registradas tanto por microscopia ótica (microscópio Neophot 21) como microscopia eletrônica (microscópio eletrônico de varredura da LEO, modelo LEO 940 A).

Realizou-se um trabalho de quantificação dos carbonetos eutéticos, tanto a quantidade total de carbonetos como por tipo de carboneto eutético (carbonetos MC e M_2C).

O método para medir a fração volumétrica total de carbonetos eutéticos foi evidenciá-los da matriz metálica. Portanto, o ataque com Nygren atendeu esta necessidade.

Utilizou-se o software de análise de imagens Image-Pro Plus®, da Media Cybernetics, para o estudo de metalografia quantitativa. Nas amostras da família V utilizou-se um aumento de 816x. As amostras da família M foram estudadas com aumento de 1000x. O aumento maior foi necessário para resolver melhor os carbonetos eutéticos M_2C nas amostras da família M. O critério de parada no processo de contagem da fração volumétrica dos carbonetos eutéticos foi a obtenção de uma relação entre desvio-padrão e média da fração volumétrica de carbonetos eutéticos em torno de 7% ou medir 250 campos de medições. Aplicou-se o critério de Chauvenet para eliminar medidas inválidas por erros experimentais.

A análise metalográfica para medição da medição da fração volumétrica de carbonetos eutéticos M_2C foi iniciada com ataque químico com Groesbeck (1 g de KOH, 4 g de $KMnO_4$ e 95 ml de H_2O). Estes carbonetos adquirem coloração preta. O ataque nas amostras da família V foi realizado a 40°C. No caso das amostras da família M, o ataque

deu-se a 60°C. As ligas da família V e M foram trabalhadas com aumento de 1000x e 250 campos de medição. O mesmo critério de parada do processo de contagem da fração volumétrica total de carbonetos eutéticos foi adotado para a contagem da fração de carbonetos eutéticos M_2C.

A fração volumétrica de carbonetos eutéticos MC foi calculada a partir da subtração entre a fração volumétrica total de carbonetos eutéticos e carboneto eutéticos M_2C.

Mediu-se o diâmetro dos carbonetos eutéticos MC para avaliar a influência desta variável no comportamento tribológico das ligas estudadas neste trabalho. Os dados da fração volumétrica e diâmetro dos carbonetos eutéticos MC puderam ser relacionados com a seguinte equação (de Mello e Hutchings, 2001) que avalia o caminho livre médio entre estes tipos de carbonetos:

$$CLM = diam \times \left(\frac{1 - FVC}{FVC} \right) \qquad (3.1)$$

onde:

CLM: caminho livre médio entre carbonetos eutéticos MC.
diam: diâmetro do carboneto eutético MC.
FVC: fração volumétrica dos carbonetos eutéticos MC.

A tarefa de medição do diâmetro dos carbonetos eutéticos MC foi realizada com as amostras atacadas com o reativo Nygren. O aumento utilizado foi de 800x. Obteve-se a área média dos carbonetos eutéticos MC em cada campo de medição. Então, calculou-se o diâmetro de Feret, que é o diâmetro de um círculo que tenha a área igual ao da área média dos carbonetos em cada campo de medição.

As microestruturas das ligas foram avaliadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura.

3.3 – Ensaios de dureza das amostras e microdureza da matriz

Realizaram-se medições de dureza Vickers nas amostras das ligas estudada neste trabalho. Utilizou-se um Durômetro Universal Wolpert com carga de 40 Kgf e sete ensaios por liga.

O procedimento da medição da microdureza Vickers da matriz das ligas foi utilizar as amostras atacadas com Groesbeck, que permite visualizar os carbonetos eutéticos M_2C. Os

carbonetos eutéticos MC eram visíveis, sem necessidade de ataque químico. Estes procedimentos permitiram visualizar a matriz e realizar os ensaios. Os ensaios de microdureza foram realizados com a carga de 50 g e tempo de 15 s. O aumento utilizado foi de 400x e efetuou-se 11 medições para cada amostra. Os ensaios foram realizados num microdurômetro HMV Micro Hardness Tester da Shimadzu. Estes ensaios serviram para validar os resultados dos tratamentos térmicos realizados na obtenção da dureza da matriz necessária.

3.4 – Ensaio de desgaste por deslizamento

O processo de preparação das amostras para os ensaios de desgaste por deslizamento passou pelas seguintes etapas: corte, retificação, lapidação e limpeza. O corte foi realizado por disco abrasivo na máquina de corte Discotom, em disco Struers 01-TRE. A operação de retificação, realizada com rebolos de CBN, na superfície superior e inferior dos discos, visou a obtenção de superfícies paralelas.

Para eliminar o efeito da rugosidade da etapa de retificação e obter uma superfície que reproduzisse adequadamente aquelas encontradas nos cilindros de laminação, uma etapa de lapidação (lapidadora LAPMASTER 15) foi realizada nas amostras com mistura de óleo especial para lapidação mais abrasivos de SiC de 220 mesh por vinte minutos. Numa etapa final, as amostras foram limpas com acetona por 5 minutos. Este procedimento foi elaborado durante a tese de Milan (2004). Mediram-se os parâmetros de rugosidade Sa (média aritmética dos desvios do plano médio), e Sq (média quadrática dos desvios do plano médio) após a lapidação para verificação da faixa de valores destes parâmetros.

O procedimento para medir os parâmetros de rugosidade nas superfícies lapidadas consistiu, inicialmente, em obter as topografias através de interferometria ótica via laser 3D pelo equipamento da marca UBM MESSTECHNIK. A área avaliada para medição dos parâmetros de rugosidade nas superfícies lapidadas foi 4x3 mm.

Utilizou-se o software Digital Surf MountainsMap Universal®, versão 3.0, para leitura e manipulação das topografias obtidas e medição dos parâmetros de rugosidade. O cut-off definido foi 0,8 mm.

Para padronizar o fator forma entre todas as superfícies lapidadas, recorreu-se ao processo de nivelamento existente no software (Figura 3.4). O algoritmo deste recurso será explicado na etapa de medição de volume de desgaste.

Depois do nivelamento, realizou-se uma filtragem das superfícies lapidadas. Esta operação permite obter a ondulação e a rugosidade de uma dada topografia (Figura 3.4).

Com esta separação, pôde-se medir os parâmetros de rugosidade das superfícies lapidadas. O software utiliza um filtro gaussiano com atenuação de 50%, conforme as recomendações da norma ISO 11562 (Digital Surf MountainsMap®, 2001).

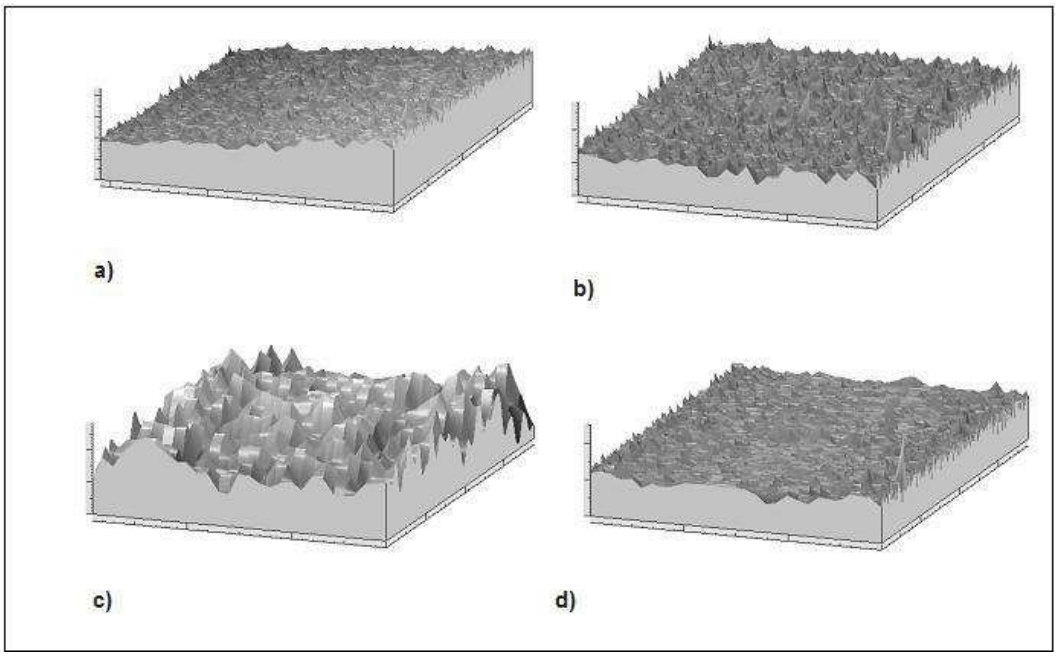

Figura 3.4 - a) Topografia da superfície lapidada da amostra M3,5. b) Topografia da amostra M3,5 nivelada. c) Ondulação da superfície do caso b). Rugosidade da superfície do caso b).

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados num tribômetro universal da marca Plint & Partners TE67 (Figura 3.5), na configuração movimento alternado ("reciprocating"), com aplicação de carga por peso morto. Os dados coletados durante o ensaio são a força de atrito, o coeficiente de atrito aparente e a freqüência do movimento alternado. Estes dados são armazenados num computador interligado ao equipamento. Um software de planilha de cálculo que leia este tipo de extensão de arquivo permite manusear os dados coletados. A taxa de aquisição de dados foi de um Hz. O coeficiente de atrito médio é calculado após estabelecimento do regime permanente do ensaio, que corresponde ao tempo a partir do na qual a variação deste coeficiente é mínima.

Para as ligas ferrosas multicomponentes estudadas neste trabalho, a configuração mecânica foi do tipo esfera/plano (Figura 3.5), sendo o plano as amostras das ligas ferrosas.

As amostras eram fixadas no tribômetro por um dispositivo projetado no LTM (Figura 3.6). No porta-amostra há uma abertura de 6 mm para colocação de um termopar para medição de temperatura de ensaios à quente.

O contra-corpo consistia de esferas de Si_3N_4 com diâmetro de 9,525 mm, atuando

como pino. Estas esferas foram presas no tribômetro através de um dispositivo projetado também no LTM (Figura 3.7).

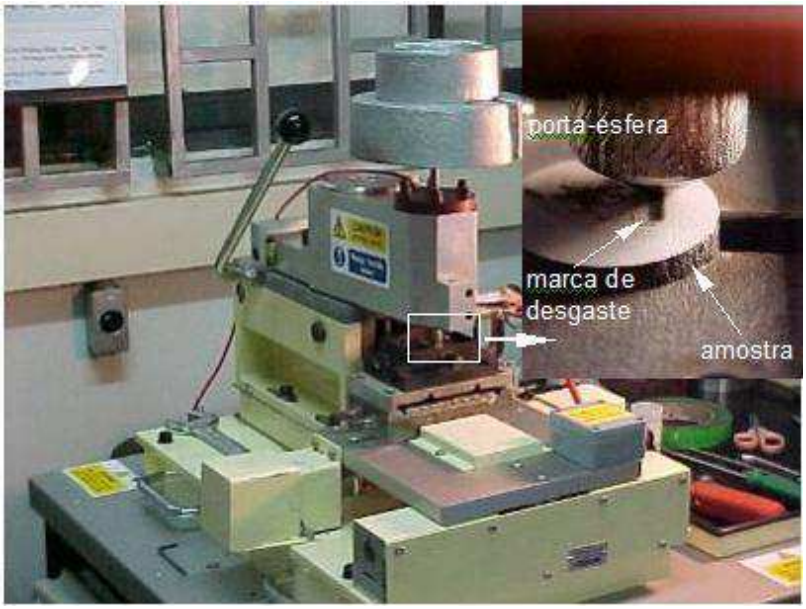

Figura 3.5 - Tribômetro universal no modo alternado com a carga do ensaio já montada e no canto superior direito destaca-se a formação da marca de desgaste na amostra.

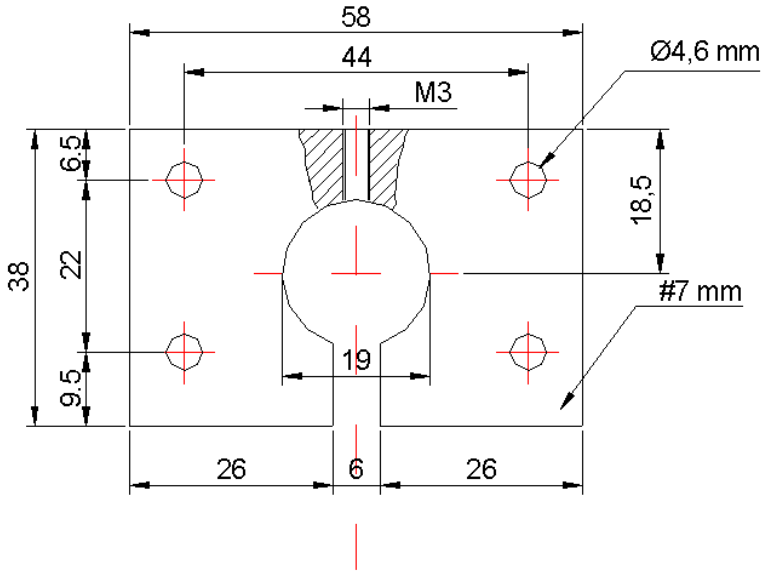

Figura 3.6 - Porta-amostra das ligas ferrosas multicomponentes.

A literatura afirma que a dureza da cerâmica Si_3N_4 depende do processo de fabricação da mesma (Stachowiak e Batchelor, 2001). No processo por prensagem térmica,

a dureza da cerâmica resultante está na faixa de 1700 a 2200 HV. O processamento por reação ligante resulta em 800 a 1000 HV de dureza. As medições de microdureza das esferas resultaram em 1798 ± 145 HV_{50} com intervalo de confiança de 95%. Estas medidas foram obtidas no microdurômetro da marca HMV Micro Hardness Tester da Shimadzu.

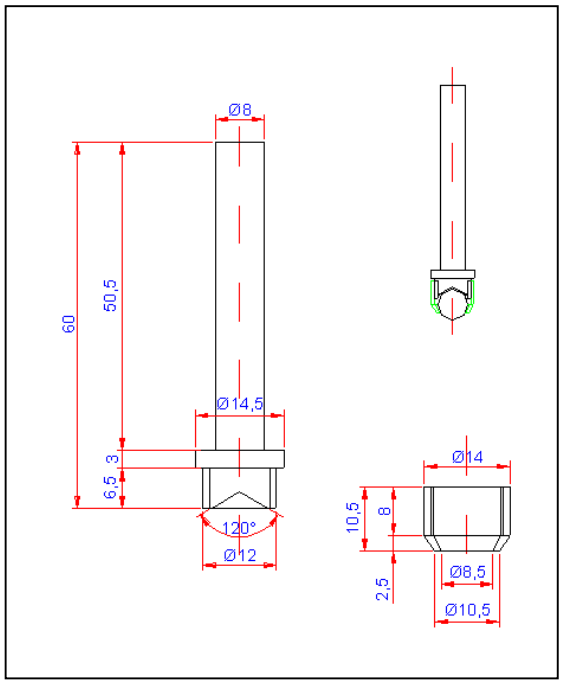

Figura 3.7 - Dispositivo para fixação das esferas.

A justificativa de utilização deste tipo de material foi a de que os cerâmicos são materiais inertes e com elevada dureza. Com isto, procurava-se obter uma superfície desgastada com uma mínima influência do contra-corpo (Milan et al., 2004).

Os parâmetros de ensaio foram, amplitude de 6 mm, freqüência de 6 Hz, cargas de 5200 e 7200 g (51 e 70,6 N, respectivamente), umidade relativa de 50% e tempo de ensaio de 2 horas. Foram realizados em média cinco ensaios por liga. Os parâmetros de ensaios foram resultados da otimização de uma série de testes realizados por (Milan et al., 2004) e (Milan et al., 2005) para simular laboratorialmente o mecanismo de desgaste atuantes em cilindros. Estes autores desenvolveram e aperfeiçoaram esta metodologia de ensaio para reprodução do mecanismo de desgaste por deslizamento em materiais aplicados em cilindros de laminação.

A taxa de desgaste do corpo foi mensurada por perda volumétrica das amostras, medindo o volume da região da marca de desgaste. Esta medição de volume foi feita inicialmente com a obtenção da topografia de uma região dos discos que englobe parte da marca. A leitura da topografia é obtida através de interferometria óptica via laser 3D. O

interferômetro é da marca UBM MESSTECHNIK. O equipamento é conectado a um computador para coleta, armazenamento e manuseamento de dados, por um software da mesma marca do interferômetro. Os parâmetros operacionais que devem ser ajustados neste equipamento são a densidade de pontos, taxa de medição, limite de refletividade e o modo de medição. O cálculo do volume da marca foi realizado através do software Digital Surf MountainsMap Universal®, versão 3.0 (Figura 3.8), onde a topografia foi previamente obtida pelo software do interferômetro à laser.

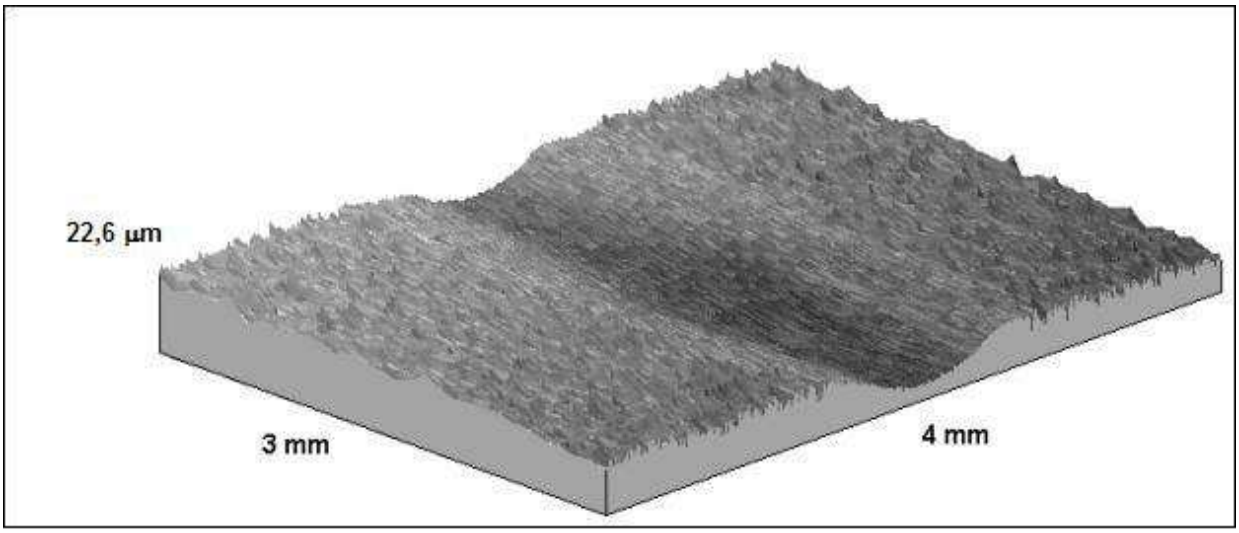

Figura 3.8 - Topografia da região ensaiada na amostra da liga V6,5 650 HV.

A densidade de pontos determina a quantidade de pontos por unidade de comprimento. A maior quantidade de pontos aumenta a precisão da leitura, contudo a demanda de tempo da medição e o espaço de memória dos arquivos aumentam enormemente, e nem sempre retornando com ganhos em termos de precisão que justificassem o procedimento.

A taxa de medição é a quantidade de pontos medidos por unidade de tempo. Desta forma, a velocidade de medição depende da razão entre a taxa de medição e a densidade de pontos.

O limite de refletividade da amostra (“reflection threshold”) determina o nível mínimo de quantidade de luz captada pela lente do interferômetro para medição dos pontos. Se esta quantidade de luz for inferior a este nível, o sensor perde o foco e a medida é invalidada. O limite mínimo aceitável para realização da leitura da topografia é 1,0%.

Os parâmetros de medição utilizados no interferômetro neste trabalho foram, densidade de pontos de 1000 pontos na direção x (perpendicular à direção do eixo maior da marca) e 10 pontos em y (paralelo ao eixo maior da marca). A taxa de medição foi de 300

pontos por segundo e o modo de medição foi contínuo. Estes parâmetros foram previamente otimizados por Milan (2004). As dimensões da região de leitura da topografia que inclui a marca de desgaste foram 4 x 3 mm.

O princípio do cálculo do volume de desgaste obtido pelo software Digital Surf MountainsMap Universal®, versão 3.0, funciona da seguinte forma: cada ponto lido pelo interferômetro é considerado um elemento de coordenadas definidas x e y. Cada elemento possui um volume de material específico entre duas alturas adjacentes ao elemento. O volume total de desgaste calculado inclui o fundo da marca de desgaste e um plano definido pelo método dos mínimos quadrados de todos pontos fora da região da marca, delimitados por um desenho realizado pelo usuário através de mouse. O somatório do volume de material de todos elementos incluídos entre o fundo da marca de desgaste e o plano resulta no volume da marca de desgaste (Digital Surf MountainsMap®, 2001).

Antes da realização do cálculo de volume, uma operação de nivelamento da região do ensaio de desgaste é realizada (Figura 3.9a). Esta operação tem a função de eliminar a inclinação da superfície de desgaste e padronizar todas as superfícies ensaiadas de tal forma que, a região seja remodelada computacionalmente (Figura 3.9b).

A operação de nivelamento parte inicialmente pela geração de um plano P, através do método dos mínimos quadrados. Então, este plano é subtraído da superfície original. A subtração do plano dos mínimos quadrados consiste em calcular a equação do plano P que minimiza a soma dos quadrados das distâncias elementares d(x) do ponto x,y,z da superfície. d(x) é a distância entre o ponto (x,y,z) do perfil da superfície e o ponto (x,y,z') do plano P.

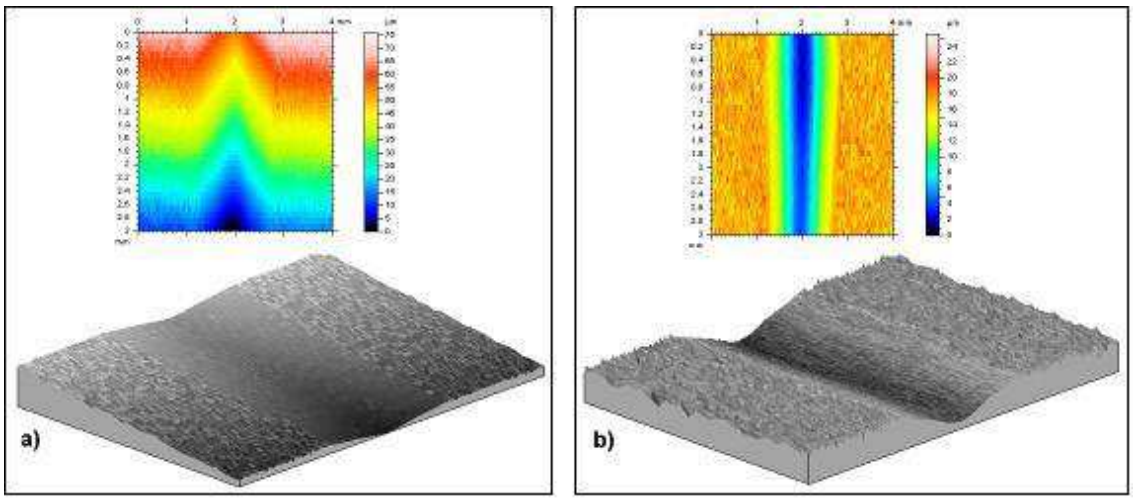

Figura 3.9 - a) Topografia da amostra M5 450 HV original. b) Topografia da amostra M5 450 HV nivelada.

Uma vez que a equação do plano P tenha sido calculada, o plano dos mínimos

quadrados pode ser nivelado pela subtração da altura z' do ponto correspondente (x,y) do plano P da altura z de cada ponto (x,y,z) na superfície da região. No caso deste trabalho, o plano dos mínimos quadrados é calculado a partir de pontos fora da marca de desgaste, que é eliminada por um desenho contornando a marca, feito pelo mouse (Figura 3.10).

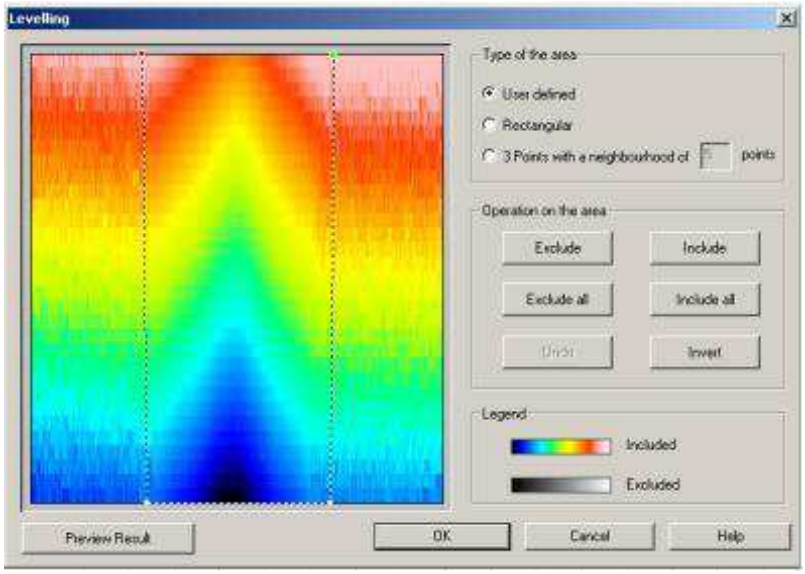

Figura 3.10 - Tela da operação de nivelamento da topografia da região ensaiada.

Com a superfície nivelada, é preciso delimitar uma região fora da marca para servir de base para geração do plano pelo método dos mínimos quadrados (Figura 3.11).

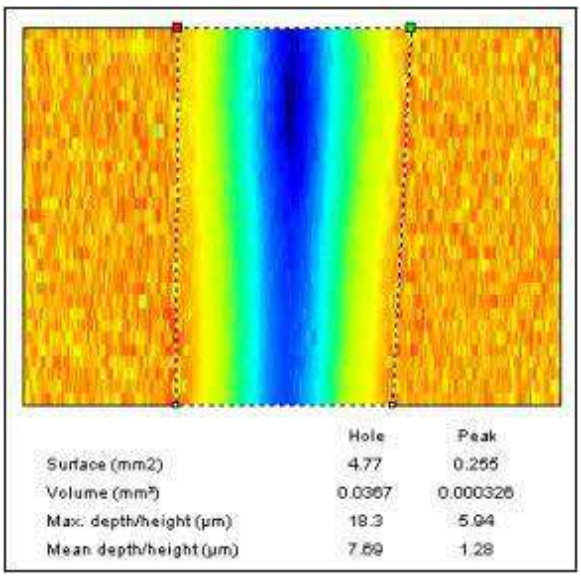

Figura 3.11 - Operação de delimitação da região da marca de desgaste.

O volume de desgaste da marca é igual à subtração entre o volume total de vazios e

o total de material dos volumes elementares compreendidos entre o fundo da marca e o plano P resultante dos mínimos quadrados. A operação de contorno da marca de desgaste foi realizada quatro vezes. Portanto, o volume da marca de desgaste é a média destas quatro operações de subtração entre os buracos e os picos. A taxa de desgaste é resultado do volume de desgaste dividido pelo comprimento da marca de desgaste lida no interferômetro (3 mm), pela carga aplicada e pelo tempo dos ensaios.

A partir do diâmetro da calota esférica gerada no ensaio de desgaste, medida com um sistema ótico de análise de imagens constituído de um microscópio ótico NEOPHOT 21, da Carl Zeiss, e o software Image-Pro Plus®, da Media Cybernetics, calculou-se o volume de desgaste do contra-corpo. A equação 3.2 permite calcular o volume da calota esférica (Figura 3.12). O volume de desgaste é igual a subtração da metade do volume da esfera dos ensaios com o sólido do volume da calota esférica.

O diâmetro menor (a) da calota foi medido quatro vezes e tirado a média para obtenção de a para o cálculo na equação 3.2. A taxa de desgaste é igual o volume de desgaste dividido pela carga e tempo de dos ensaios.

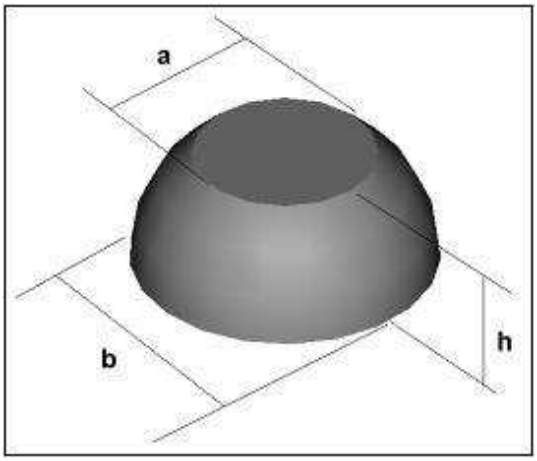

Figura 3.12 - Esquema do sólido da calota esférica e características geométricas.

$$V = \frac{\pi}{6} \cdot h \cdot \left(3a^2 + 3b^2 + h^2\right) \qquad (3.2)$$

onde:

V: volume da calota esférica.

h: altura da calota.

a: diâmetro menor da calota.

b: diâmetro da esfera.

Os mecanismos de desgaste foram observados em um microscópio eletrônico de varredura da LEO, modelo 940 A. Foram utilizados tanto elétrons secundários como retro-espalhados para formação das imagens. Além disso, a natureza química de elementos presentes nas marcas de desgaste foi analisada por espectrometria de energia dispersiva de raios-X (EDS), com um espectrômetro da marca IXRF. O filtro do coletor dos raios-X é constituído de material polimérico.

3.5 – Medição de parâmetros de rugosidade

Esta etapa do trabalho serviu para avaliar a influência dos parâmetros microestruturais sobre a rugosidade nas marcas de desgaste posterior aos ensaios de desgaste por deslizamento.

Os parâmetros de rugosidade para três dimensões medidas são parâmetros tipo amplitude e que são extrapolações dos parâmetros de rugosidade para duas dimensões (Digital Surf MountainsMap®, 2001). Os parâmetros de rugosidade medidos foram de amplitude: média aritmética da rugosidade (Sa), raiz quadrada da média aritmética da rugosidade (Sq), coeficiente de simetria (Ssk) e coeficiente de achatamento (K) da função de densidade de probabilidade das alturas das asperidades.

O procedimento para medir os parâmetros de rugosidade nas superfícies das marcas de desgaste consistiu, inicialmente, em obter as topografias através de interferometria ótica via laser 3D pelo equipamento já anteriormente mencionado. Os parâmetros de leitura utilizados para leitura destas topografias são idênticos àqueles para medição da topografia das superfícies lapidadas.

Utilizou-se novamente o software especialista Digital Surf MountainsMap Universal® para leitura e manipulação das topografias obtidas e medição dos parâmetros de rugosidade (Figura 3.13a).

As medições da rugosidade nas marcas de desgaste iniciaram com a etapa de nivelamento das topografias (Figura 3.13b). O método de nivelamento adotado pelo software foi o mesmo que utilizou-se para avaliação da rugosidade das superfícies lapidadas das amostras.

Posteriormente, realizou-se uma operação de remoção da forma da superfície que inclui a região lapidada e a marca de desgaste. O método escolhido que o software especialista permite foi a remoção da forma (Figura 3.13c) através de um polinômio de ordem n (escolhido pelo usuário) que melhor se aproxima da superfície. Em seguida, o software subtrai a superfície real com a superfície do polinômio de ordem n encontrado. A

superfície resultante representa a ondulação e a rugosidade da superfície originalmente obtida via interferometria (Figura 3.13d). Utilizou-se um polinômio de ordem 11 para garantir a máxima remoção da ondulação.

Na seqüência, a superfície resultante obtida na operação de remoção de forma passa por uma filtragem para extrair a ondulação presente (Figura 3.13e). O cutt-off escolhido para obtenção da rugosidade foi 0,8 mm. A próxima etapa foi definir a região da marca de desgaste através da operação de aumento desta região específica na superfície obtida na filtragem. Depois disto, obteve-se os valores dos parâmetros de rugosidade mencionados.

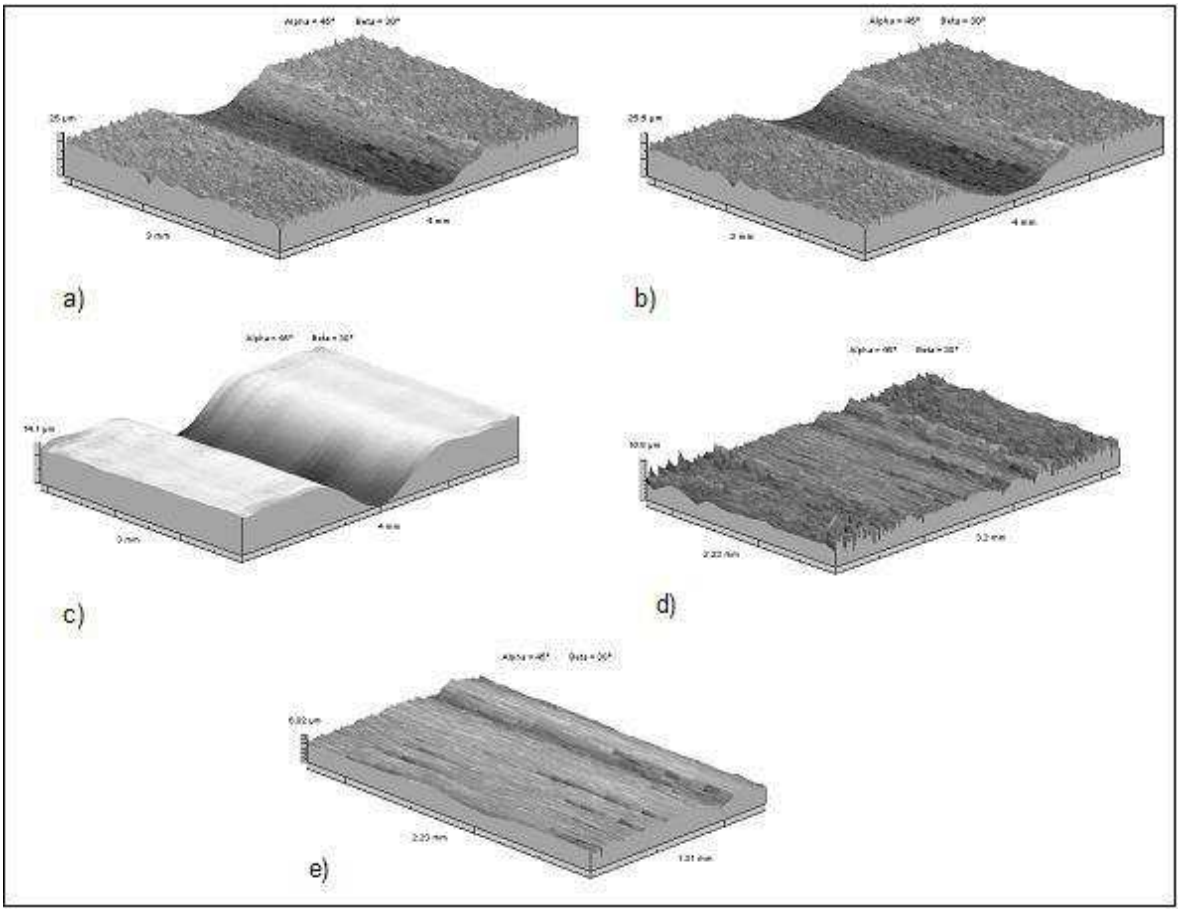

Figura 3.13 - a) Amostra M5 550 HV ensaiada. b) Nivelamento da superfície. c) Forma. d) Rugosidade, após filtragem. e) Rugosidade obtida na região analisada da marca de desgaste.

3.6 – Microabrasão

O tipo de configuração da máquina de ensaio de desgaste por microabrasão foi do tipo esfera livre (Figura 3.14). Uma esfera de aço 52100 é colocada em cima de um eixo girante acionado por um motor. Foi utilizada uma esfera de trinta milímetros de diâmetro. Esta esfera fica posicionada acima do corpo de prova (amostras das ligas). A velocidade de rotação adotada nos ensaios deste trabalho foi 150 rpm.

As partículas abrasivas que alimentam a máquina de ensaio entram no sistema tribológico na forma de uma lama abrasiva, com uma certa concentração, gotejada sobre a esfera em movimento através de uma mangueira (Figura 3.14). O sistema de bombeamento da lama abrasiva consiste de uma bomba peristáltica, garantindo o processo de alimentação por gotejamento para este ensaio de desgaste. A ordem de tamanho do diâmetro dos abrasivos comumente aplicados nos ensaios de desgaste por microabrasão é no máximo algumas unidades de mícrons. O abrasivo utilizado neste trabalho foi sílica (SiO_2), da Sigma Aldrich Brasil Ltda., com tamanho de partícula de 0,5 a 10 µm e aproximadamente 80% entre 1 a 5 µm. Estas partículas abrasivas foram misturadas em água destilada, na concentração de 10 gramas de abrasivo por 100 ml de H_2O.

Figura 3.14 - máquina de ensaio de desgaste por microabrasão, configuração esfera livre.

A rotação da esfera leva a lama abrasiva para a interface de contato entre a esfera e o corpo de prova.

Este processo causa o desgaste no corpo de prova na forma de uma marca de

desgaste. As amostras foram embutidas com baquelite da marca Durofast da Struers e depois retificadas nos dois lados retos do cilindro formado pelo embutimento. Este procedimento foi adotado para um perfeito ajuste na montagem do corpo de prova na máquina. Para permitir a visualização da marca de desgaste após o término de cada etapa do ensaio, a amostra embutida sofreu uma preparação metalográfica. As etapas desta preparação metalográfica foram lixamento com lixas de SiC de granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Posteriormente, efetuou-se um polimento com pastas de diamante da Struers, com granulometria de 6 e 3 μm.

A força aplicada pela esfera sobre o corpo de prova foi ajustada antes de iniciarem-se os ensaios em 0,45 N. Esta força é a normal que atua como reação à força da esfera. Este ajuste da força é conseguido pela movimentação da inclinação da mesa que prende o corpo de prova na máquina de ensaio (Figura 3.14). A variação da inclinação desta mesa coloca mais peso ou menos peso da esfera sobre o corpo de prova. A medição desta força é obtida através de uma célula de carga localizada embaixo da mesa que fixa o corpo de prova.

O movimento de rotação da esfera com lama abrasiva sobre o corpo de prova gera uma marca de desgaste na forma de uma calota (Figura 3.15). O regime permanente para cada amostra foi calculado pela realização de ensaios com duração de cinco minutos cada, até completar o somatório de cinqüenta minutos de ensaios, ou seja, um total de dez ensaios. Ao fim de cada ensaio de cinco minutos, lê-se a força média durante o ensaio (que é menor do que o valor previamente ajustado), o número de rotações ao final dos cinco minutos, e o diâmetro horizontal e vertical da calota da marca desgaste. Na retomada do ensaio, a esfera era limpa com água destilada e trocava-se a posição de rotação da esfera para evitar a formação de trilhas de desgaste preferenciais na superfície da esfera.

Se a marca de desgaste formada assumir uma forma de calota esférica, os dados coletados no final de cada ensaio são aplicados na seguinte equação para determinação do coeficiente de desgaste:

$$k = \frac{\pi \times d^4}{32 \times S \times D \times N} \qquad (3.3)$$

onde:

k: coeficiente de desgaste,

d: diâmetro médio da calota (média dos diâmetros horizontal e vertical da calota medidos),

S: distância percorrida no deslizamento da esfera,

D: diâmetro da esfera;

N: força medida pela célula de carga.

Depois de completados dez ensaios em cada corpo de prova, verificou-se a conformidade geométrica da calota (Figura 3.16a). Este procedimento consistiu em avaliar se a calota aproximava-se da forma de uma calota esférica e assim validar a equação para o cálculo do coeficiente de desgaste. A superfície da região que inclui a calota de desgaste foi obtida digitalmente via interferometria 3D à laser, obedecendo procedimentos e parâmetros de leitura anteriormente mencionados. A conformidade geométrica foi verificada utilizando o software Digital Surf MountainsMap Universal® para manipulação e leitura dos dados da superfície medida pelo interferômetro. Em seguida, efetuou-se uma operação de nivelamento, baseando-se nas regiões fora da calota esférica. O nivelamento é efetuado pelo método dos mínimos quadrados das superfícies destas regiões.

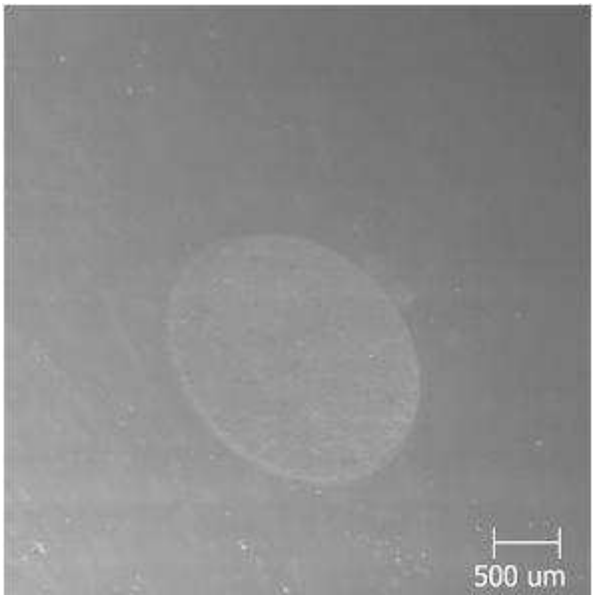

Figura 3.15 - calota esférica gerada no final do ensaio da amostra matriz 650 HV.

Em seguida, analisou-se o perfil de rugosidade que passava na cota de maior profundidade da marca de desgaste (Figura 3.16b). Efetuou-se uma operação de remoção da forma deste do perfil de rugosidade escolhido, através da metodologia que aproxima o perfil da calota com um polinômio de grau n, que o software utiliza e já explicado anteriormente. Escolheu-se um polinômio de segundo grau. A obtenção de um perfil de rugosidade de boa linearização (Figura 3.16c) indica que a conformidade geométrica da calota de desgaste encontra-se adequada para validar a equação do coeficiente de desgaste (equação 3.3).

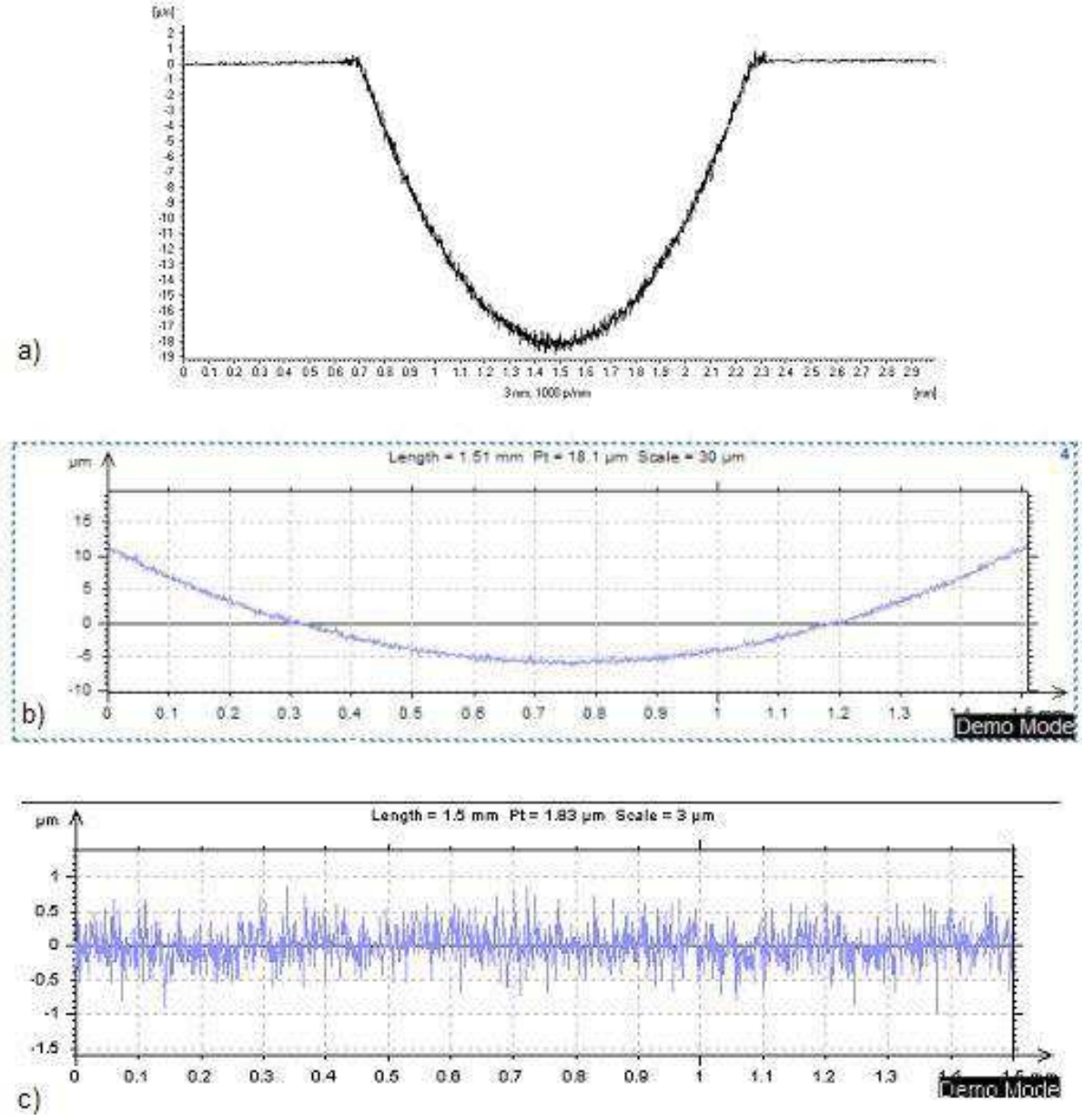

Figura 3.16 - Marca de desgaste do ensaio na liga matriz 650. a) Calota esférica, destacando a região anular. b) Calota de desgaste. c) Perfil de rugosidade de b depois da remoção da forma.

Todos os perfis de rugosidade dos ensaios analisados neste trabalho tenderam a possuir uma linearização adequada indicando a aproximação das calotas de desgaste com a forma de uma calota esférica, validando o uso da equação 3.3 para o cálculo do coeficiente de desgaste.

Calcularam-se os coeficientes de desgaste de cada liga ensaiada no final de cada cinco minutos. Posteriormente, analisou-se a curva do coeficiente de desgaste em função do tempo de cada liga, a fim de determinar quando os coeficientes de desgaste estabilizavam

com o tempo, caracterizando o regime permanente dos ensaios de desgaste por microabrasão. O maior tempo estabelecido para o regime permanente dentre todas as ligas serviu então para realização das repetições dos ensaios e a medição do coeficiente de desgaste a partir do início do regime para todas as ligas até o término do tempo de cinqüenta minutos.

Os mecanismos de desgaste resultantes dos ensaios foram analisados por microscopia eletrônica de varredura.

Capítulo IV

Resultados experimentais e discussão

4.1 – Caracterização metalográfica e dureza

As ligas denominadas matriz possuem uma microestrutura típica de ligas ferrosas que sofreram tratamento térmico de revenimento, ou seja, martensita revenida com carbonetos não dissolvidos e secundários finos oriundos do tratamento térmico (Figura 4.1).

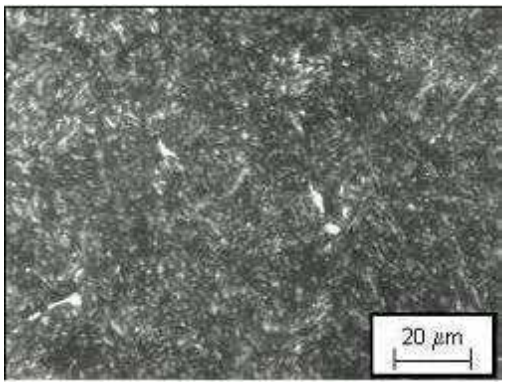

Figura 4.1 - Microestrutura da liga matriz.

Através de análise metalográfica das ligas da família V e M verificou-se a presença de carbonetos eutéticos MC e M_2C dispersos numa matriz martensítica revenida.

A liga V5 apresenta uma estrutura dendrítica e uma matriz típica que sofreu tratamento de revenimento (martensita revenida e carbonetos secundários) com carbonetos MC e M_2C eutéticos interdendríticos (Figura 4.2).

As outras ligas da família V (Figura 4.3) não possuem tanto o aspecto dendrítico observado na liga V5. As ligas V6,5 e ligas V8 e M2 possuem maior quantidade de carbonetos eutéticos do que a liga V5. A quantidade de carbonetos eutéticos M_2C nas ligas V8 e M2 também é menor do que as outras ligas da família V.

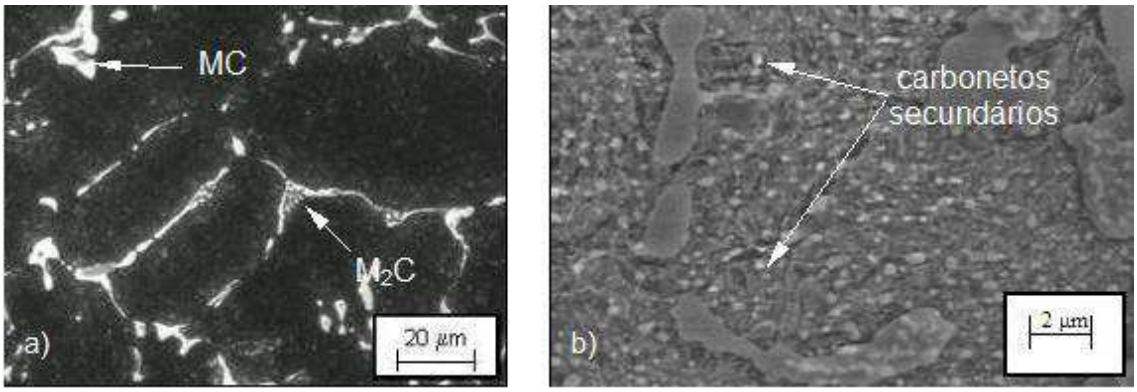

Figura 4.2 - a) Liga V5. Ataque Nygren. b) Destaque da matriz da liga V5 (elétrons secundários).

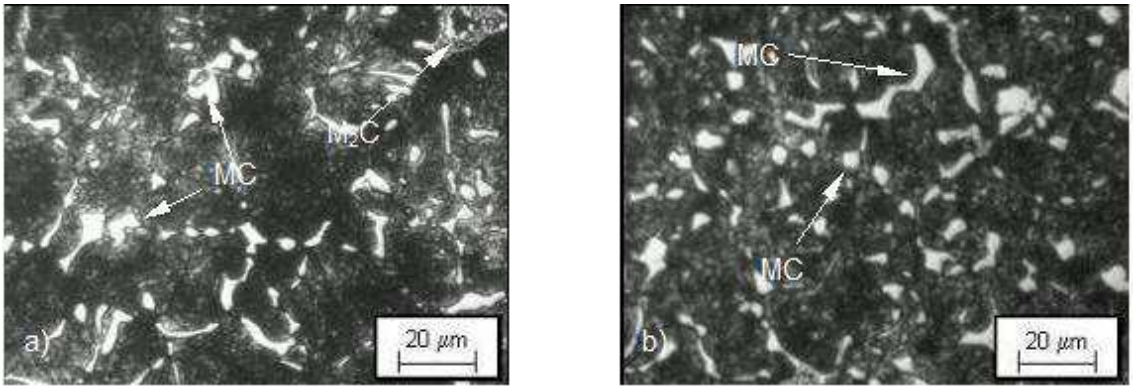

Figura 4.3 - a) Liga V6,5. b) Liga V8/M2. Observe destaque do carboneto eutético MC com morfologia distinta. Ataque Nygren.

Nas ligas M3,5 e M5, os carbonetos eutéticos estão distribuídos de forma mais homogênea, além de estarem em maior quantidade (Figura 4.4).

Nos trabalhos de Serantoni e Boccalini (2005) e Serantoni (2003) há uma descrição mais detalhada da morfologia dos carbonetos eutéticos encontrados nas ligas deste trabalho.

Os carbonetos eutéticos M_2C podem ser identificados pela morfologia e pelo contraste mais branco em imagens geradas por elétrons-retroespalhados. Estes carbonetos

são ricos em molibdênio, onde o número atômico é maior do que o vanádio e o ferro, explicando o contraste mais claro, como nas fotos dos carbonetos M_2C obtidas por Colás et al. (1999).

As imagens de eletróns-retroespalhados nos carbonetos M_2C (Figura 4.5) mostram dois contrastes (regiões mais claras e mais escuras). Isto mostra que houve uma reação de decomposição do carboneto M_2C. Nas ligas ferrosas multicomponentes estudadas por Hwang et al. (1998), na condição revenida, os carbonetos M_2C irregulares, de acordo com a classificação de Boccalini e Goldenstein (2001), sofreram uma reação eutetóide e peritetóide do tipo $\gamma + M_2C \rightarrow MC + M_6C$. Nesta reação de decomposição, os carbonetos M_2C mantêm a mesma morfologia originada na solidificação. No estudo de Hwang et al., a análise microestrutural dos carbonetos M_2C mostrou que as regiões pretas são carbonetos MC e as regiões acinzentadas são carbonetos M_6C.

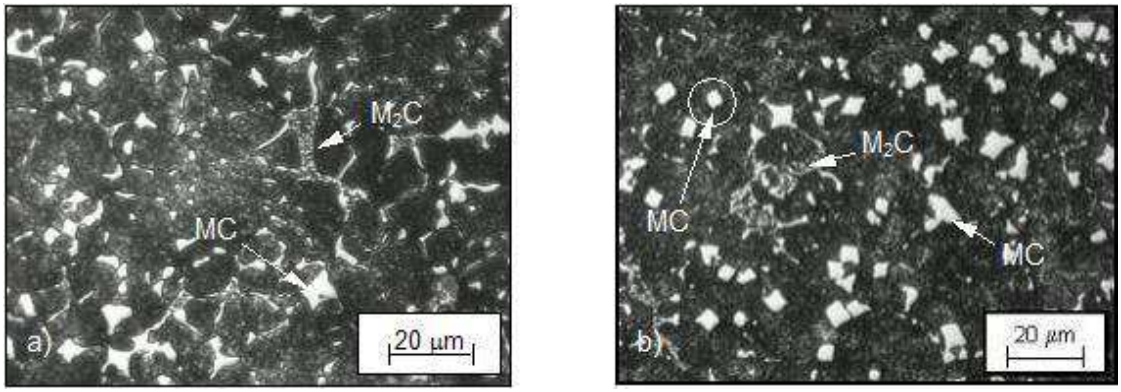

Figura 4.4 - a) Liga M3,5. b) Liga M5. Observe destaque do carboneto eutético MC com morfologia distinta. Ataque Nygren.

As regiões da matriz revenida próximas dos carbonetos (Figura 4.5) e (Figura 4.7) apresentam morfologias diferentes das regiões mais distantes dos carbonetos eutéticos (Figura 4.6) e (Figura 4.8). Além disso, a morfologia próxima dos carbonetos eutéticos também apresenta diferença em função do tipo das ligas observadas (Figura 4.5), (Figura 4.7) e (Figura 4.8).

A diferença da composição química devido à segregação e/ou empobrecimento localizado podem causar esta distinção entre morfologias de microestruturas (de Mello, 1983). Os trabalhos sobre ligas ferrosas multicomponentes relatam que a matriz distante dos carbonetos eutéticos, após os tratamentos térmicos, se constitui principalmente de martensita tipo ripa ou tipo agulha (Lee et al., 1997), (Hwang et al., 1988), de acordo com o teor de carbono presente na matriz.

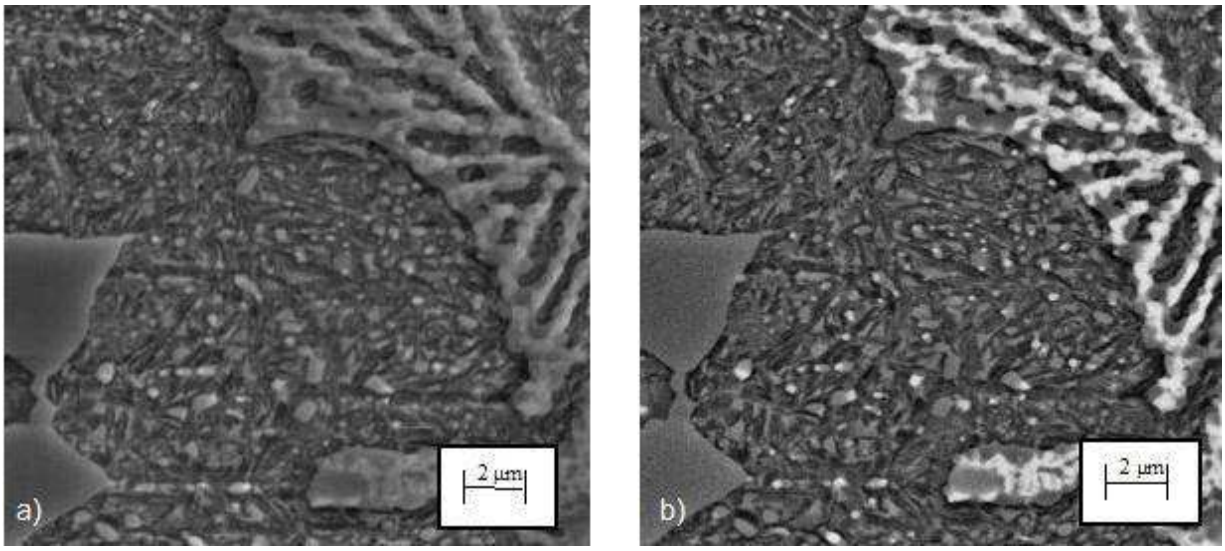

Figura 4.5 - a) Liga V6,5 (elétrons secundários). b) Liga V6,5 (elétrons-retroespalhados). Ataque Nygren.

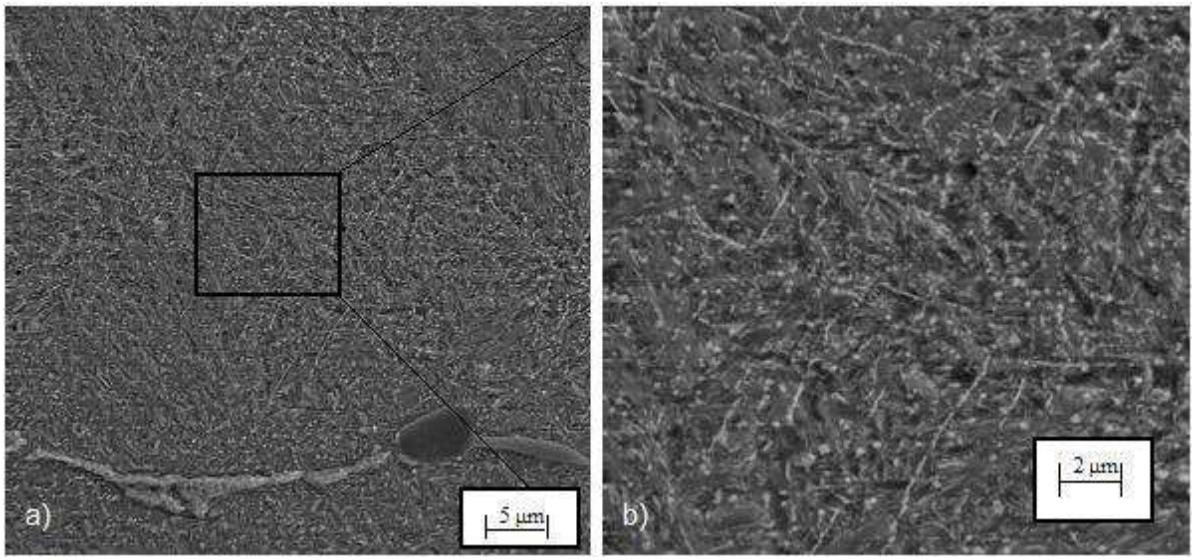

Figura 4.6 - a) Liga V6,5 650. b) Detalhe da matriz do destaque da imagem.

Também se pode atribuir a diferença dos procedimentos nos tratamentos térmicos (tempo e temperatura) efetuados nas ligas sobre a morfologia próxima dos carbonetos eutéticos.

As frações volumétricas médias dos carbonetos eutéticos com desvio-padrão encontram-se na (Tabela 4.1). Todos os valores médios apresentados na tabela foram estimados em intervalos de confiança de 95%. O intervalo de confiança é o tamanho do intervalo em que a média pode variar numa certa confiabilidade. Este parâmetro estatístico é

função do desvio-padrão da amostra, da quantidade de medidas da amostragem e do nível de confiança desejável.

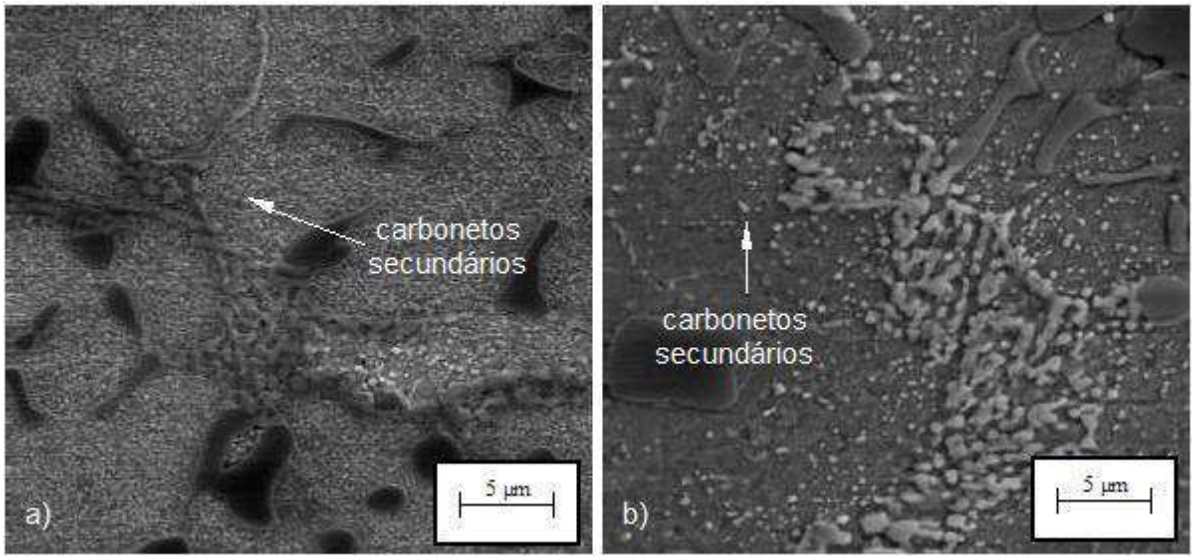

Figura 4.7 - a) Liga M3,5. b) Liga M5.

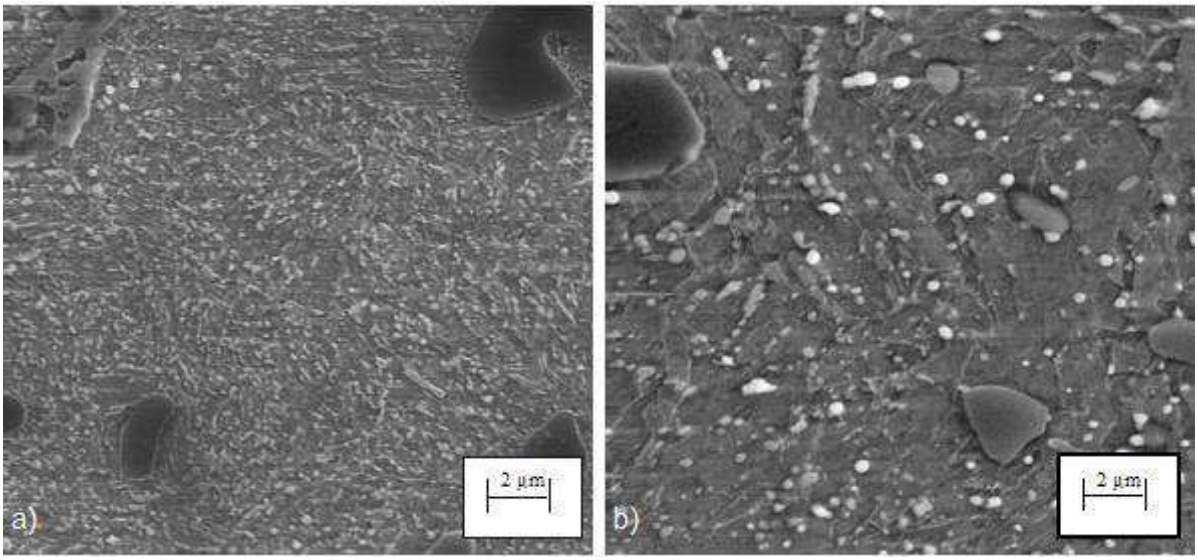

Figura 4.8 - a) Matriz da liga M3,5. b) Matriz da liga M5, elétrons-retroespalhados. Ataque Nygren.

Algumas curvas de distribuição da quantidade de carbonetos nas ligas estudadas neste trabalho aproximavam de uma distribuição gaussiana (normal) e em outros casos isto não aconteceu.

Nas situações que se comparavam os valores médios da quantidade de carbonetos

com distribuição gaussiana, utilizou-se teste de hipótese. O teste de hipótese é calculado em função das médias e dos desvios-padrões e do número de medidas das duas amostragens que estão sendo avaliadas.

Quando se comparavam a quantidade de carbonetos com distribuição não gaussiana foi necessário lançar mão de testes estatísticos não-paramétricos (Barbetta, et al, 2004). Utilizou-se o teste dos sinais com auxílio de software especialista STATISTICA 6.0.

Tabela 4.1 – Fração volumétrica de carbonetos eutéticos.

Ligas	Fração volumétrica (%)		
	total	MC	M_2C
V5	9,20 ± 0,27	5,72 ± 0,69	3,49 ± 0,41
V6,5	11,72 ± 0,23	9,77 ± 0,50	1,947 ± 0,23
V8 e M2	11,93 ± 0,17	11,39 ± 0,30	0,54 ± 0,11
M3,5	12,84 ± 0,22	9,87 ± 0,59	2,97 ± 0,34
M5	13,24 ± 0,36	10,45 ± 0,70	2,34 ± 0,27

As ligas da família M formaram uma maior quantidade de carbonetos eutéticos na solidificação do que as ligas da família V. Isto provavelmente ocorreu por causa da maior presença de elementos formadores de carbonetos nas ligas da família M. Em geral, a quantidade de carbonetos eutéticos tipo MC também foi maior nas ligas da família M.

O diâmetro de Feret dos carbonetos eutéticos MC foram medidos e conseqüentemente obteve-se o caminho médio livre (CML) entre estes carbonetos (Tabela 4.2), pela formulação já mencionada (Mello e Hutchings, 2001).

Tabela 4.2 – Diâmetro de Feret e caminho livre médio (CLM) dos carbonetos MC.

Ligas	Diâmetro de Feret (μm)	Caminho livre médio (μm)
V5	3,12 ± 0,13	51,47
V6,	3,29 ± 0,08	30,38
V8 e M2	3,83 ± 0,09	29,80
M3,5	3,09 ± 0,08	28,22
M5	3,38 ± 0,10	28,96

O caminho livre médio variou pouco entre as ligas, com exceção da liga V5, que caracterizou-se pela maior distância entre os carbonetos MC. Na liga V5, distribuição dos

carbonetos MC se concentrou nos contornos dendríticos. No entanto, o menor teor de vanádio nesta liga causou a solidificação de células eutéticas maiores, ou seja, os carbonetos MC estavam concentrados nos contornos, embora a distribuição heterogênea dos carbonetos levou a uma maior distância entre estas redes de carbonetos eutéticos.

Nas ligas da família V (Figura 4.9), a influência do teor de vanádio levou, inicialmente, a um aumento da quantidade total de carbonetos e depois estabilizou-se para as ligas V6,5 e V8.

O aumento do teor de vanádio também promoveu uma maior formação de carbonetos eutéticos MC e uma diminuição da formação de carbonetos eutéticos M_2C. Isto mostra que o vanádio é mais dissolvido pelos carbonetos MC do que M_2C, como relatado pela literatura (Matsubara et al., 1996), (Hwang et al., 1998), (Park et al., 1999) e (Hashimoto, 2005). A quantidade de carbonetos M_2C entre as ligas V5 e V6,5 é estatisticamente equivalente.

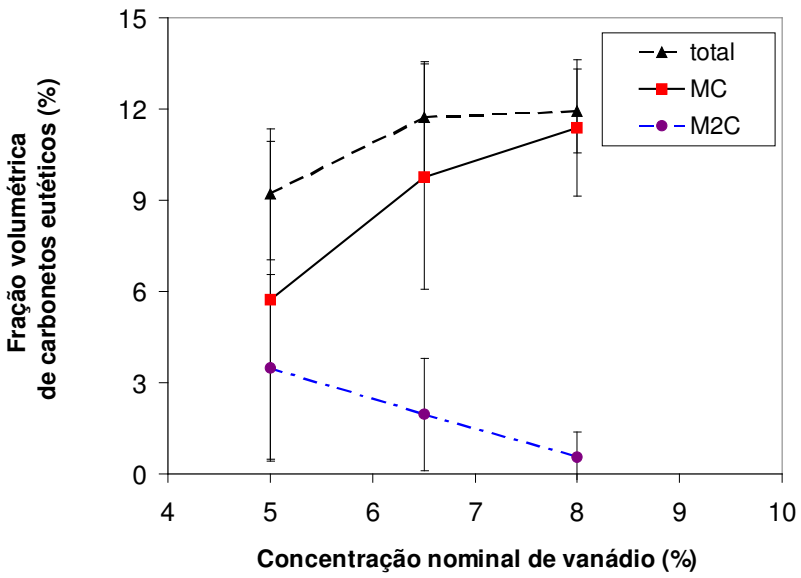

Figura 4.9 - Influência da concentração de vanádio na quantidade de carbonetos presentes nas ligas da família V.

O diâmetro dos carbonetos MC nas ligas V5 e V6,5 é estatisticamente equivalente e aumentou para liga V8 (Figura 4.10).

Observou-se que o aumento da quantidade e do diâmetro dos carbonetos eutéticos MC levou a diminuição do caminho médio livre entre eles (Figura 4.11). A maior quantidade de vanádio aumentou a quantidade e tamanho dos carbonetos MC, e deste modo causou uma diminuição na distância entre os carbonetos MC. Além disso, a maior quantidade de

vanádio nas ligas V8 e M2 pode ter promovido a diminuição do intervalo de solidificação para formação da austenita (γ) e da reação eutética γ + MC, como afirma Ogi apud (Hwang et al., 1998). Em conseqüência disso, a distância entre os carbonetos MC diminui.

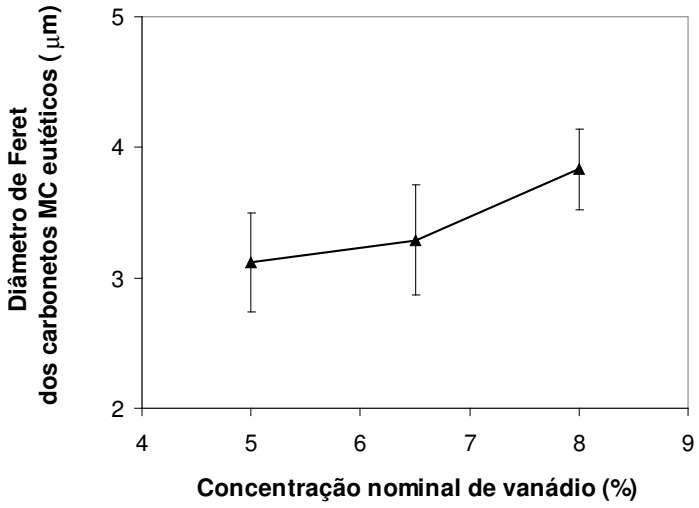

Figura 4.10 - Influência da concentração de vanádio no diâmetro de Feret dos carbonetos eutéticos MC nas ligas da família V.

O aumento do teor de molibdênio nas ligas da família M (Figura 4.12) levou a um crescimento muito ligeiro da quantidade total de carbonetos. Por outro lado, a variação do teor de molibdênio não influenciou na solidificação e na quantidade de carbonetos MC e M_2C eutéticos, apesar de haver uma pequena tendência na menor formação de carbonetos MC ao custo do favorecimento da maior formação de carbonetos M_2C em função do aumento do teor de molibdênio.

Em relação ao tamanho dos carbonetos MC (Figura 4.13), o diâmetro de Feret diminuiu com o acréscimo do teor de molibdênio. O teor de molibdênio mais alto facilita a formação de carbonetos M_2C em relação aos carbonetos MC, podendo levar a diminuição do tamanho destes últimos.

O caminho livre médio entre carbonetos MC nas ligas da família M aumentou muito ligeiramente com a elevação da quantidade e do tamanho dos carbonetos MC (Figura 4.14). Este comportamento nas ligas da família M foi diferente em relação às ligas da família V, onde o aumento da fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos levou a uma tendência de aproximação entre estes carbonetos. Nas ligas da família M, o aumento da quantidade de carbonetos MC correspondeu ao aumento do tamanho destes, levando a formação destes elementos microestruturais mais distantes entre si.

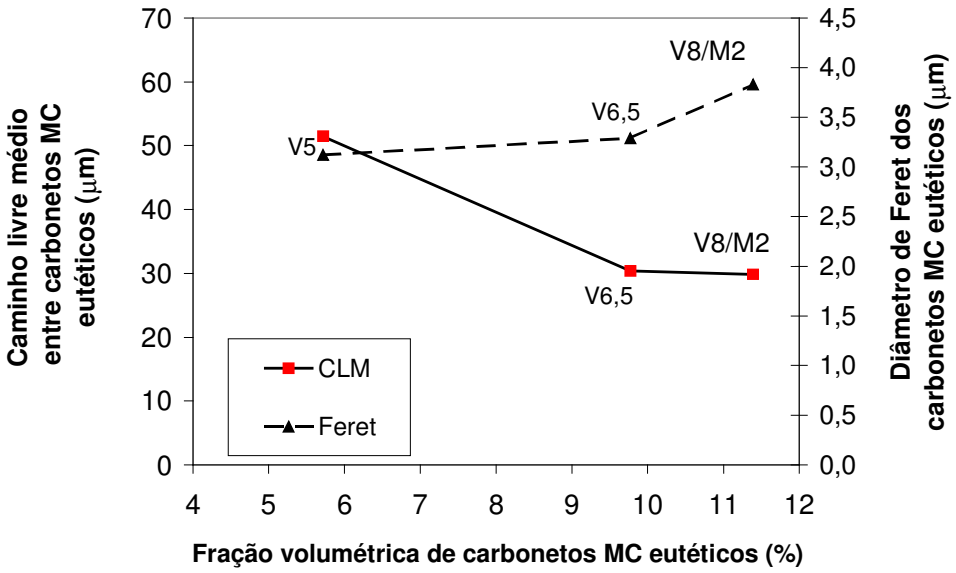

Figura 4.11 - Caminho médio livre e diâmetro dos carbonetos eutéticos MC em função da fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos.

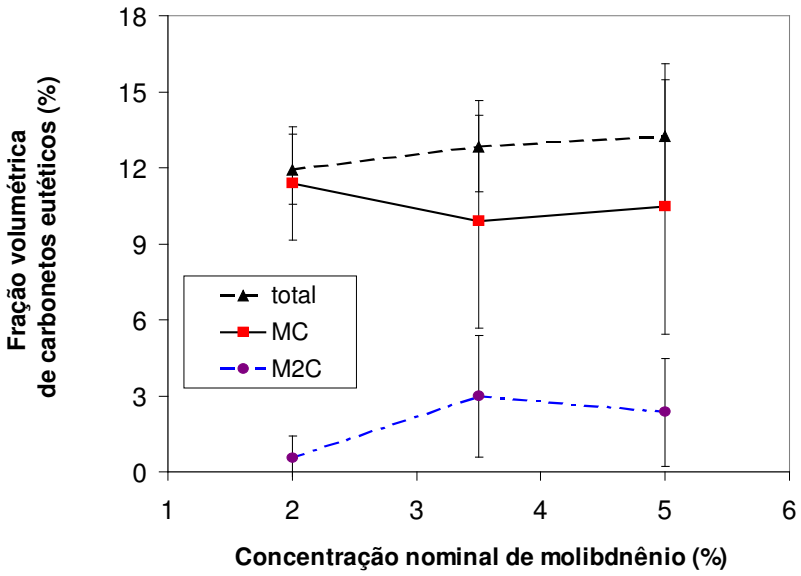

Figura 4.12 - Influência da concentração de molibdênio na quantidade de carbonetos presentes nas ligas da família M.

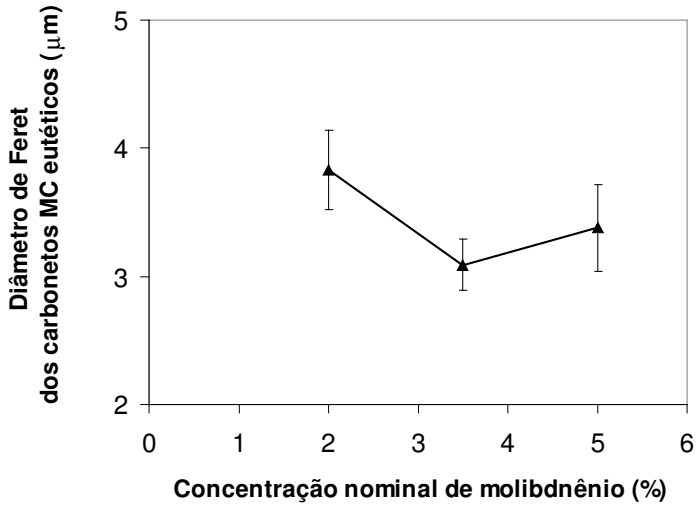

Figura 4.13 - Tamanho dos carbonetos eutéticos MC em função da concentração de molibdênio nas ligas da família M.

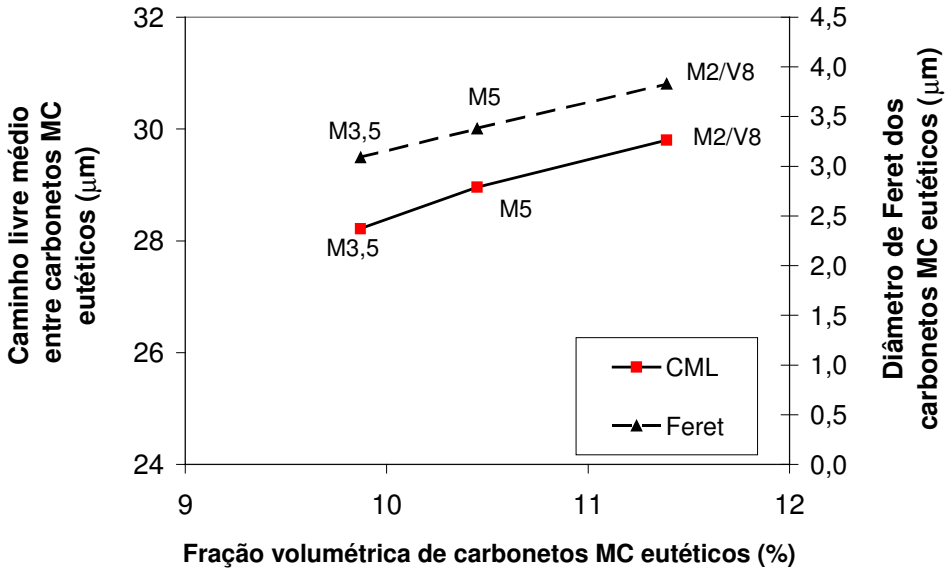

Figura 4.14 - Caminho médio livre e diâmetro dos carbonetos eutéticos MC em função da fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos.

A dureza global das ligas estudadas neste trabalho foi avaliada (Figura 4.15). As ligas da família V mais duras apresentaram um nível de dureza global mais elevado. Estes valores de dureza maiores se devem ao efeito dos tratamentos térmicos diferenciados entre as famílias de ligas.

As ligas das famílias V duras, e ligas V macias e da família M obtiveram uma dureza mais alta do que as ligas matriz 650 e matriz 450 respectivamente. Isto, naturalmente, se deve a presença dos carbonetos eutéticos. Os carbonetos M_2C e MC possuem uma dureza elevada. Hwang et al. (1998) encontraram valores de dureza de 2230 e 2740 $HV_{0,01}$ para os carbonetos M_2C e MC respectivamente, em suas ligas ferrosas.

Para as ligas com a mesma composição química, o aumento da dureza da matriz contribuiu para uma dureza global mais elevada destas ligas.

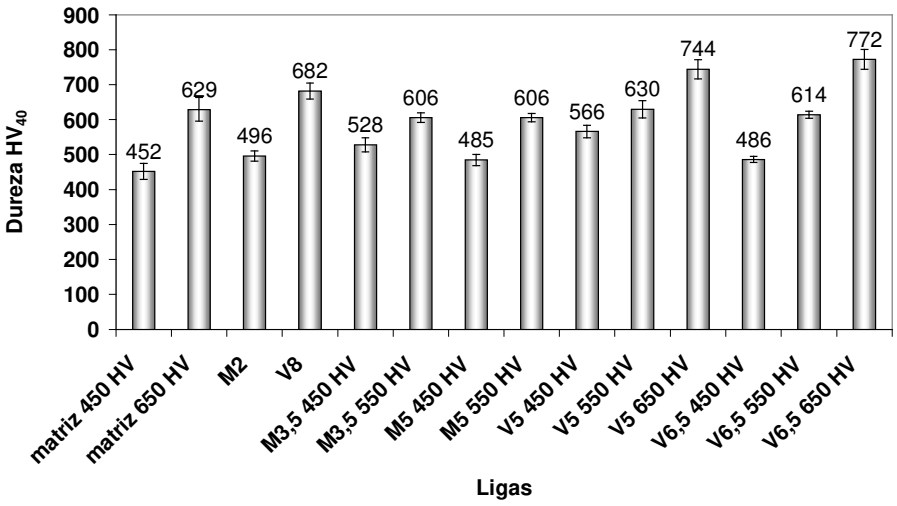

Figura 4.15 - Dureza Vickers das ligas.

As medidas da microdureza na matriz obtidas estão apresentadas na tabela (Tabela 4.3). As ligas foram divididas em grupos com mesma dureza nominal na matriz martensítica revenida. O intervalo de confiança é de 95%.

Tabela 4.3 – Microdureza da matriz das ligas.

Ligas	Dureza nominal ($HV_{0,05}$)		
	450	550	650
Matriz	434 ± 7		638 ± 11
V5	466 ± 7	571 ± 13	649 ± 15
V6,5	441 ± 6	579 ± 8	638 ± 16
V8 e M2	449 ± 12	563 ± 11	
M3,5	477 ± 12	578 ± 8	
M5	454 ± 22	567 ± 13	

4.2 – Resultados dos ensaios de desgaste

4.2.1 – Configuração mecânica esfera/plano, movimento alternado

A configuração mecânica do ensaio por deslizamento com movimento alternado, elaborada no trabalho de Milan (2004), foi adotada porque simula de forma mais adequada a variação de velocidade relativa entre os cilindros de laminação e as tiras (Figura 2.2).

Durante a laminação, à medida que a tira aproxima-se do ponto neutro na superfície de contato entre a tira e cilindro, a velocidade relativa entre os mesmos vai se anulando. Depois da tira laminada ultrapassar o ponto neutro, a velocidade relativa muda de sentido em relação à condição antes da tira atravessar este ponto. A configuração de movimento alternado nos ensaios de desgaste por deslizamento simula a cinemática da interface entre o cilindro de laminação e a tira laminada. No caso, as extremidades da marca de desgaste formada possuem velocidade nula. O centro da marca será o ponto onde a velocidade será máxima (Figura 4.16). Em cada ciclo do movimento alternado durante o ensaio, a velocidade terá um sentido, reproduzindo o movimento da interface cilindro e tira.

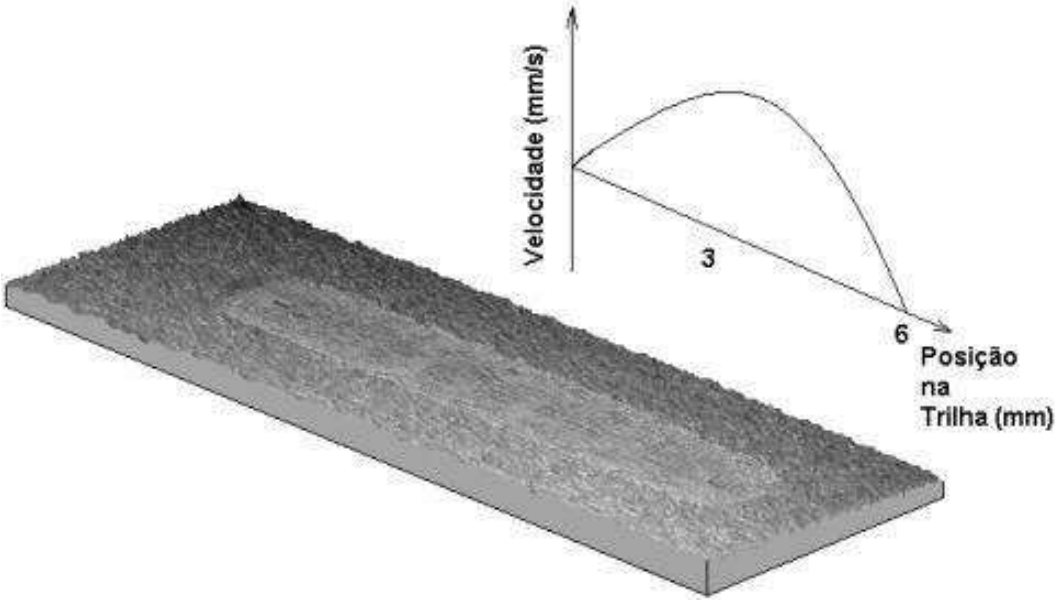

Figura 4.16 - esquema da velocidade na marca de desgaste.

4.2.2 – Coeficiente de atrito

Os resultados típicos de curva de atrito aparente (Figura 4.17) mostraram dois regimes, um não-estacionário e outro estacionário.

A variação dos valores do atrito no regime não-estacionário foi estudada por outros autores e deve-se à natureza instável dos compostos presentes na interface de contato

entre as superfícies em deslizamento e a conservação da camada de óxido na trilha de desgaste (Blau, 1981), (Werquin e Bocquet, 1993) e (Vergne et al., 2001). Os valores de atrito aparente foram mensurados a partir do início do regime permanente até o fim do ensaio.

A variação da carga aplicada quando se buscava os parâmetros tribológicos adequados para reprodução do mecanismo de desgaste, nos ensaios das ligas V5 650 e V6,5 650, não causou modificação no atrito aparente (Figura 4.18). Além disso, mantendo o mesmo nível de carga, a mudança do tipo de liga não trouxe mudança no atrito aparente.

Numa primeira análise dos resultados (Tabela 4.2), verificou-se que os desvio padrões são consideráveis, entretanto, isto parece ser inerente aos ensaios de desgaste por deslizamento tipo alternativo com estes materiais, como observado por Milan (2004).

O atrito aparente não sofre variações claras e consistentes em relação às ligas (Figura 4.19). O aumento da dureza da matriz elevou a dureza global destas ligas e resultou numa ligeira diminuição do atrito aparente.

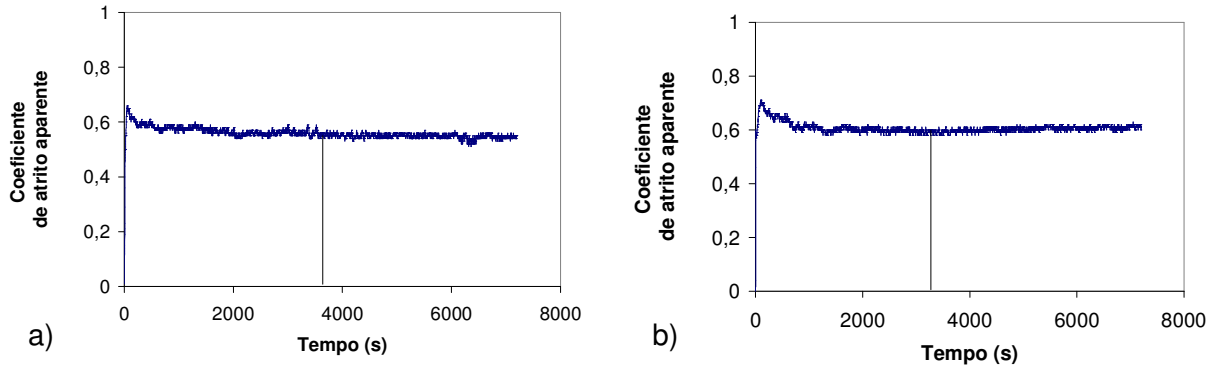

Figura 4.17 - Curvas de atrito aparente. a) Liga V5 650 HV; carga de 70,6 N. b) Liga M2 450 HV; carga de 70,6 N.

O atrito aparente da liga matriz 650 HV foi maior do que os das ligas da família V com a matriz de dureza semelhante. A presença dos carbonetos eutéticos possibilita uma diminuição da área de contato e da adesão entre o contra-corpo de Si_3N_4 e as amostras das ligas.

O atrito aparente é estatisticamente equivalente entre as ligas matriz 450, V5 450, V6,5 450 e V8 (equivalente a liga M2 com a dureza da matriz igual a HV 550), não importando a quantidade de carbonetos eutéticos presentes nas ligas (Figura 4.20) e (Figura 4.21). Isto indica que somente a presença dos carbonetos eutéticos não garante diminuição do atrito nos parâmetros tribológicos escolhidos para este trabalho. Além disso, a

quantidade de carbonetos não interferiu significativamente nos valores de atrito aparente nestas ligas.

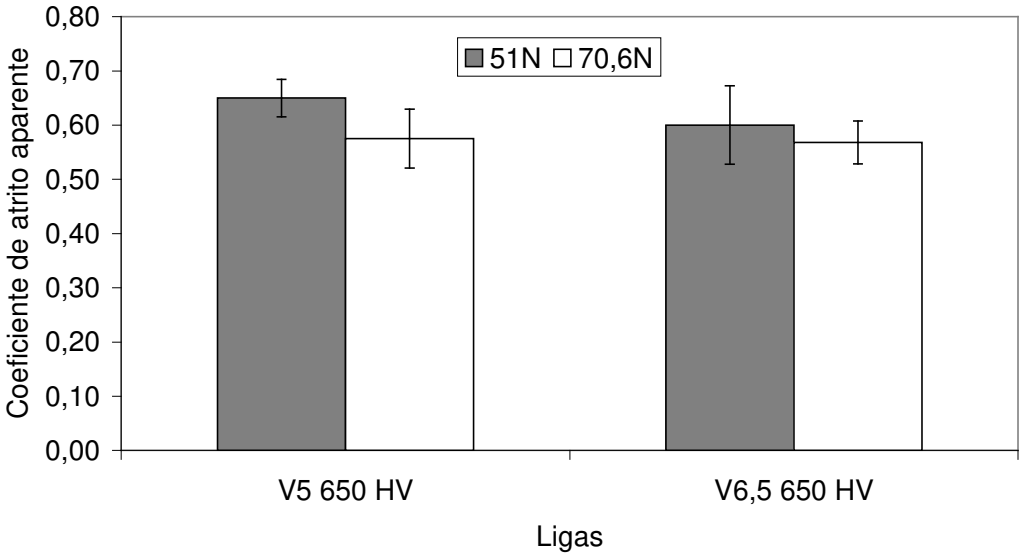

Figura 4.18 - Influência da carga aplicada sobre o coeficiente de atrito aparente.

A modificação da dureza nominal na matriz nas ligas da família V causou uma diminuição do atrito aparente apenas para àquelas com dureza de HV 650 na matriz (Figura 4.20). As ligas com matriz de dureza de HV 450 e 550 apresentaram valores de atrito aparente iguais estatisticamente. Estas ligas apresentaram um mecanismo de desgaste semelhante, como será relatado na seqüência. Por outro lado, as ligas com uma matriz de dureza nominal igual à HV 650 apresentaram um mecanismo de desgaste diferente, o que pode explicar os resultados de atrito aparente encontrados.

Na liga V8, o atrito aparente é menor do que o observado nas outras ligas com matriz de dureza nominal semelhante. A quantidade carbonetos MC eutéticos da liga M2 550 é maior do que nas outras ligas (Tabela 4.1). Além disso, a quantidade de carbonetos M_2C na liga V8 é menor em relação às outras ligas (Tabela 4.1).

Estes resultados contradizem o trabalho de Skoczynski et al. (1997) que afirmaram que a presença dos carbonetos MC tenderia a aumentar o atrito por causa do desgaste preferencial da matriz. Em conseqüência, os carbonetos MC expostos aumentariam a rugosidade dos cilindros e o atrito. No entanto, a matriz da liga V8 é dura suficiente para diminuir o desgaste preferencial, o que será mostrado na seqüência.

Um outro fator que pode explicar o menor atrito da liga V8 em relação às outras ligas com matriz de dureza semelhante é a dureza global. A dureza da liga V8 é maior do que as outras ligas (Figura 4.19). É conhecido que o aumento da dureza é uma variável que pode

causar a diminuição do atrito (Hutchings, 1992), (Zum Ghar, 1998) e (Stachowiak e Batchelor, 2001).

Tabela 4.4 – Coeficiente de atrito aparente nos ensaios de desgaste. Condição dos ensaios: carga de 70,6 N; amplitude de 6 mm e velocidade de 6 Hz.

Ligas	Coeficiente de atrito aparente	Desvio padrão
Matriz 450 HV	0,63	0,06
Matriz 650 HV	0,67	0,03
V5 450 HV	0,63	0,06
V5 550 HV	0,69	0,02
V5 650 HV	0,58	0,05
V6,5 450 HV	0,60	0,08
V6,5 550 HV	0,68	0,01
V6,5 650 HV	0,57	0,04
M2	0,57	0,03
V8	0,59	0,04
M3,5 450 HV	0,59	0,06
M3,5 550 HV	0,65	0,02
M5 450 HV	0,62	0,03
M5 550 HV	0,66	0,03

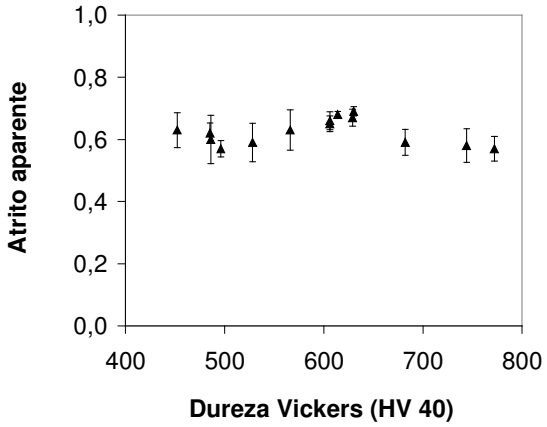

Figura 4.19 - Coeficiente de atrito em função da dureza global.

O atrito aparente também não mostrou diferença entre as ligas matriz 450 e matriz 650 (Figura 4.20). O desgaste por deslizamento pode provocar transformações microestruturais, causadas pelo calor gerado no atrito durante os ensaios. O contato deslizante entre asperidades também pode causar endurecimento por encruamento ou amolecimento cíclico (Zum Ghar, 1987) e (Wang et al., 1999). Estes fenômenos podem alterar algumas propriedades mecânicas, dentre elas a dureza e a capacidade de adesão.

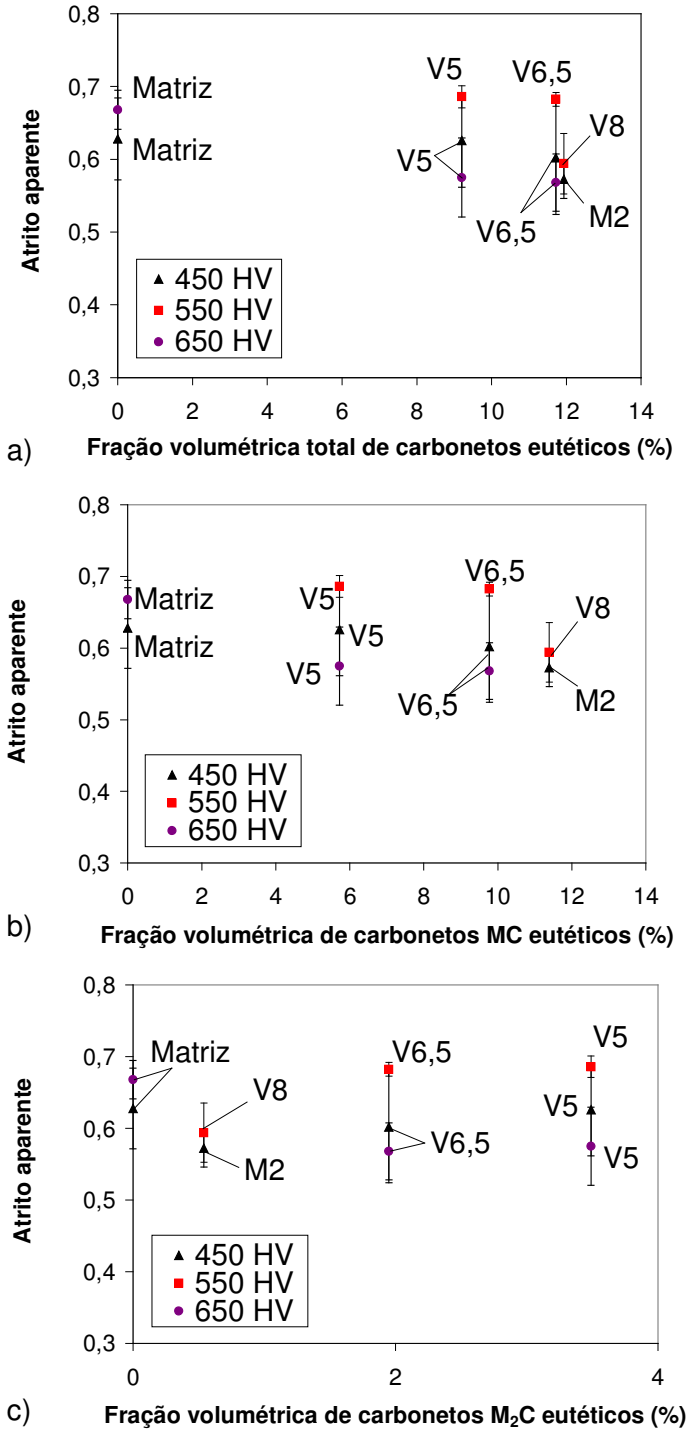

Figura 4.20 - Coeficiente de atrito aparente em função da quantidade dos carbonetos eutéticos. a) Total de carbonetos eutéticos. b) Carbonetos MC eutéticos. c) Carbonetos M_2C eutéticos.

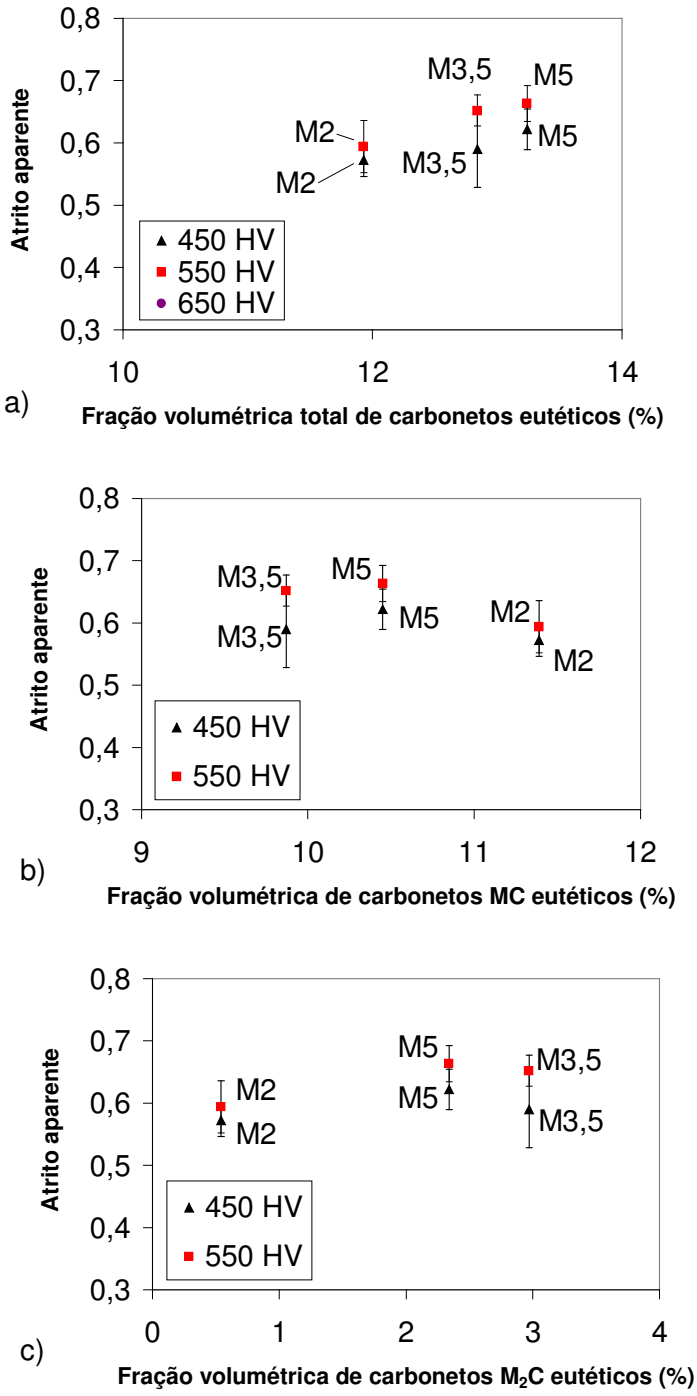

Figura 4.21 - Atrito aparente em função da quantidade dos carbonetos eutéticos. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C.

As ligas da família M apresentaram valores de atrito aparente estatisticamente equivalentes (Figura 4.21), com exceção da liga M2 550 (equivalente a V8). O atrito aparente na liga V8 foi menor em relação às outras ligas da família M de dureza da matriz

semelhante. Novamente, pode-se atribuir este comportamento a dureza ligeiramente maior da matriz.

Em outro trabalho de Skoczynski et al. (2000), ensaios de oxidação estática numa liga ferrosa multicomponente em atmosfera saturada em água mostraram que a oxidação dos carbonetos M_2C é muito difícil. Enquanto isto, os carbonetos MC sofreram oxidação num nível mais elevado. Como freqüentemente os filmes de óxidos podem atuar como lubrificantes sólidos, a maior presença de carbonetos M_2C não oxidados pode resultar num atrito elevado.

Como a liga V8 possui uma quantidade menor de carbonetos M_2C, isto também pode explicar em parte o atrito menor comparando com as outras ligas da família M. O mecanismo de desgaste das ligas V8 e M5 550, que será mostrado em seguida, mostra a maior presença de carbonetos M_2C evidenciados nas marcas de desgaste.

Os valores de atrito aparente nas duas famílias de ligas são semelhantes estatisticamente, quando comparadas em termos de mesma dureza nominal da matriz.

4.2.3 – Taxa de desgaste

As taxas de desgaste das ligas ensaiadas neste trabalho são a relação entre a perda de material em volume sobre o produto do tempo de cada ensaio, da carga nominal aplicada e o comprimento nominal das marcas de desgaste (Tabela 4.3).

A taxa de desgaste das ligas metálicas não apresentou uma boa correlação com a dureza global, embora, em termos gerais, pode-se dizer que o aumento da dureza global significou uma melhora na resistência ao desgaste nestas ligas (Figura 4.22). Os resultados de Park et al. (1999) e Kim et al. (2003) em ligas ferrosas multicomponentes também não apresentaram uma boa correlação entre a taxa de desgaste e a dureza global.

A correlação entre a taxa de desgaste e dureza global melhora quando o critério de análise é feito por família de ligas e dureza nominal de matriz semelhantes (Figura 4.23).

Em relação às ligas da família V, a dureza global exerce mais influência na resistência ao desgaste nas ligas V5 e M2 do que nas ligas V6,5.

O contato deslizante entre metais e ligas diferentes, ou mesmo grupo de materiais diferentes, pode resultar em tendências diversas de adesão e/ou mecanismo de desgaste. Além disso, o desgaste por deslizamento pode alterar as características físico-químicas na interface de contato, ou por influência mecânica, ou pelo aumento de temperatura causada pelo atrito. Portanto, o efeito da dureza global pode ser mascarado por outras variáveis (Zum Ghar, 1987). Como grupo semelhante de materiais possuem a chance de sofrer a

mesma modificação estrutural ou de característica físico-química, é natural esperar que a correlação entre a taxa de desgaste e dureza global seja melhor.

Tabela 4.5 – taxa de desgaste das ligas ferrosas multicomponentes.

Ligas	Taxa de desgaste ($mm^3 \times mm^{-1} \times N^{-1} \times s^{-1} \times 10^{-9}$)	Desvio-padrão
Matriz 450	47,85	6,75
Matriz 650	46,49	4,80
V5 450	39,47	12,64
V5 550	27,60	2,51
V5 650	17,22	4,85
V6,5 450	49,16	17,36
V6,5 550	16,01	1,02
V6,5 650	13,52	2,65
M2	31,08	8,37
V8	14,74	2,73
M3,5 450	24,44	2,57
M3,5 550	17,01	2,89
M5 450	22,41	1,14
M5 550	24,83	3,84

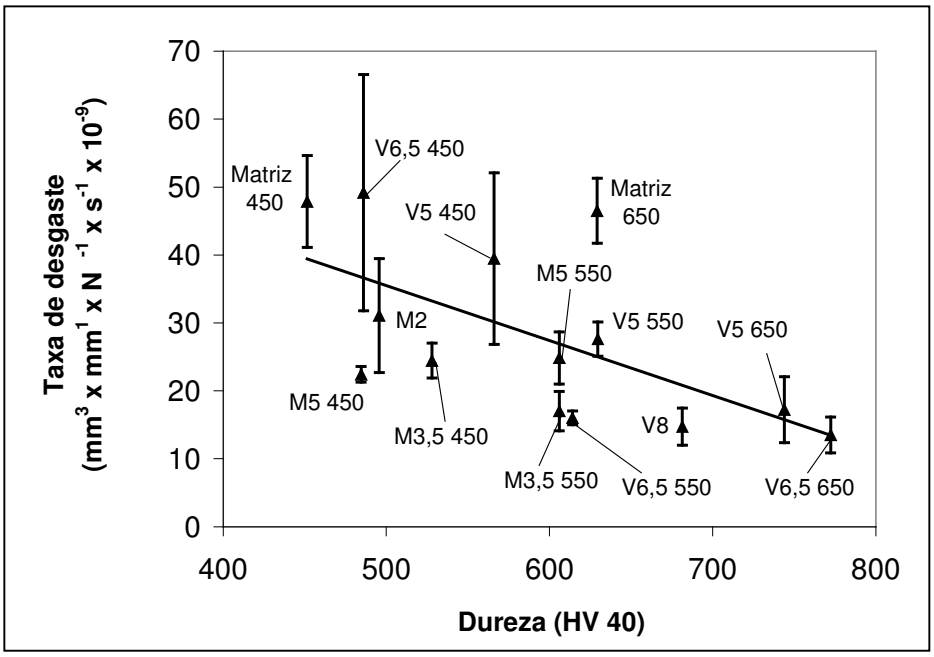

Figura 4.22 - Taxa de desgaste das ligas ferrosas em função da dureza global.

No período o qual se buscava definir os parâmetros tribológicos que melhor simulavam o mecanismo de desgaste encontrado in situ, testaram-se as cargas de 51 e 70,6 N, tendo como referência o trabalho de Milan (2004). Os testes foram realizados nas ligas

V5 650 e V6,5 650. A taxa de desgaste nas duas ligas variou com as mudanças da carga aplicada nos ensaios (Figura 4.24). A taxa de desgaste destas ligas foi maior para a carga de 70,6N em relação à carga de 51N.

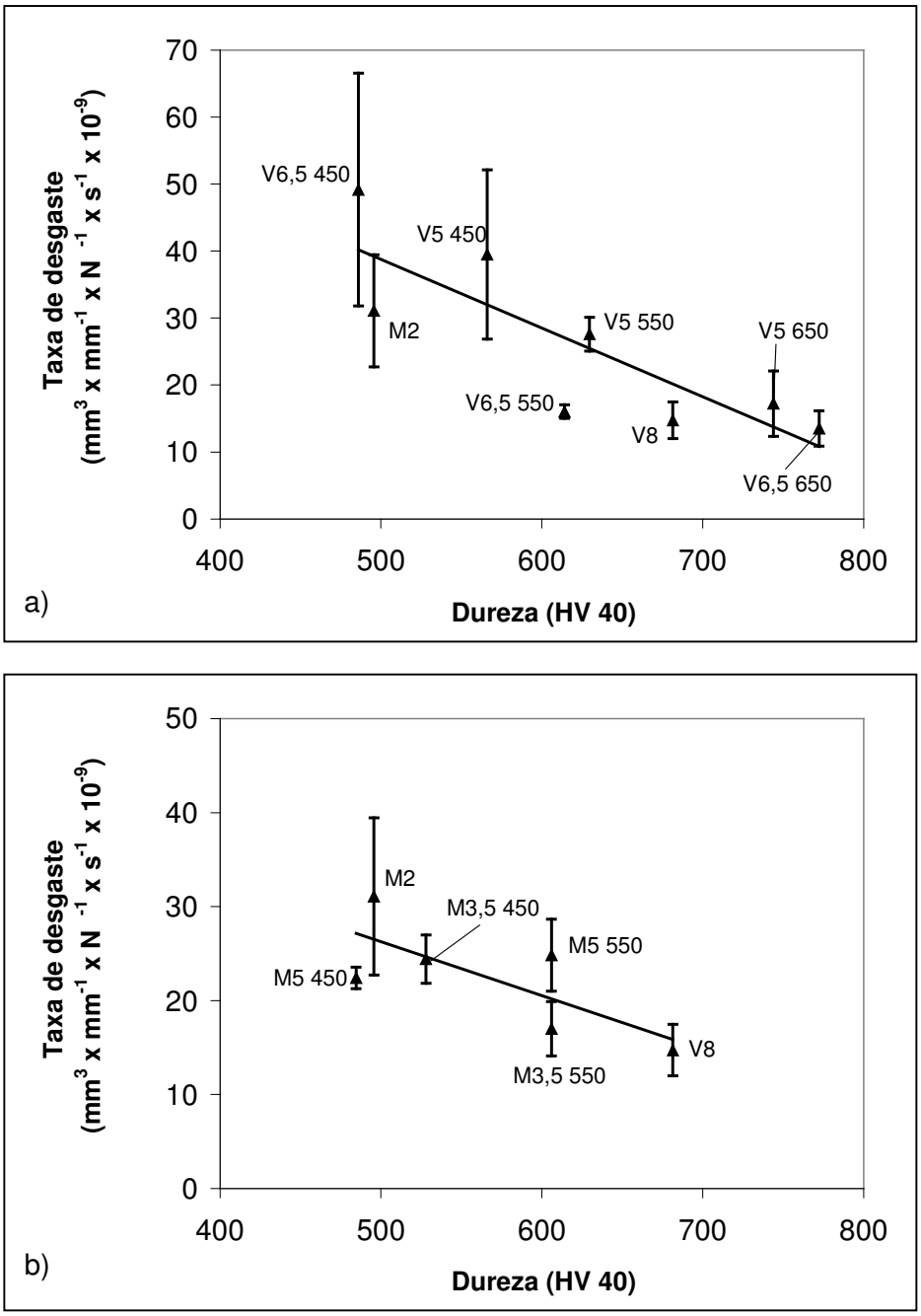

Figura 4.23 - Taxa de desgaste das ligas ferrosas em função da dureza global. a) Família V. b) Família M.

A área real de contato entre as superfícies em deslizamento aumenta com a elevação de carga. Se o aumento de carga não causar a formação de compostos

triboquímicos que ofereçam algum tipo de proteção, o aumento da área real de contato possibilita maior chance de adesão entre as asperidades e desgaste pelo rompimento das mesmas. Além disso, o aumento da carga resulta num aumento da profundidade da deformação plástica abaixo da interface. De acordo com o modelo proposto por Jiang et al. (1995), a elevação da profundidade da deformação plástica causa um aumento do tamanho das partículas de fragmentos, justificando a maior taxa de desgaste.

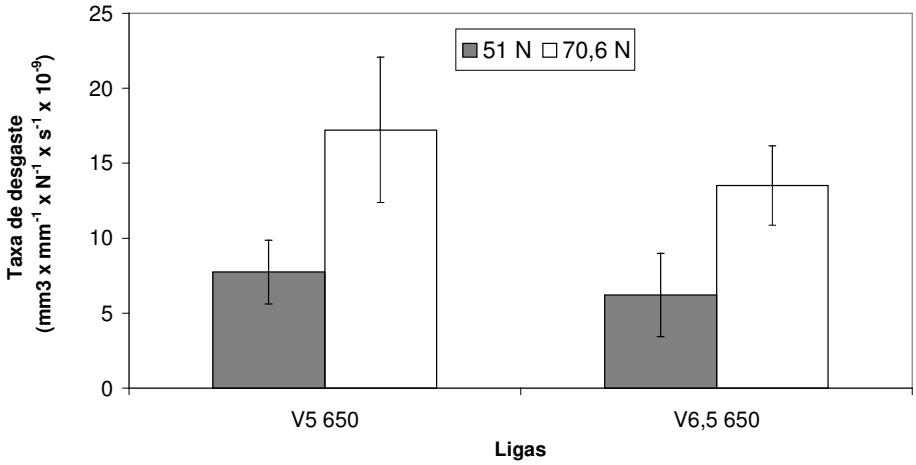

Figura 4.24 - Influência da carga aplicada e do teor de vanádio na taxa de desgaste das ligas V5 650 e V6,5 650.

A análise das marcas de desgaste nos ensaios das ligas V5 650 e V6,5 650, com a carga de 51N, mostrou que o mecanismo de desgaste compreendeu a presença de riscos abrasivos e formação e arrancamento de compostos triboquímicos (Figura 4.25). Também pôde-se observar a presença de carbonetos eutéticos nas marcas de desgaste.

Os ensaios realizados com a carga de 51N mostraram ser infrutíferos para simular os mecanismos de desgaste. Isto foi verificado pela presença excessiva de compostos triboquímicos no centro das marcas de desgaste (Figura 4.26a e 4.26b). Esta característica não representa o mecanismo de desgaste real devido a este excesso de material formado pelo processo de desgaste, diferente do que é encontrada na situação real nos cilindros de laminação (Figura 2.14).

O aumento da carga dos ensaios para 70,6 N nas ligas V5 650 e V6,5 650 teve o efeito de diminuir a formação dos compostos triboquímicos (Figura 4.27). Isto pode ter ocorrido porque esta mudança na condição do ensaio possibilita a formação de fragmentos de desgaste maiores e a diminuição da distância de separação entre as superfícies de contato, previsto pelo modelo de Jiang et al. (1995). Os dois fatores aumentam a

probabilidade de remoção das partículas de desgaste e dificultam o processo de formação das camadas triboquímicas.

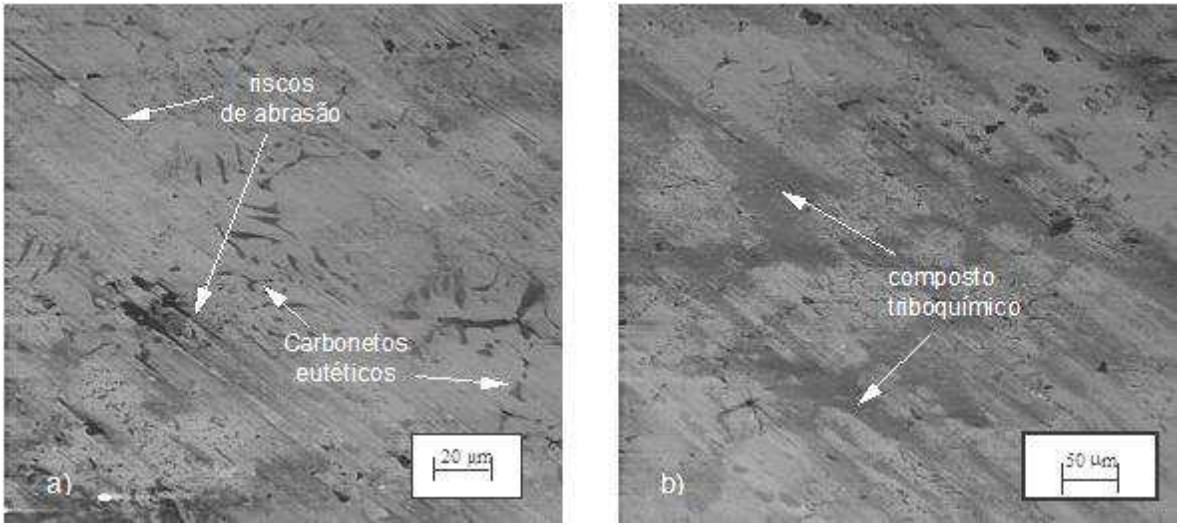

Figura 4.25 - Aspecto da marca de desgaste na liga V5 650. a) Riscos de abrasão. b) Composto triboquímico. Carga: 51N.

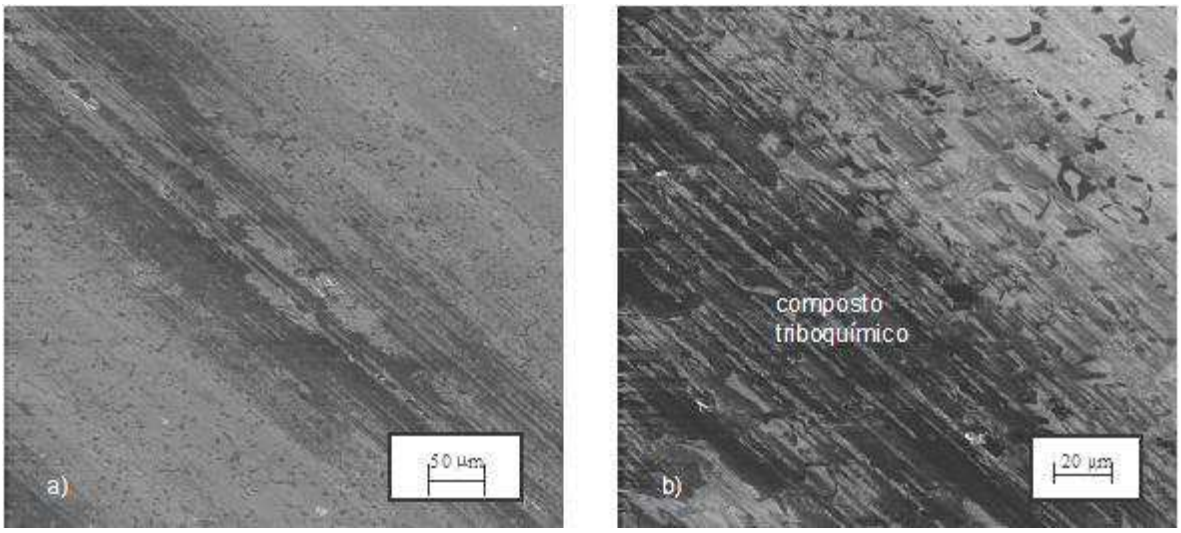

Figura 4.26 - Aspecto da marca de desgaste na liga V6,5 650. a) Centro da marca de desgaste. b) Detalhe do composto triboquímico. Carga: 51N.

Pode-se observar que a oxidação presente nas marcas de desgaste gerada pelos ensaios de desgaste por deslizamento, com a carga de 70,6 N (Figura 4.27), é menor do que nos ensaios realizados com carga de 51 N.

A menor presença da camada triboquímica permitiu a visualização clara da microestrutura das ligas (Figura 4.27) e (Figura 4.28). Além disso, a visualização das microestruturas garantiu que a simulação do mecanismo de desgaste dos cilindros de laminação à quente, durante a laminação, foi alcançada de acordo com (Milan, 2004).

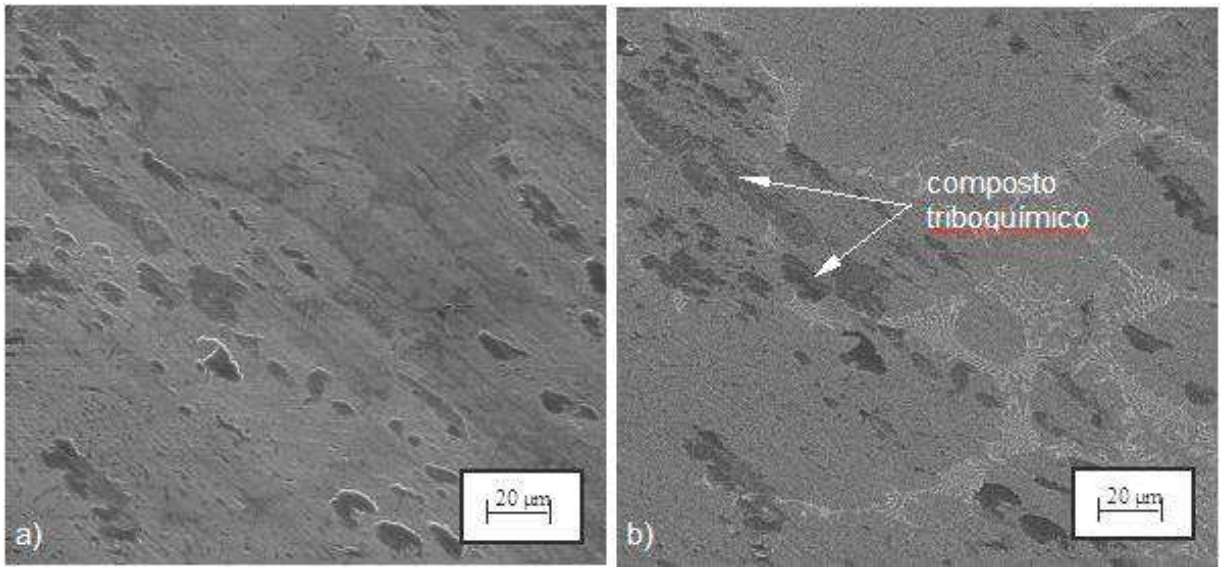

Figura 4.27 - a) Um dos aspectos do mecanismo de desgaste na liga V5 650. b) Imagem em retro-espalhados. Carga: 70,6 N.

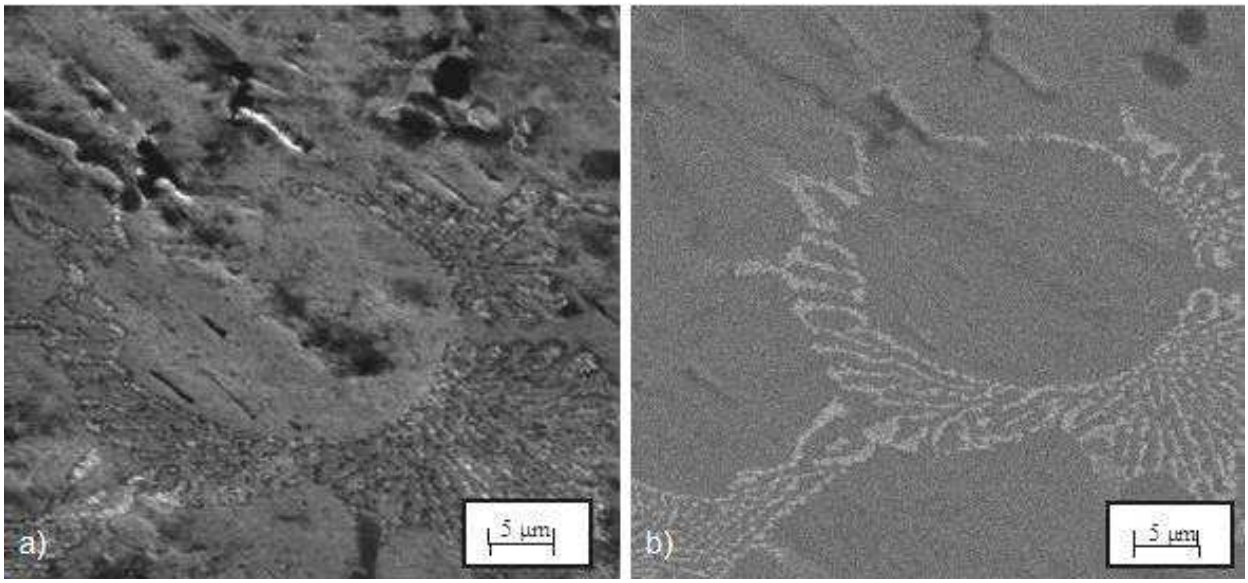

Figura 4.28 - a) Carboneto M_2C eutético, liga V6,5 650. b) Imagem em retro-espalhados de a). Carga: 70,6 N.

As microestruturas que apareceram nas marcas de desgaste foram identificadas tanto pela morfologia, bem como por imagens de elétrons retro-espalhados, EDS e mapas de raios-X (Figura 4.29), evidenciando os carbonetos eutéticos nas marcas de desgaste.

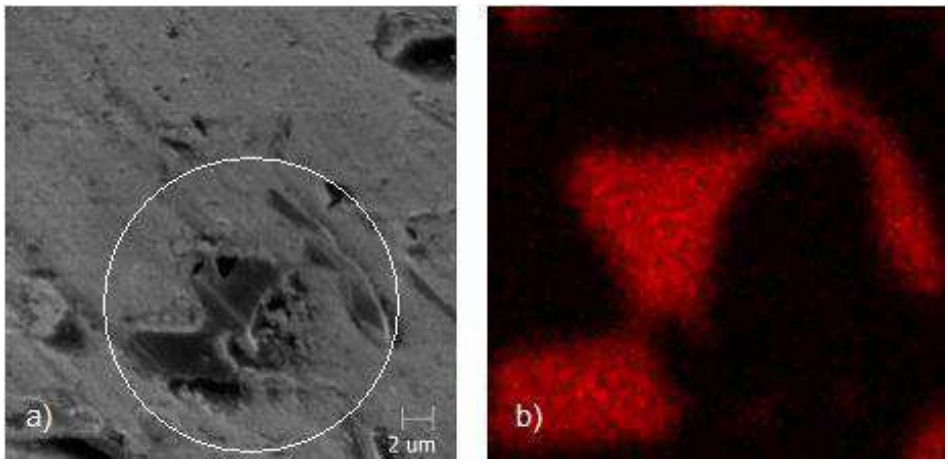

Figura 4.29 - a) Carboneto MC eutético, liga V6,5 650. b) Mapa de raios-X do elemento vanádio.

Realizou-se então os ensaios de desgaste por deslizamento em todas as ligas com a carga nominal de 70,6N.

Em termos gerais, o aumento da dureza nominal da matriz levou à melhora na resistência ao desgaste das ligas da família V. Entretanto, o efeito variou de uma liga para outra (Figura 4.30).

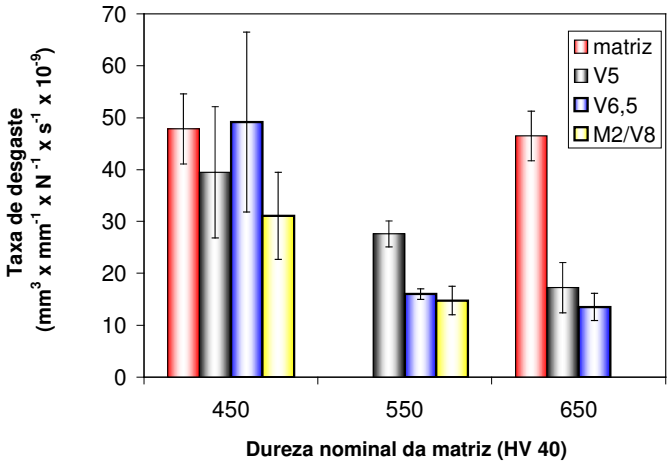

Figura 4.30 - Taxa de desgaste em função da dureza nominal da matriz para ligas da família V e ligas matriz.

As ligas V5 650 e V6,5 650 apresentaram valores semelhantes de taxa de desgaste, de tal forma que a variação na fração volumétrica de carbonetos eutéticos (Figura 4.31) e de outros parâmetros relacionados aos carbonetos MC (Figura 4.34) não levaram a mudanças na resistência ao desgaste.

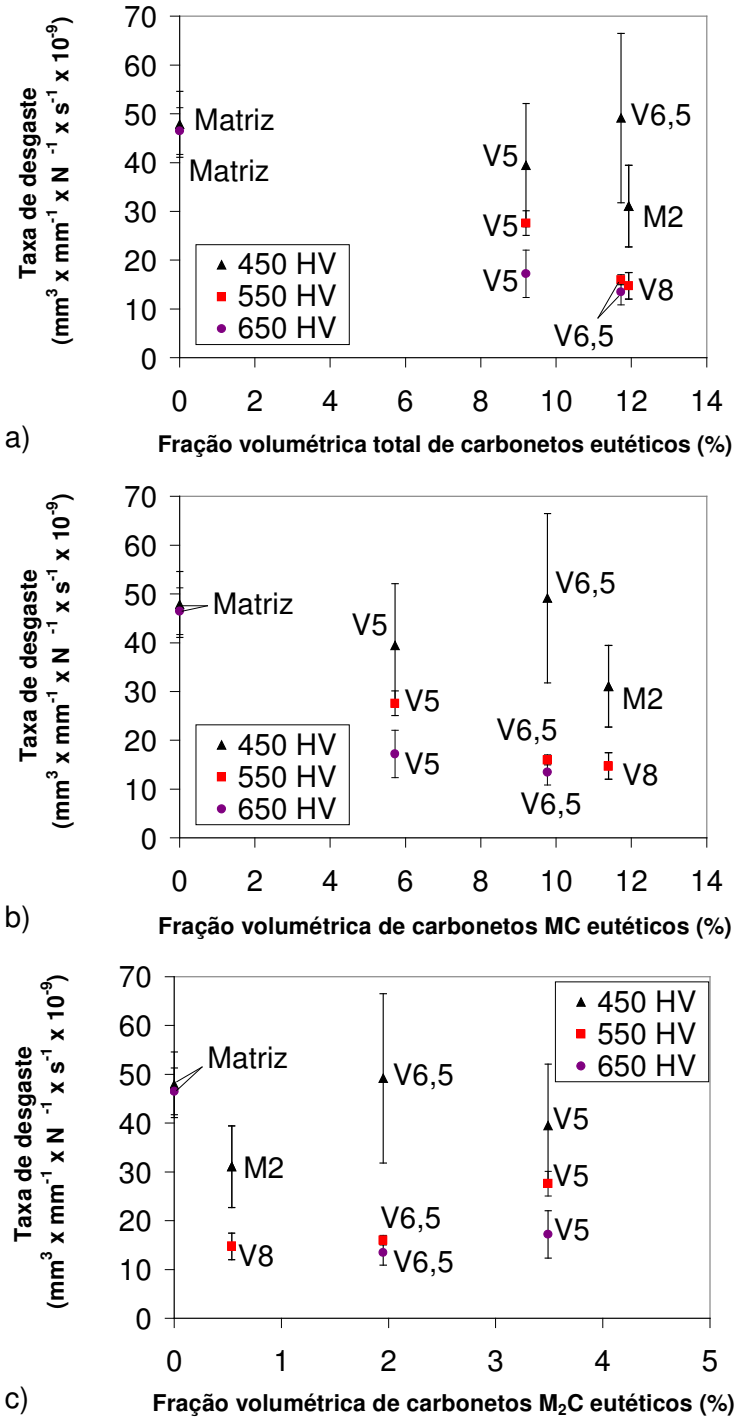

Figura 4.31 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos eutéticos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC eutéticos. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C eutéticos.

O mecanismo de desgaste das V5 650 e V6,5 650 compreendeu algum arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos (Figura 4.32a) e (Figura 4.33), e alguns riscos de abrasão (Figura 4.32b). Ocorre também formação e fragmentação de camada triboquímica (Figura 4.27).

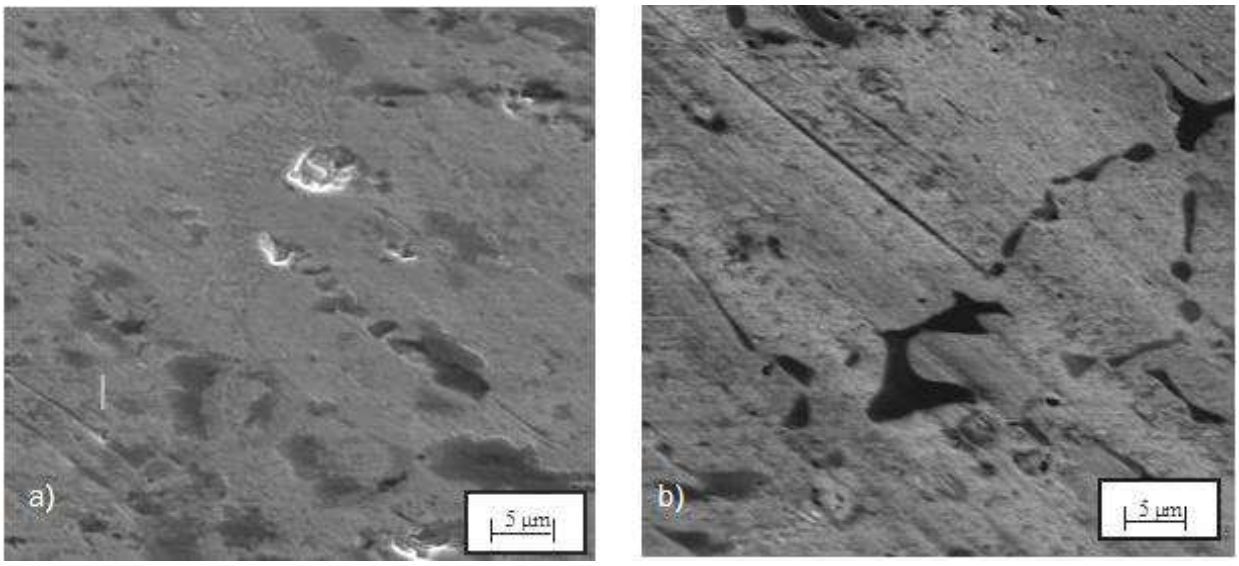

Figura 4.32 - Mecanismos de desgaste das ligas da família V. a) Carboneto M_2C, V5 650. b) Carbonetos MC, V6,5 650. Carga: 70,6 N.

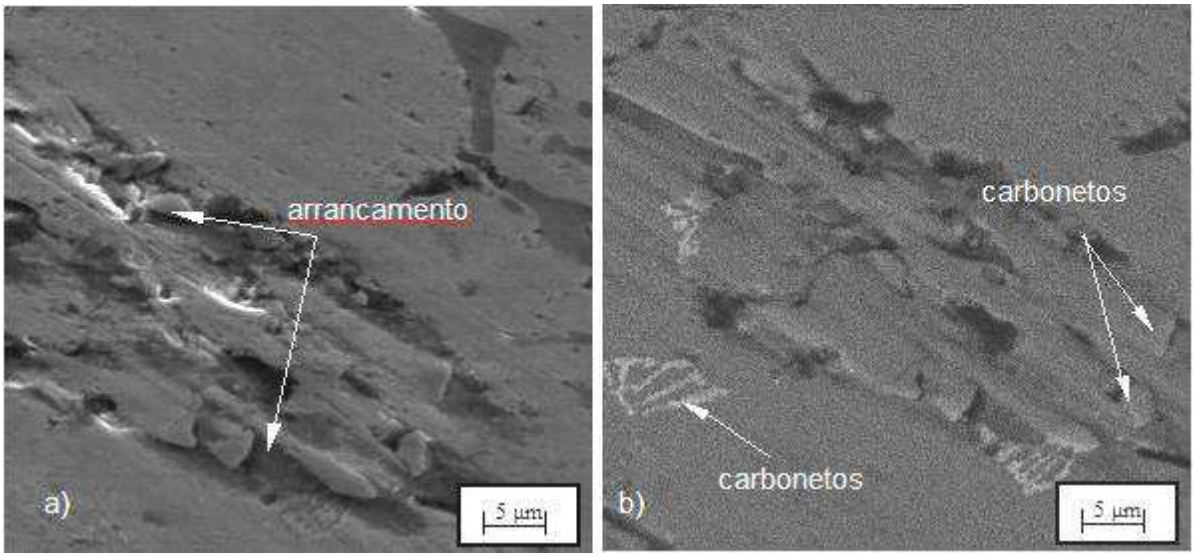

Figura 4.33 - a) Um dos aspectos do mecanismo de desgaste na liga V5 650. b) Imagem em elétrons retro-espalhados. Carga: 70,6 N.

O arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos, em menor intensidade, resultaram num desgaste menos severo e pouca presença de riscos abrasivos em relação às outras ligas da família V com dureza nominal na matriz de HV 450 e HV 550. A dureza mais elevada da matriz permite melhor suporte para sustentação dos carbonetos eutéticos e fragmentos gerados no processo de desgaste; resultados semelhantes foram encontrados por Kim et al. (2003) e Milan (2004).

A ausência de carbonetos eutéticos na liga matriz 650 resultou numa taxa de desgaste maior do que nas ligas com a mesma dureza nominal na matriz (Figura 4.30) (Figura 4.31).

A fração volumétrica de carbonetos eutéticos não interferiu na taxa de desgaste nas ligas da família V com matriz de dureza nominal de HV 450 (Figura 4.31), assim como o diâmetro de Feret e o caminho livre médio entre os carbonetos MC também tiveram papel nulo (Figura 4.34). Além disso, a presença de carbonetos eutéticos não significou melhoria na taxa de desgaste já que a liga matriz 450 (diferente do caso da liga matriz 650), que não contém carbonetos eutéticos, obteve a mesma taxa de desgaste do que as ligas V5 450, V6,5 450 e M2 (equivale a liga V8 450).

As marcas de desgaste das ligas V5 450, V6,5 450 e M2 apresentaram uma maior formação e quebra da camada de compostos triboquímicos (Figura 4.35).

A geração mais elevada de fragmentos de desgaste nestas ligas da família V mais moles e a formação de sulcos de desgaste mais profundos podem ter favorecido a maior presença de camadas de compostos triboquímicos. O mecanismo de formação destas camadas se baseia no modelo de Jiang et al. (1994).

A dureza da matriz é um importante fator que determina a sustentação da camada triboquímica na superfície de desgaste e na transição do processo (Zum Ghar, 1987). Uma matriz mais macia, caso das ligas com matriz de dureza HV 450, determina uma menor sustentação para a camada de compostos triboquímicos (Stott e Jordan, 2001). O arrancamento aconteceu através do fratura das camadas dos compostos triboquímicos (Figura 4.36).

Além disso, também houve uma grande quantidade de arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos, em destaque os carbonetos MC, em relação às ligas com matrizes mais duras, causando também a formação de riscos de abrasão (Figura 4.37). O arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos causaram maior formação de sulcos e riscos de abrasão nas ligas mais moles da família V, aumentando a intensidade do desgaste. Oh et al. (2001), Kim et al. (2001) e Milan (2004) encontraram mecanismo de desgaste semelhante em ligas que possuíam uma diferença maior entre a dureza da matriz

e dos carbonetos. Esta diferença oferece menor suporte mecânico aos carbonetos, possibilitando uma diminuição da tenacidade à fratura dos carbonetos eutéticos.

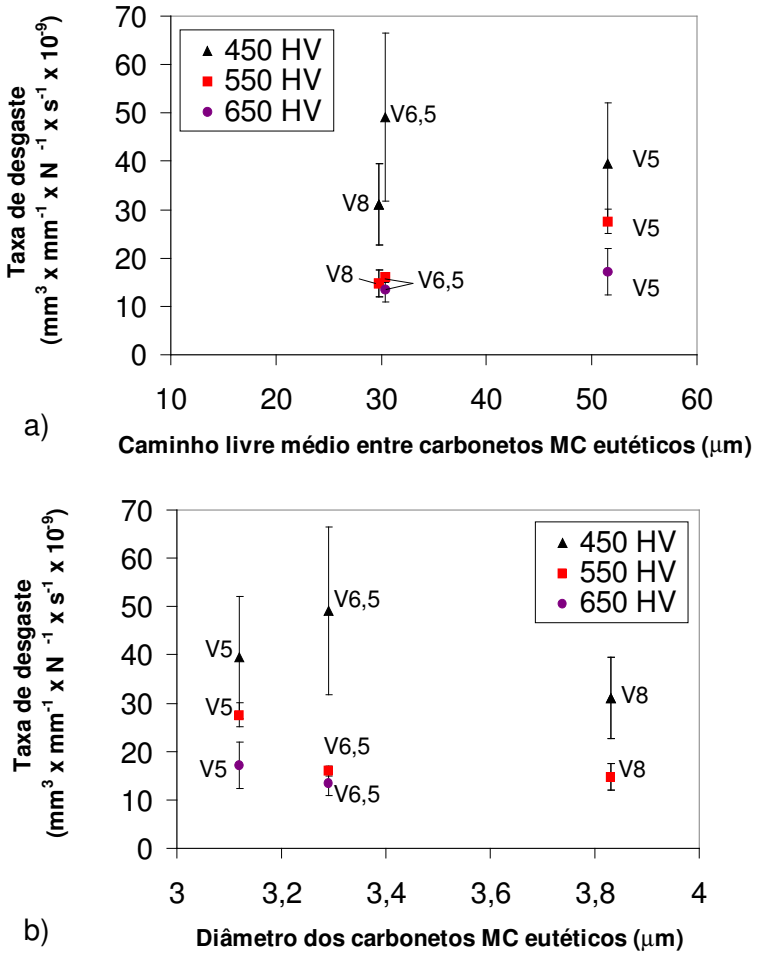

Figura 4.34 - Taxa de desgaste. a) Em função caminho livre médio entre carbonetos MC eutéticos. b) Em função do diâmetro dos carbonetos MC eutéticos.

O arrancamento dos carbonetos eutéticos nestas ligas (Figura 4.37) pela falta de suporte mecânico suficiente pode ter contribuído para anular o efeito da redução de atrito aparente que os carbonetos poderiam proporcionar e que foi observado entre ligas da família V com matriz de dureza nominal HV 650 e a liga matriz 650 (Figura 4.20) e (Figura 4.21). Os carbonetos que conseguiram se manter mais fixos puderam aumentar a área de contato com menos adesão devido à natureza química para o contra-corpo, possibilitando o efeito de diminuição da adesão e do atrito.

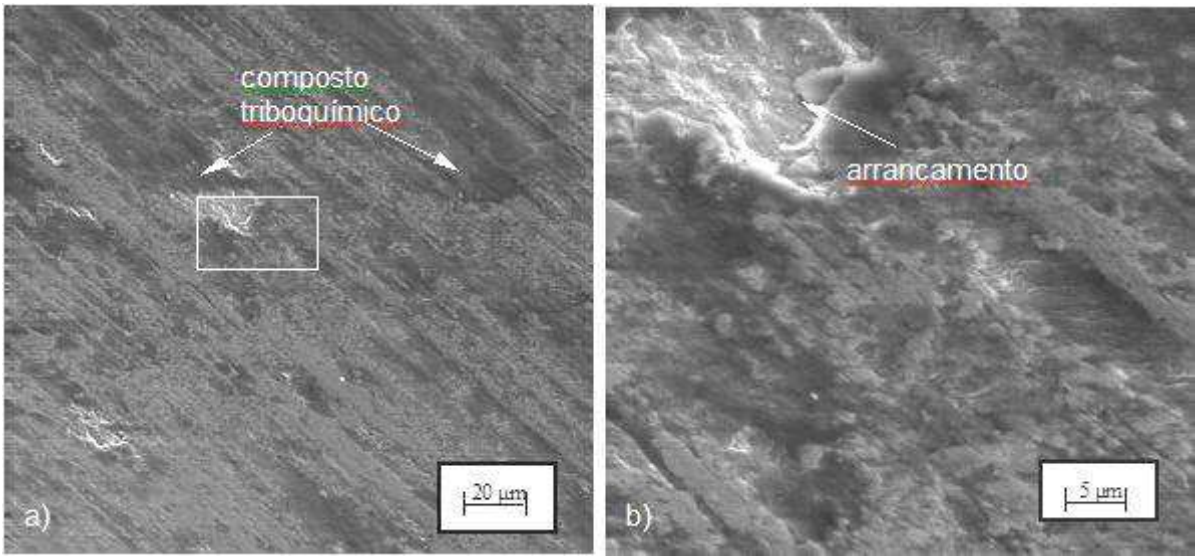

Figura 4.35 - Aspecto do mecanismo de desgaste da liga V5 450. a) Composto triboquímico. b) Detalhe da figura a), mostrando arrancamento da camada de composto triboquímico. Carga: 70,6 N.

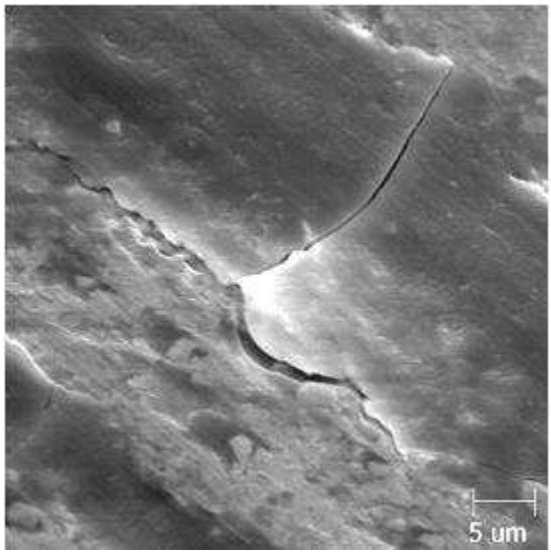

Figura 4.36 - Liga V6,5, trincas. Carga: 70,6 N.

Análises químicas via EDS mostraram que grande parte das partículas arrancadas nas marcas de desgaste é realmente carbonetos eutéticos MC, ricos em vanádio, além dos carbonetos que aparecem com contraste branco que são carbonetos eutéticos M_2C, ricos em ferro, molibdênio e tungstênio (Figura 4.38).

A análise química também mostrou que os compostos triboquímicos presentes nas marcas de desgaste nas ligas mais macias contêm principalmente ferro, silício e oxigênio

(Figura 4.38). Isto mostra que estes compostos foram formados por fragmentos de desgaste oxidados das ligas ferrosas e das esferas de Si_3N_4. Fica evidente, portanto, um mecanismo de transferência de material do contra-corpo para as marcas de desgaste.

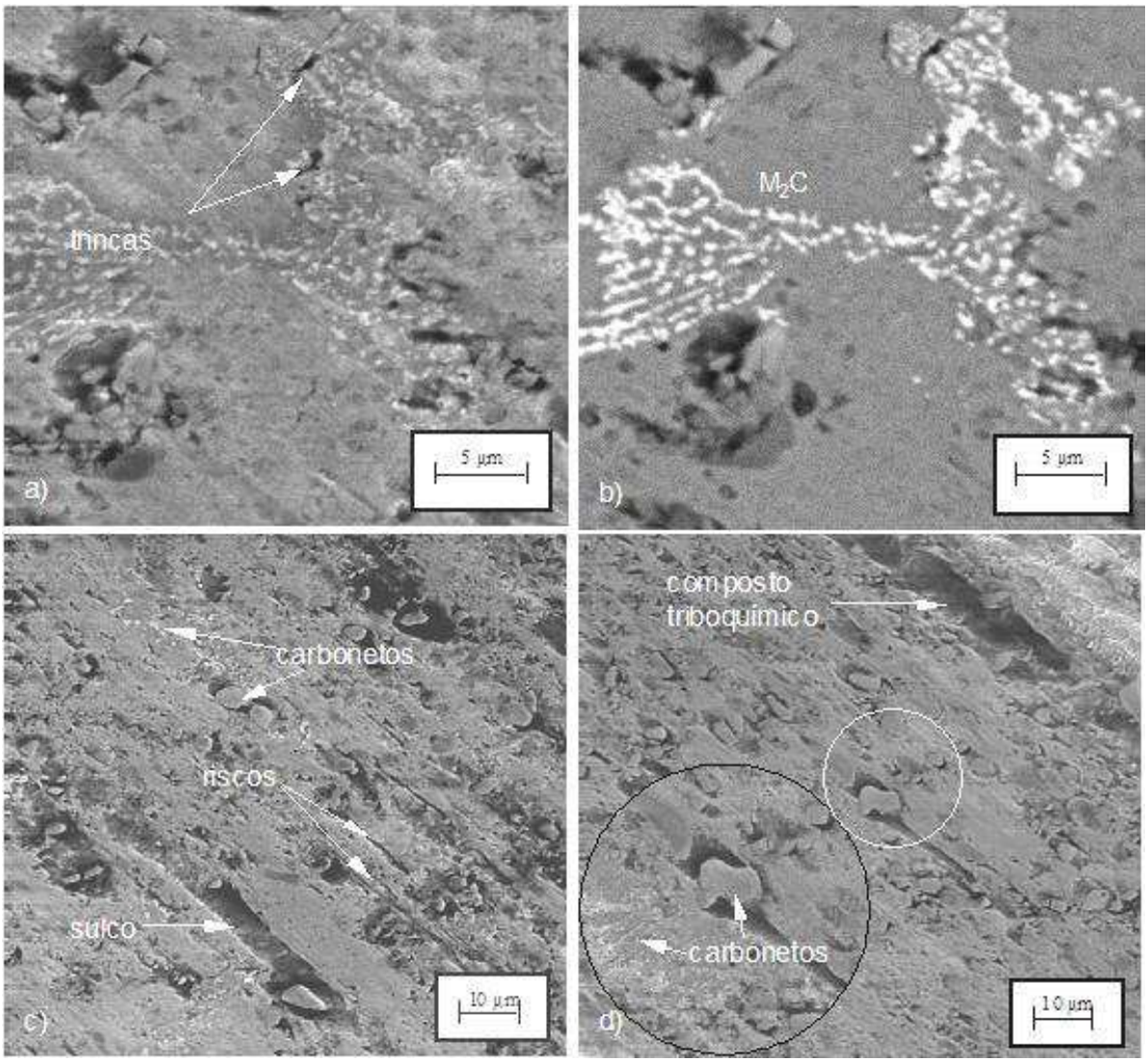

Figura 4.37 - a) V5 450. b) Imagem de elétrons-retroespalhados de a). c) V5 450, desgaste abrasivo. d) V6,5 450. Carga: 70,6 N.

Em relação às ligas da família V com dureza de HV 550, o aumento da fração volumétrica total e de carbonetos MC eutéticos conduziu a uma melhoria na taxa de desgaste nas ligas da família V com matriz de dureza HV 550. Por outro lado, com uma influência menor, a adição de carbonetos M_2C eutéticos levou ao aumento na taxa de desgaste (Figura 4.31).

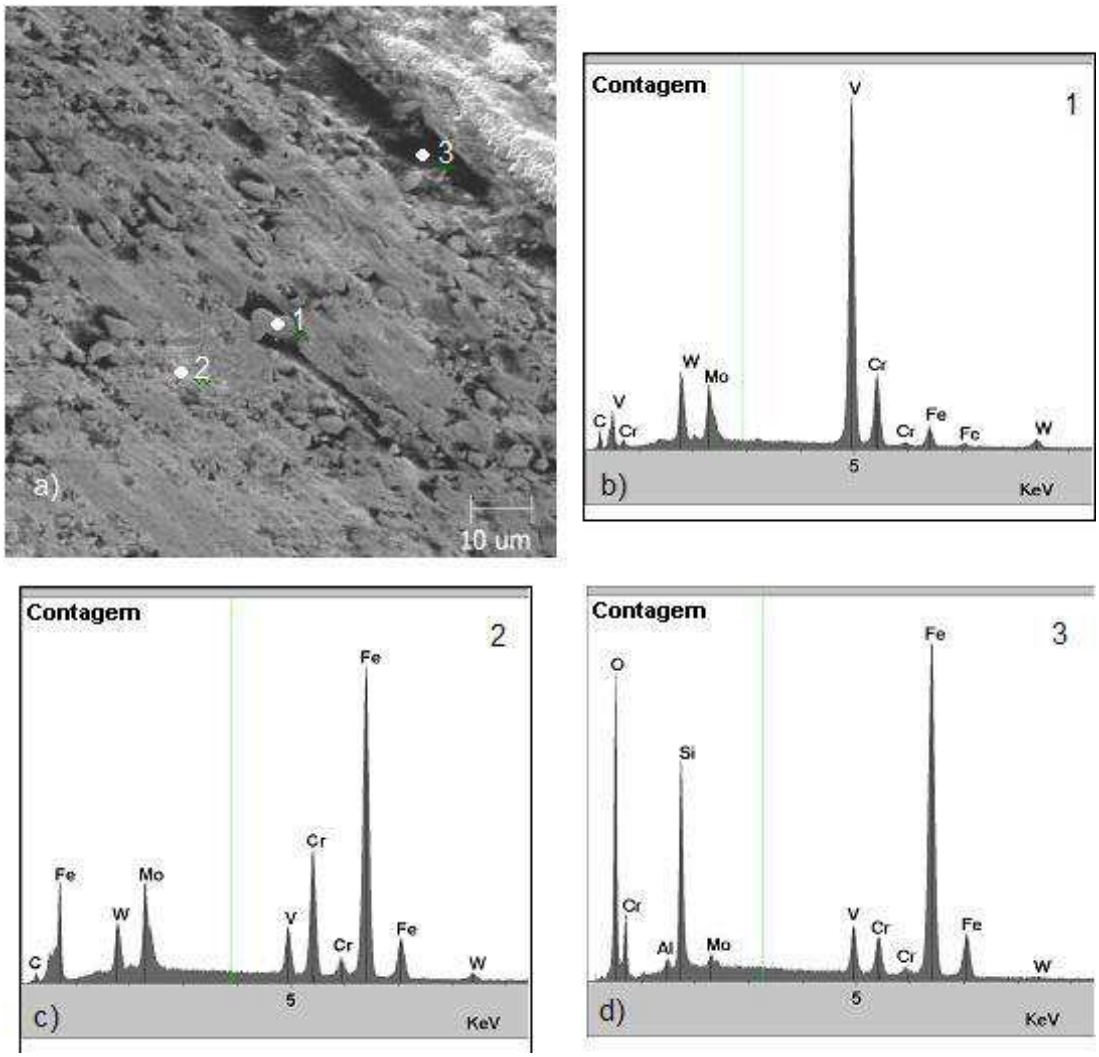

Figura 4.38 - a) Liga V6,5 450. b) Carboneto MC. c) Carboneto M_2C. d) Composto triboquímico.

O mecanismo de desgaste nas ligas da família V com matriz de dureza nominal igual à HV 550 (Figura 4.39) foi semelhante aos das ligas de matriz mais macia (HV 450), que foram arrancamento de carbonetos eutéticos, sulcos de abrasão causados pelos fragmentos de desgaste, e a formação e a quebra das camadas de compostos triboquímicos. Também nestas ligas os carbonetos eutéticos aparecem claramente nas marcas de desgaste.

É possível perceber que o arrancamento de carbonetos e o número de riscos abrasivos aconteceram numa intensidade maior na liga V5 550 (Figura 4.39). A menor quantidade de carbonetos eutéticos teve papel na ineficiência de suporte de carga. Isto pode justificar a taxa de desgaste mais alta na liga V5 550.

Além disso, a taxa de desgaste na liga V5 550 aumentou com o maior caminho livre médio entre os carbonetos MC eutéticos (Figura 4.34). Para as outras ligas a influência do tamanho e do caminho livre médio entre os carbonetos MC sobre a taxa de desgaste é nula.

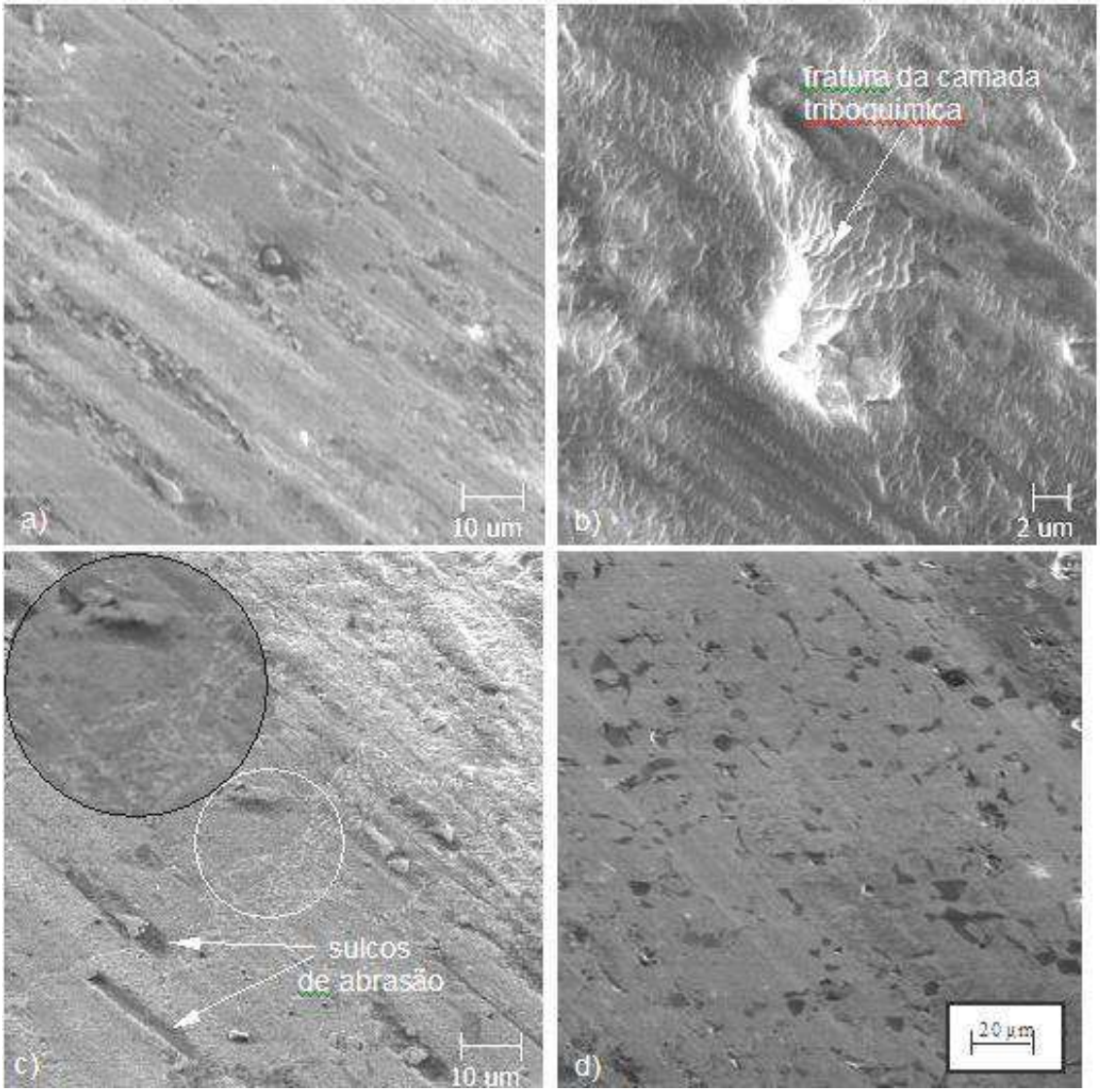

Figura 4.39 - a) Sulcos de abrasão na liga V5 550. b) Camada triboquímica na liga V5 550. c) Liga V6,5 550. d) Liga V8 carbonetos MC eutéticos. Carga: 70,6 N.

A estrutura dendrítica e a menor quantidade de carbonetos MC nas ligas V5 foi responsável pelo distanciamento maior entre estes carbonetos. Estes fatores combinados com a dureza nominal de 550 HV na matriz da liga V5 levaram ao menor suporte de carga e aumento da taxa de desgaste nesta liga. Nas outras ligas da família V com a mesma faixa de dureza, a maior quantidade de carbonetos (Figura 4.31) e a menor distância entre os carbonetos MC (Figura 4.34) melhoraram a resistência ao desgaste destas ligas.

As ligas matriz 450 e matriz 650 apresentaram taxa de desgaste semelhante estatisticamente (Figura 4.31), mostrando que o aumento da dureza da matriz nesta faixa de valores não resultou em melhoria na resistência ao desgaste.

Por outro lado, quando se compara a taxa de desgaste das ligas da família V mais duras com a da liga matriz 650, observou-se que esta última apresentou menor resistência ao desgaste. A presença de carbonetos eutéticos duros (MC e M_2C) ofereceram uma proteção contra o desgaste por deslizamento para a matriz mais dura, suportando parte da carga aplicada. Para as ligas com a matriz de dureza nominal de HV 450, a presença ou não de carbonetos eutéticos não levou a alteração nenhuma na taxa de desgaste.

O mecanismo de desgaste nas ligas matriz consistiu na formação e rompimento de camadas de compostos triboquímicos e riscos de abrasão (Figura 4.40).

A análise química (via EDS) mostrou que estes compostos triboquímicos (destacados pela imagem em elétrons retro-espalhados) também são formados por partículas de fragmentos de desgaste das amostras das ligas ferrosas e das esferas de Si_3N_4 (Figura 4.40). A fragmentação das camadas dos compostos triboquímicos mostrou que estas partículas foram dispostas em diversas camadas para formação dos compostos triboquímicos (Figura 4.40).

A dureza nominal da matriz teve um efeito considerável na taxa de desgaste das ligas da família M. Por sua vez, a quantidade de carbonetos eutéticos realizou um papel menor sobre a resistência ao desgaste nestas ligas (Figura 4.41).

O aumento da dureza nominal da matriz significou um aumento na resistência ao desgaste nas ligas da família M (Figura 4.41). Nas ligas com dureza igual à HV 450, a quantidade total de carbonetos não influenciou na resistência ao desgaste. No entanto, a taxa de desgaste aumentou com o acréscimo da quantidade dos carbonetos eutéticos nas ligas da família M com a matriz mais dura (HV 550).

As ligas da família M com dureza nominal na matriz igual à HV 450 obtiveram taxa de desgaste inferior ao da liga matriz 450 (Figura 4.41), mostrando a contribuição dos carbonetos eutéticos na quantidade presente nestas ligas, diferente dos resultados encontrados nas ligas da família V com dureza semelhante na matriz, embora, estas últimas tivessem uma quantidade total de carbonetos eutéticos menor do que em relação às ligas da família M.

O aumento da quantidade de carbonetos eutéticos da liga M3,5 para M5 com dureza nominal na matriz de HV450 não teve influência na resistência ao desgaste (Figura 4.42). Isto se deve porque a solidificação das ligas M3,5 e M5 resultou em quantidades quase equivalentes estatisticamente de carbonetos eutéticos (Tabela 4.1).

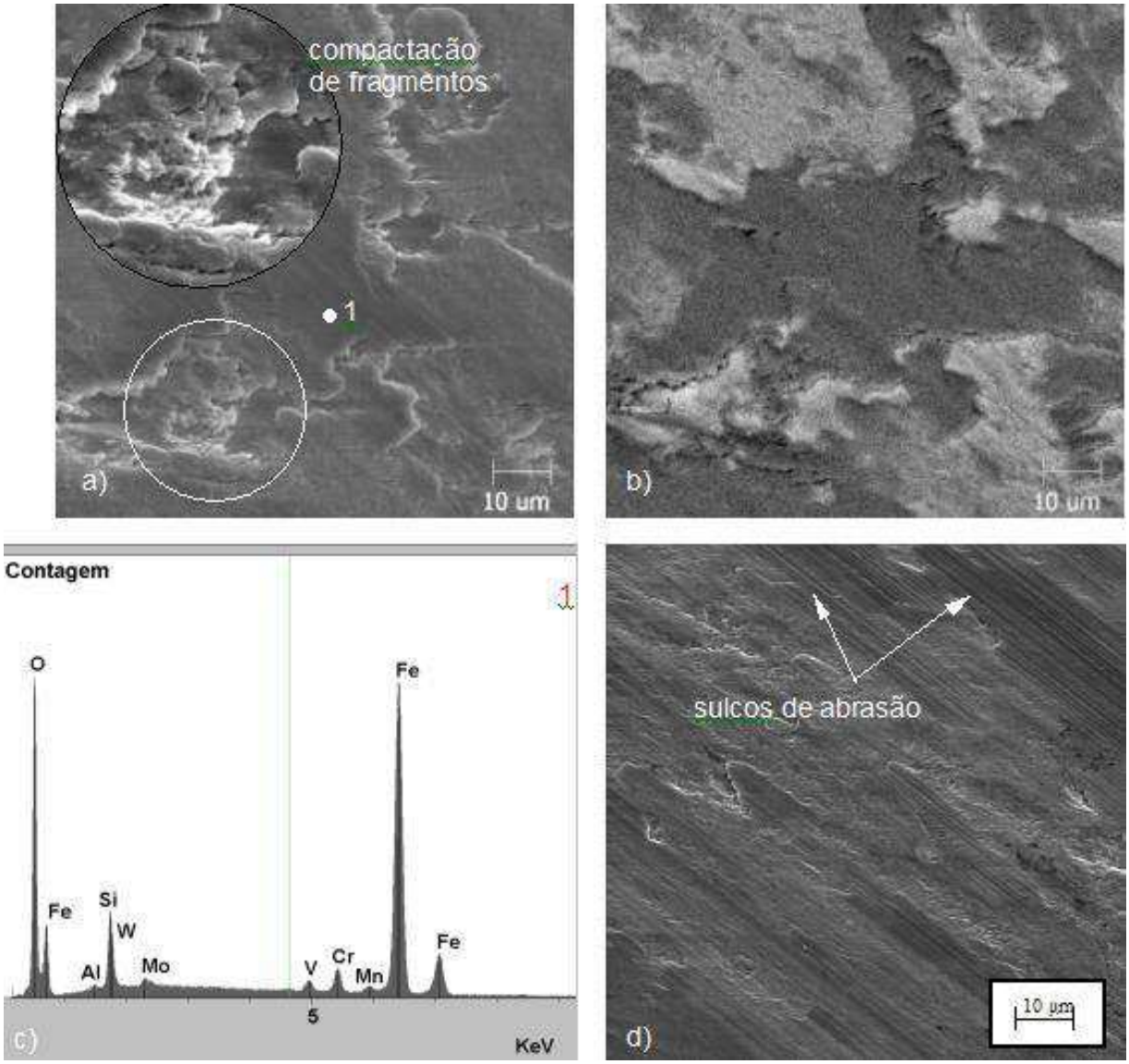

Figura 4.40 - a) Liga matriz 450, fragmentos de desgaste. b) Imagem em elétrons retro-espalhados de a), camadas de compostos triboquímicos. c) EDS do ponto 1. d) Liga matriz 650. Carga: 70,6 N.

A liga M2 450 apresentou uma taxa de desgaste equivalente estatisticamente ao das ligas M3,5 e M5, apesar de que a liga M2 formar uma quantidade maior de carbonetos MC (Tabela 4.1) e de dimensões maiores (Figura 4.43). O caminho livre médio entre estes carbonetos é maior (Figura 4.43), expondo de maneira mais acentuada a matriz que possui uma resistência mecânica inadequada (dureza nominal de HV 450) para oferecer um suporte de carga aos carbonetos MC. Isto causou fragmentação e arrancamento dos carbonetos MC desta liga (Figura 4.44), aumentando a taxa de desgaste. Além disso, a

quantidade total e de carbonetos M_2C era menor do que em relação às outras ligas, o que diminuía o efeito de proteção dos mesmos frente ao desgaste (Figura 4.42).

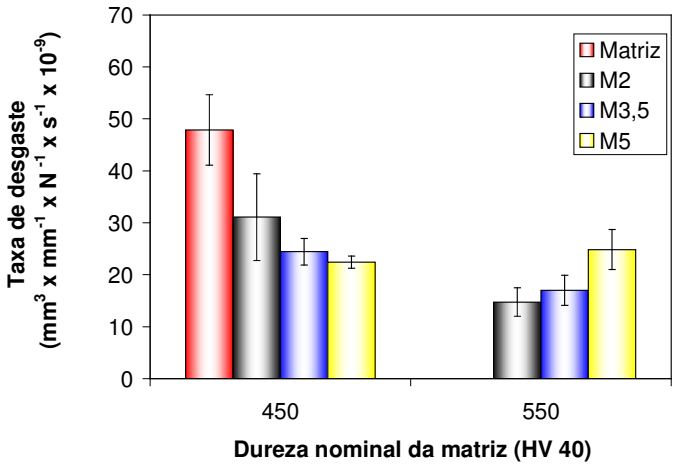

Figura 4.41 - Taxa de desgaste em função da dureza nominal da matriz para ligas da família M e ligas matriz.

As ligas da família M com matriz de dureza nominal HV 450 apresentaram mecanismos de desgaste semelhantes as das ligas da família V com a dureza na matriz igual. Houve um processo de arrancamento e fragmentação dos carbonetos eutéticos (Figura 4.44) e (Figura 4.45), principalmente carbonetos MC, e formação de camadas de compostos triboquímicos originados dos fragmentos de desgaste das ligas ferrosas e das esferas de Si_3N_4, comprovada por análise química via EDS.

Pôde-se evidenciar que o processo de remoção das camadas de compostos triboquímicos ocorreu através de trincamento (Figura 4.45) que diminui a sustentação das mesmas nas marcas de desgaste.

Nas ligas da família M com a matriz de dureza nominal igual a HV 550, o aumento da quantidade total de carbonetos levou a diminuição da resistência ao desgaste. Em relação ao papel dos carbonetos MC e M_2C, a influência destes sobre a taxa de desgaste não é tão evidente.

Uma explicação para o aumento da resistência ao desgaste nas ligas da família M mais duras pode estar relacionada com a menor formação de trincas e uma diminuição do processo de arrancamento de carbonetos MC, propiciando uma melhoria na resistência ao desgaste.

A diminuição de trincas e arrancamento de carbonetos MC na liga M3,5 550 pode estar ligado ao fato que a quantidade de carbonetos menores (Figura 4.42) e o caminho livre

médio nesta liga (Figura 4.43) podem ter levado ao aumento do suporte de carga dos carbonetos MC.

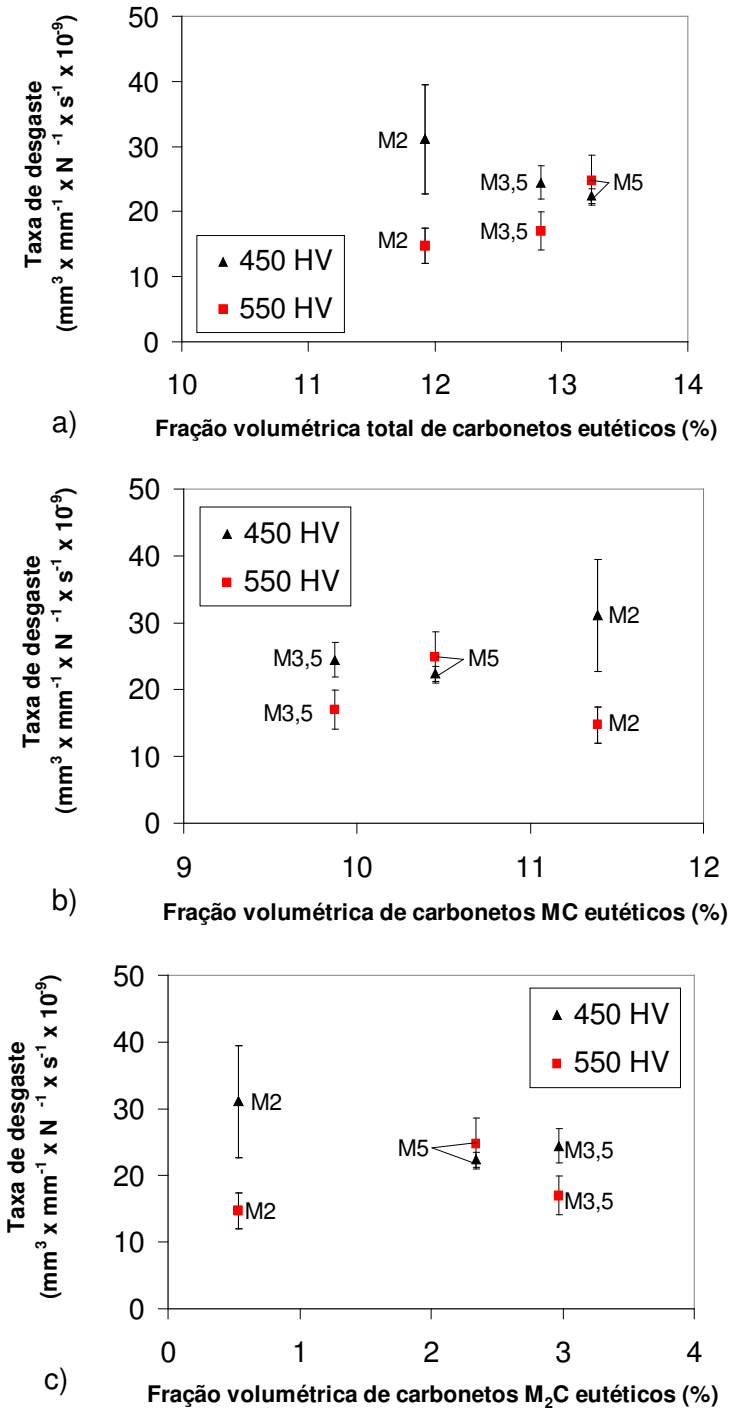

Figura 4.42 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C.

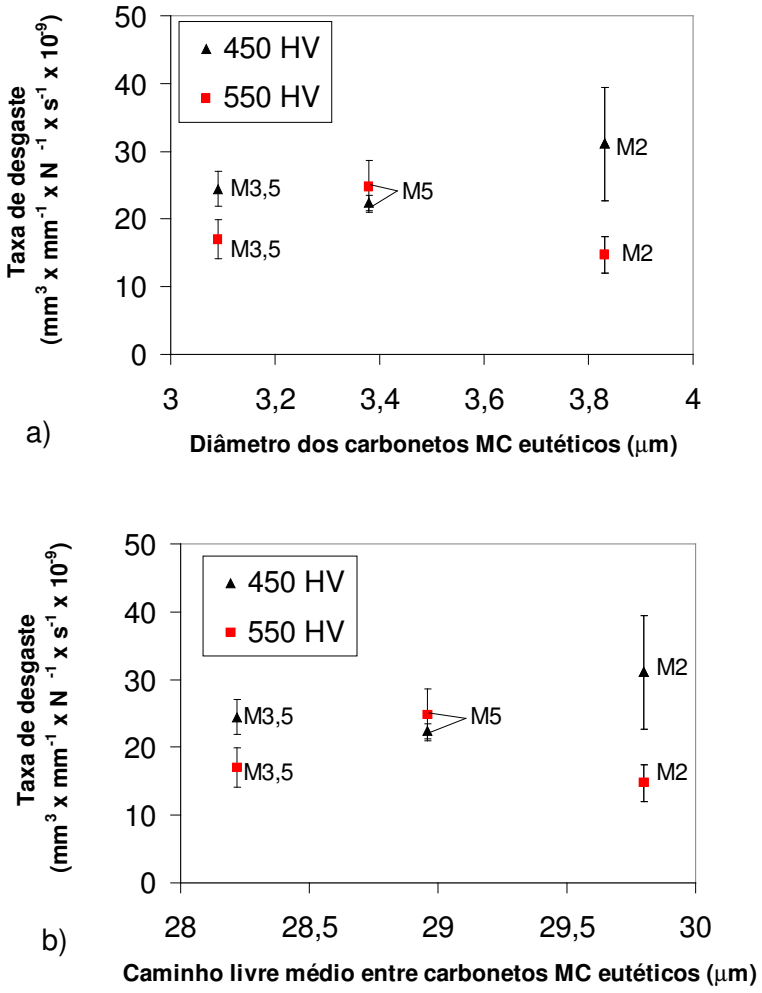

Figura 4.43 - a) Influência do diâmetro dos carbonetos MC sobre a taxa de desgaste. b) Influência do caminho livre médio entre carbonetos MC sobre a taxa de desgaste.

A liga M2 550 apresentou uma resistência ao desgaste maior do que a liga M5 550, mesmo que esta última apresentasse um caminho livre médio menor do que a primeira. No entanto, a liga M2 550 possui uma quantidade maior de carbonetos MC e de dimensões maiores (Tabela 4.1) e (Tabela 4.2). Estes fatores em conjunto com a dureza da matriz melhoraram a capacidade de suporte de carga e a resistência ao desgaste da liga M2 550.

As ligas da família M com dureza na matriz de HV 550 apresentaram mecanismos de desgaste já observados nas ligas da família V e M mais macias, como arrancamento dos carbonetos, riscos de abrasão e formação e quebra de camadas de compostos triboquímicos (Figura 4.46) e (Figura 4.47). Embora, a intensidade destes eventos ocorreu num nível de intensidade menor em comparação às ligas mais macias.

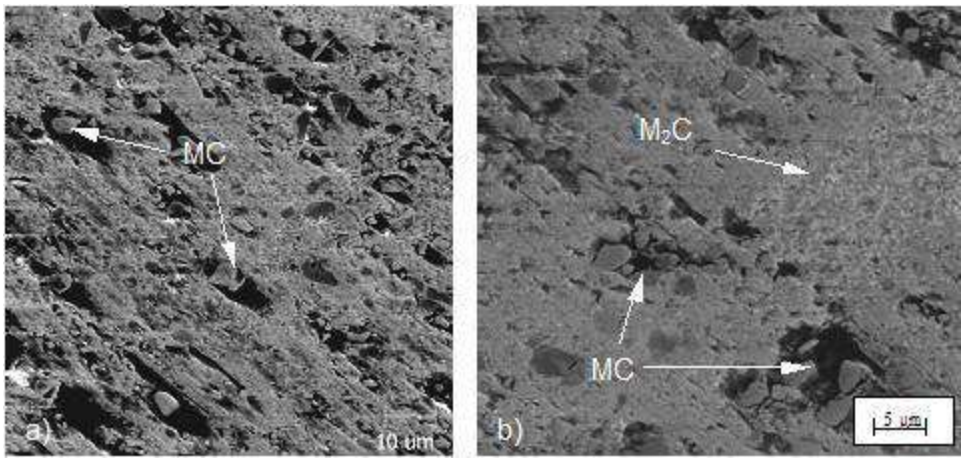

Figura 4.44 - Arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos. a) Liga M2. b) Liga M5. Carga 70,6 N.

A melhor resistência ao desgaste das ligas da família M mais duras em relação às mesmas ligas da família M macias se deve ao mesmo motivo das ligas da família V. Ou seja, um aumento da dureza nominal da matriz melhora o suporte de carga nos carbonetos, principalmente os carbonetos MC, aumentando a resistência ao desgaste nestas ligas.

Em conclusão do estudo do desgaste por deslizamento nestas ligas ferrosas multicomponentes avaliadas com os parâmetros tribológicos adotados no trabalho, pode-se afirmar que o atrito mostrou quase total independência em relação aos parâmetros microestruturais.

O fator primordial na resistência ao desgaste das ligas ferrosas multicomponentes estudadas foi a dureza da matriz. O aumento da dureza na matriz levou a uma melhora na resistência ao desgaste. A ausência de carbonetos eutéticos nas ligas ferrosas multicomponentes foi prejudicial em relação ao desgaste. Na faixa de dureza de HV 450 na matriz, as ligas da família M mostraram maior resistência ao desgaste do que as ligas da família V. Para as ligas com matriz de dureza nominal de HV 550, quantidades intermediárias de carbonetos eutéticos mostraram melhor comportamento frente ao desgaste. A correlação com outros parâmetros microestruturais não foi tão evidente. As ligas da família V com matriz de dureza de HV 650 não sofreram influência dos carbonetos eutéticos.

Os resultados dos ensaios de desgaste por deslizamento encontrados mostraram que aumentar a adição de elementos de ligas formadores de carbonetos eutéticos duros com intuito de melhorar a resistência ao desgaste, elevando os custos de fabricação, não trouxe resultados expressivos.

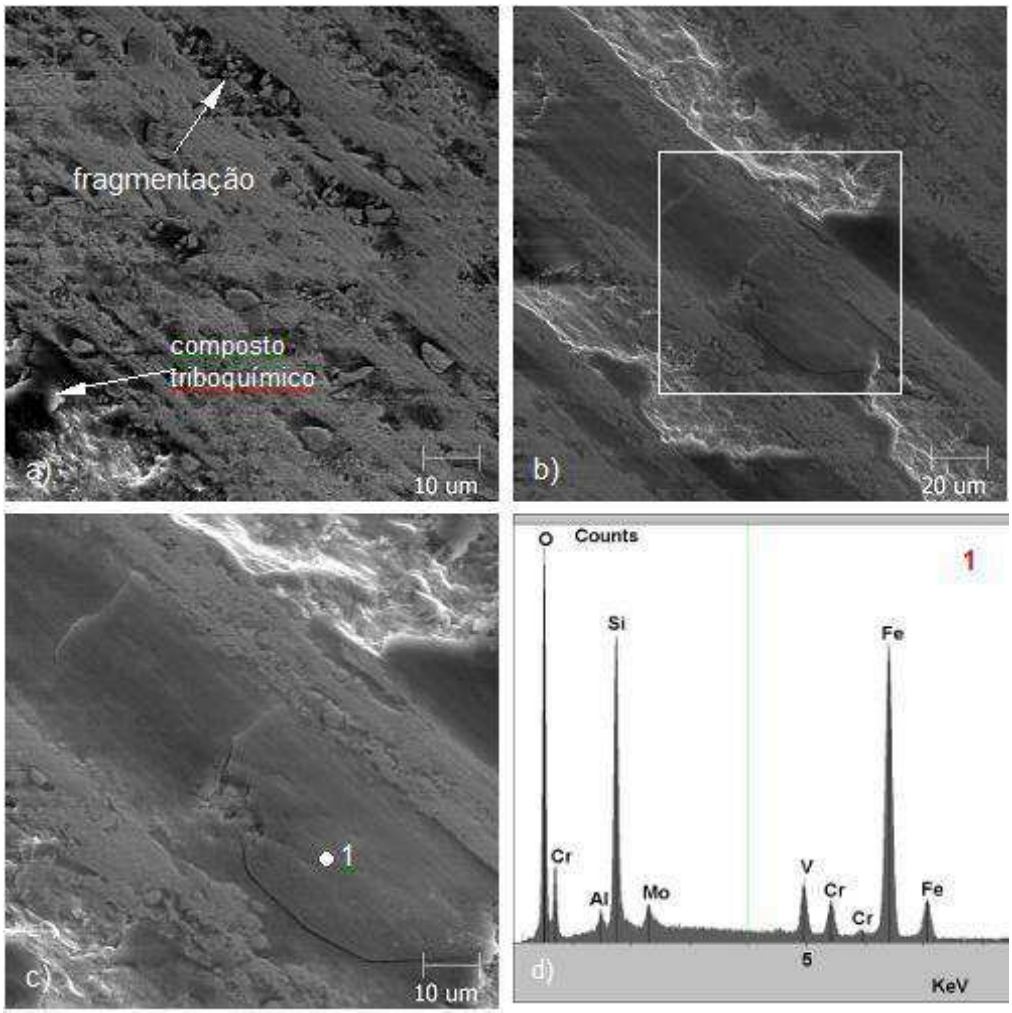

Figura 4.45 - Aspectos do mecanismo de desgaste na liga M3,5 450. a) Arrancamento e fragmentação. b) Composto triboquímico. c) Trincas na camada de composto triboquímico. d) EDS na região 1 do composto triboquímico. Carga: 70,6 N.

Além disso, os resultados deste trabalho mostraram que as temperaturas e os tempos dos tratamentos térmicos de revenimento a serem adotados para estas ligas devem ser otimizados para ajustar a dureza nominal da matriz em valores que diminuam a diferença de dureza entre a matriz e os carbonetos, com o objetivo de melhorar a resistência ao desgaste.

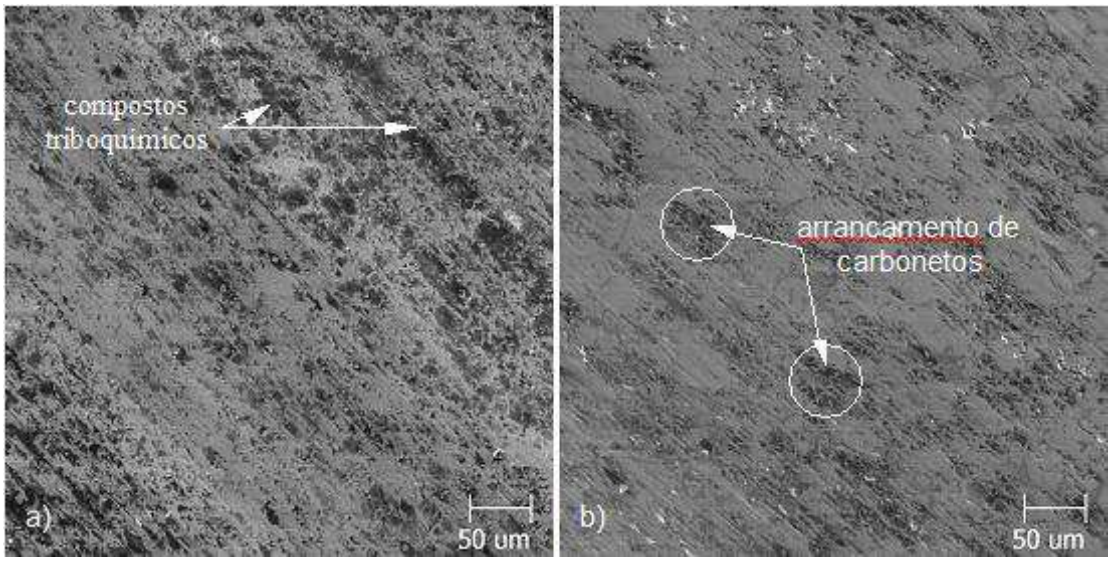

Figura 4.46 - Aspectos nas marcas de desgaste nas ligas da família M com dureza na matriz de HV 550. a) Liga M3,5. b) Liga M5. Carga: 70,6N.

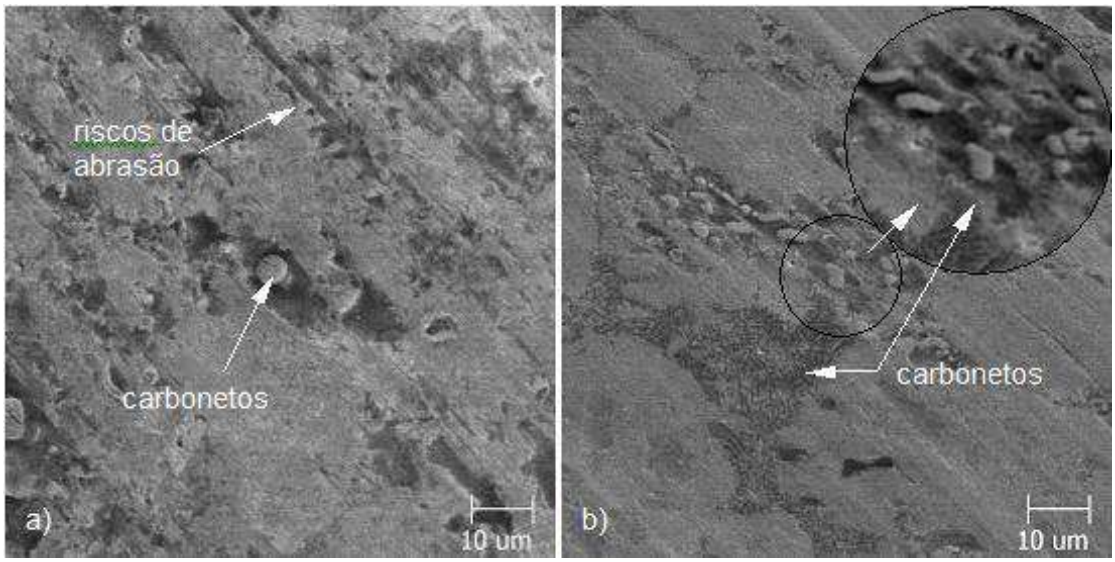

Figura 4.47 - Aspectos nas marcas de desgaste nas ligas da família M com dureza na matriz de HV 550. a) Liga M3,5. b) Liga M5. Carga: 70,6 N.

4.2.4 – Taxa de desgaste do contra-corpo

Estudou-se a influência dos parâmetros microestruturais das ligas estudadas na taxa de desgaste das esferas de Si_3N_4 (contra-corpo). A taxa de desgaste foi calculada a partir da relação entre a perda volumétrica das esferas de Si_3N_4 após os ensaios sobre o produto da carga aplicada e o tempo de duração dos ensaios (duas horas).

No estudo do efeito da carga aplicada para alcançar a melhor reprodução dos mecanismos de desgaste encontrados na laminação de tiras à quente, onde se testou as ligas V5 650 e V6,5 650, avaliou-se a influência da carga sobre a taxa de desgaste das esferas (Figura 4.48). Nestes experimentos, a taxa de desgaste do contra-corpo sofreu influência da variação da carga de ensaio somente para a liga V6,5 650. A variação da carga não modificou a taxa de desgaste das esferas de Si_3N_4 utilizadas nos ensaios na liga V5 650. O tipo de liga também não influenciou a taxa de desgaste do contra-corpo quando avaliada com a mesma carga aplicada (51 N ou 70,6 N).

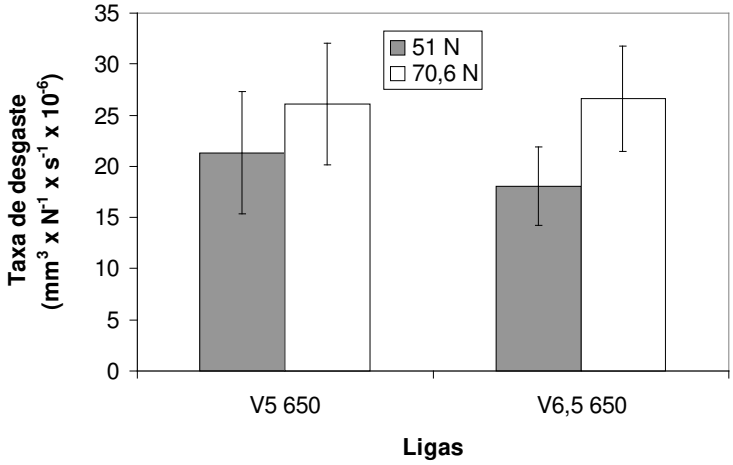

Figura 4.48 - Taxa de desgaste do contra-corpo em função da carga de ensaio.

A taxa de desgaste do contra-corpo nos ensaios realizados mostrou uma pequena correlação com a dureza global das ligas estudadas (Figura 4.49).

A figura 4.50 mostra a taxa de desgaste do contra-corpo em função da composição química e da dureza nominal da matriz das ligas estudadas.

É possível observar que a influência dos parâmetros microestruturais das ligas sobre a taxa de desgaste do contra-corpo (Figura 4.50) é quase semelhante aos resultados encontrados nos ensaios de desgaste das ligas. Há algumas exceções, por exemplo, o aumento da dureza na liga matriz levou a uma menor taxa de desgaste nas esferas de Si_3N_4. Portanto, nas ligas sem carbonetos eutéticos, a dureza é um fator importante na taxa de desgaste do contra-corpo.

Outro fato é que a presença de carbonetos eutéticos na matriz das ligas da família V com dureza de HV 650 não diminuiu a taxa de desgaste das esferas de Si_3N_4 em relação àquelas ensaiadas com amostras da liga matriz 650, diferente dos resultados encontrados na taxa de desgaste medidas nestas ligas (Figura 4.51).

Por outro lado, as ligas da família V com dureza HV 450 causaram menor desgaste nas esferas de Si_3N_4 após os ensaios de deslizamento, com exceção da liga V6,5 450, do que a liga matriz 450.

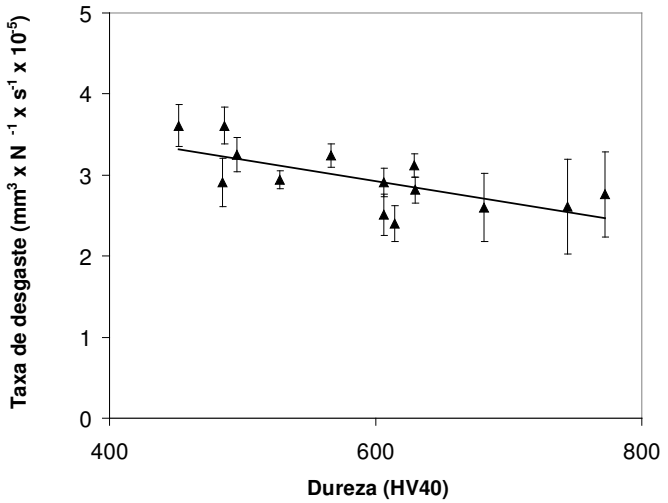

FIGURA 4.49 - Taxa de desgaste dos contra-corpos em função da dureza global das ligas ferrosas multicomponentes ensaiadas.

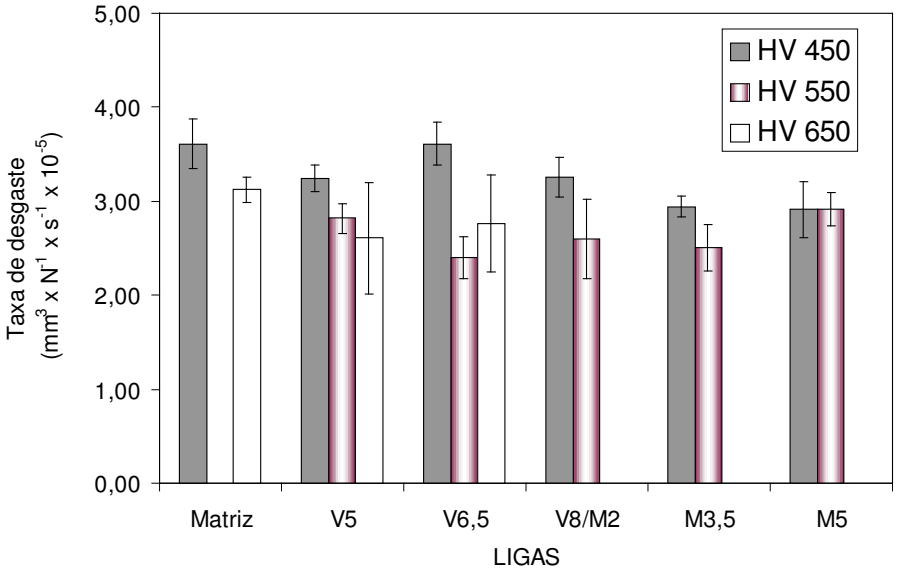

Figura 4.50 - Taxa de desgaste do contra-corpo em função das ligas ferrosas multicomponentes ensaiadas.

Os resultados da taxa de desgaste das esferas de Si_3N_4 ensaiadas com as ligas da família M (Figura 4.52) apresentaram as mesmas tendências encontradas nas taxas de desgaste nestas ligas após os ensaios de deslizamento.

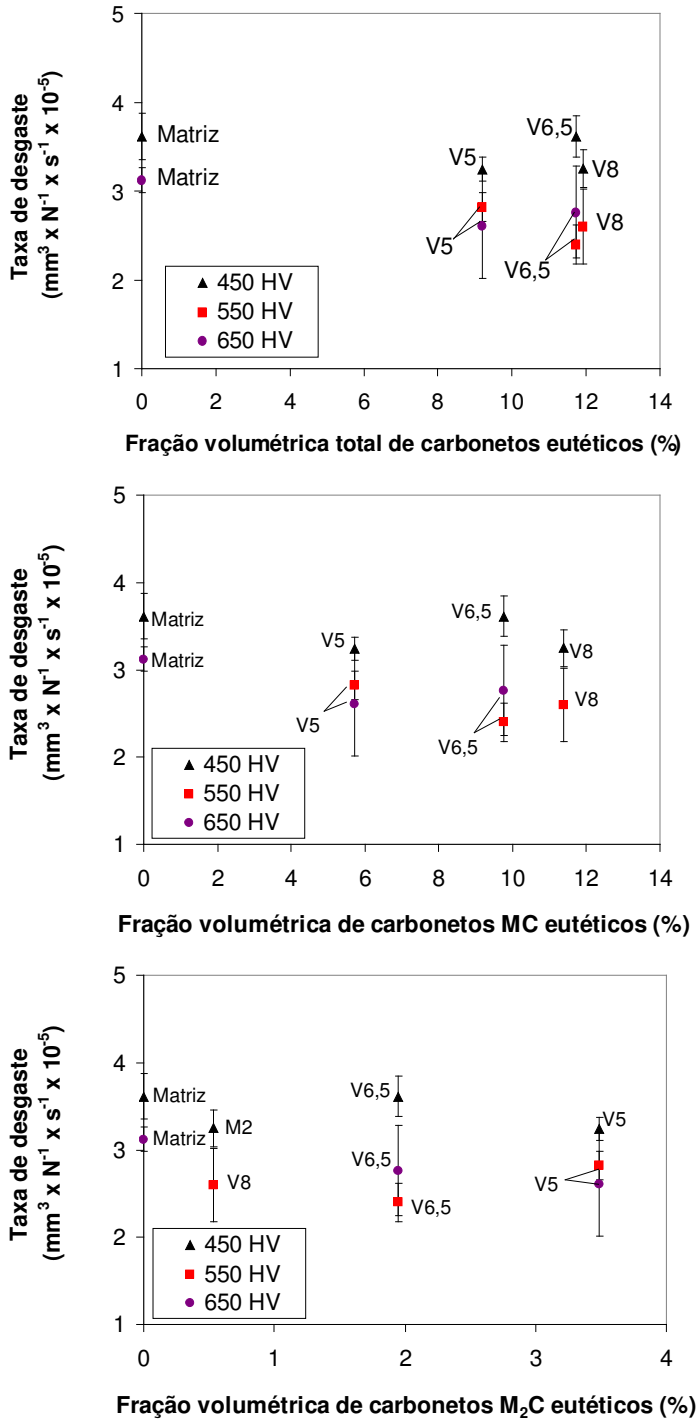

Figura 4.51 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste do contra-corpo. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C.

Em geral, as ligas da família V com dureza HV 450 causaram maior desgaste nas esferas de Si_3N_4 do que as ligas da família M. Nos ensaios de desgaste com as ligas das

duas famílias com dureza de HV 550, não é possível estabelecer qual das famílias causou maior desgaste nas esferas de Si_3N_4.

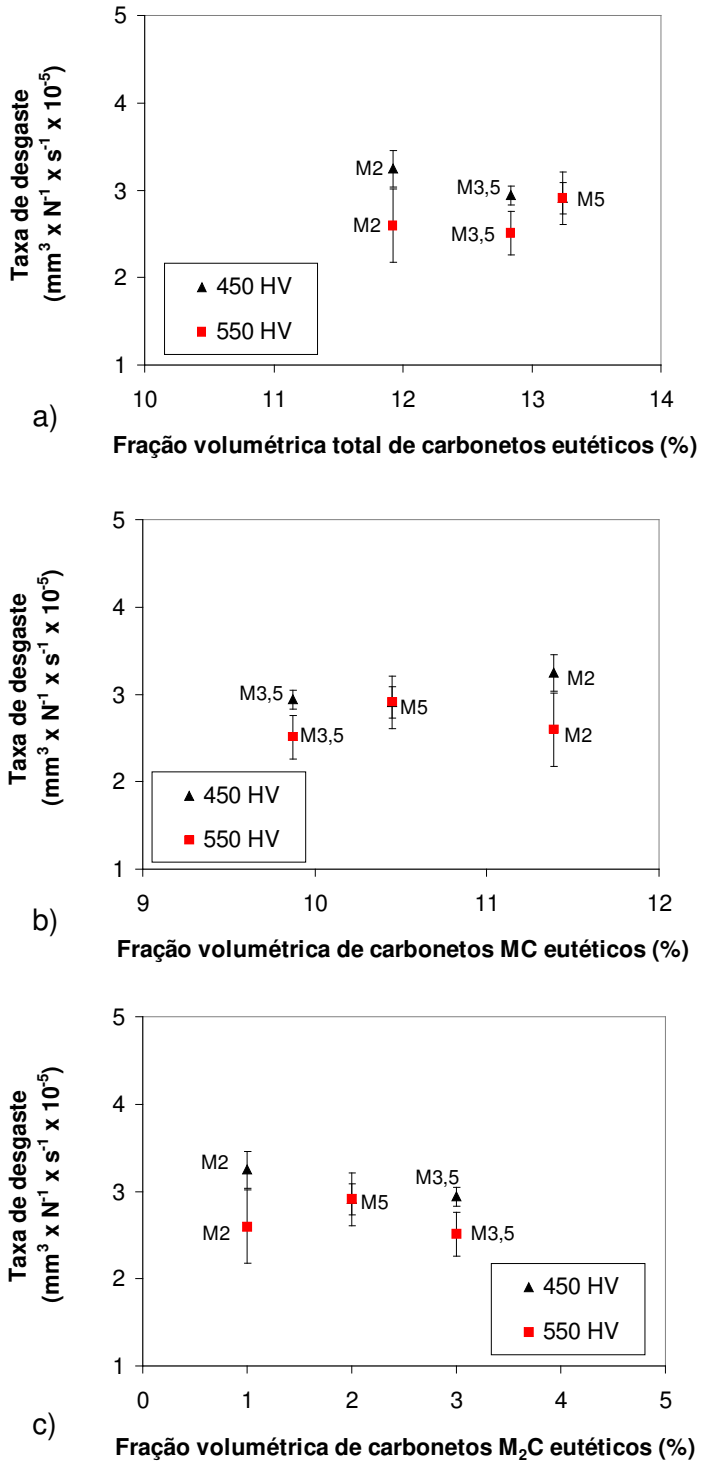

Figura 4.52 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre a taxa de desgaste. a) Fração volumétrica total de carbonetos. b) Fração volumétrica de carbonetos MC. c) Fração volumétrica de carbonetos M_2C.

As tendências semelhantes da influência dos parâmetros microestruturais sobre as taxas de desgaste do corpo e do contra-corpo nos ensaios de desgaste por deslizamento realizados neste trabalho mostraram uma boa correlação entre as mesmas (Figura 4.53). Observa-se que as ligas ferrosas mais macias apresentaram maior taxa de desgaste do corpo e do contra-corpo. As ligas mais duras apresentaram as menores taxas de desgaste do corpo e contra-corpo. A dureza global das ligas ferrosas estudadas neste trabalho está relacionada em parte com a dureza da matriz. Como também a resistência ao desgaste das ligas ferrosas multicomponentes, estudadas neste trabalho, relaciona-se com a dureza da matriz.

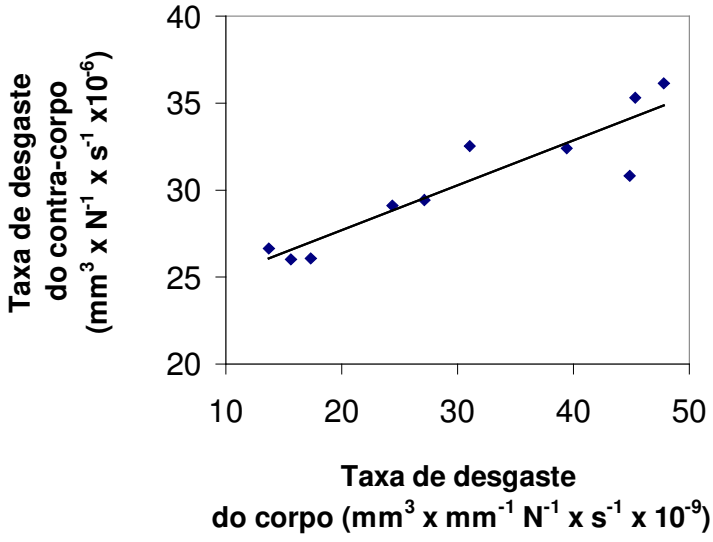

Figura 4.53 - Correlação entre a taxa de desgaste do contra-corpo e do corpo.

Uma matriz mais dura tende a diminuir a área real de contato entre as esferas de Si_3N_4 e as ligas ensaiadas. Uma menor área real de contato poderia diminuir a chance de desgaste das esferas de Si_3N_4 pelo processo de adesão. Além disso, a diminuição do processo adesivo tenderia atenuar o fenômeno da decomposição química do Si_3N_4 ativado pelo calor gerado no atrito, como discutido no trabalho de Zhou et al. (1994). Zhou et al. (1994) também observaram que o aumento da dureza da matriz diminuía a taxa de desgaste do Si_3N_4 ensaiado contra ferros fundidos alto cromo.

Os mecanismos de desgaste das esferas de Si_3N_4 (Figura 4.54) foram avaliados via microscopia eletrônica de varredura. Houve necessidade de deposição de ouro para visualização das esferas no MEV.

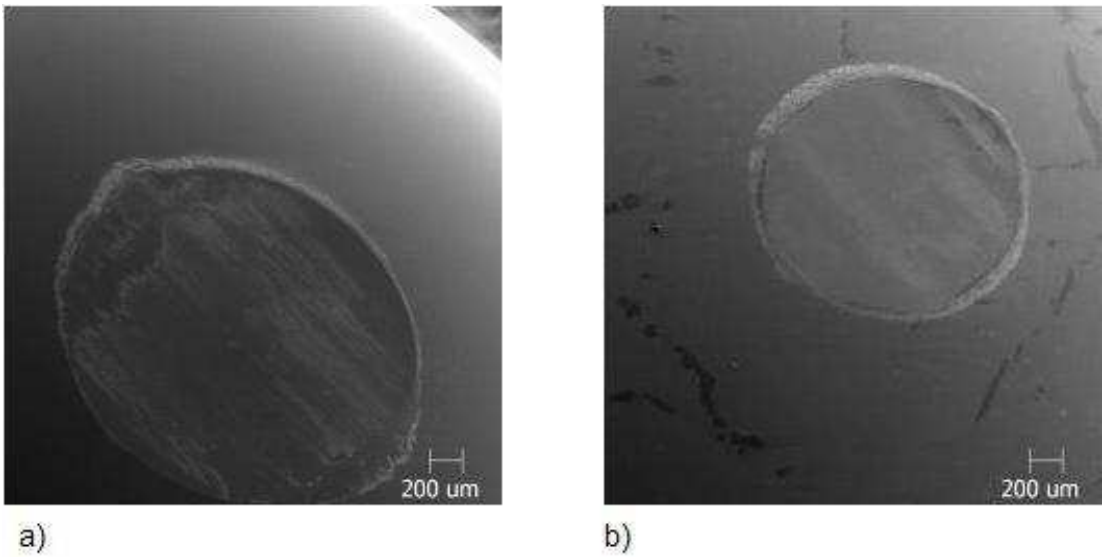

Figura 4.54 - marcas de desgaste nas esferas de Si_3N_4. a) Ensaiada com liga matriz 450. b) Ensaiada com liga V6,5 650. Carga: 70,6 N.

Observou-se nas regiões das marcas de desgaste das esferas de Si_3N_4 a presença de compostos triboquímicos (Figura 4.55). Estes compostos estavam dispostos na forma de camadas. A espessura destas camadas variou conforme o par corpo e contra-corpo dos ensaios de desgaste por deslizamento.

Por exemplo, as superfícies das calotas nas esferas que participaram dos ensaios da liga matriz 450 apresentavam camadas de compostos triboquímicos mais espessas (Figura 4.55a). Por outro lado, as calotas das esferas ensaiadas com as ligas M5 450 e V6,5 650 tinham camadas destes compostos mais finas (Figura 4.55b e Figura 4.55c). Foi possível observar também que a distribuição destas camadas variava conforme os tipos das amostras das ligas ensaiadas com estas esferas. A camada de compostos nas esferas que ensaiaram juntamente com amostras das ligas M5 450 e V6,5 650 parecia estar distribuída de forma mais homogênea sobre a superfície da marca de desgaste destas esferas.

As regiões da borda das marcas de desgaste das superfícies das esferas de Si_3N_4 também continham um material aderido (Figura 4.56).

Foi realizada uma investigação sobre a composição química via EDS das camadas de compostos triboquímicos presentes na superfície das marcas de desgaste das esferas, bem como do material aderido (Figura 4.57). A análise química mostrou que ambos são constituídos principalmente de ferro, oxigênio e silício, entre outros elementos.

As camadas de compostos triboquímicos apresentaram grande quantidade de silício por causa da espessura relativamente pequena acima da superfície das esferas de Si_3N_4, justificando a maior presença deste elemento químico.

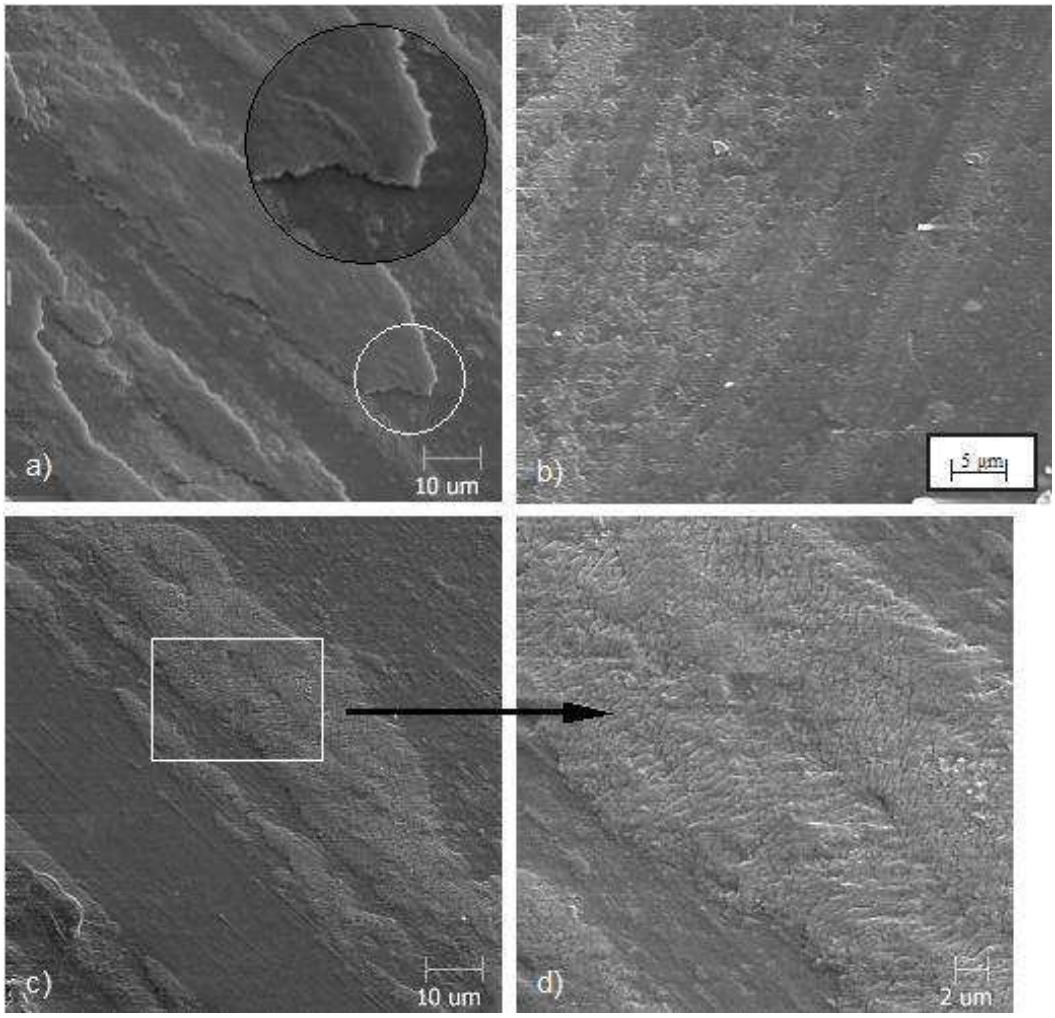

Figura 4.55 - Camadas de compostos triboquímicos das esferas ensaiadas com amostras das ligas. a) Matriz 450. b) M5 450. c) V6,5 650. d) Detalhe da camada triboquímica. Carga: 70,6N.

Os elementos químicos vanádio e cromo também estavam presentes no material aderido na borda das marcas de desgaste das esferas.

A presença destes elementos químicos evidencia que os compostos triboquímicos presentes nas marcas de desgaste das esferas e do material aderido foram formados pelos fragmentos oxidados de desgaste das amostras das ligas metálicas (Fe, V, Cr, O) e das próprias esferas (Si).

Foi visto também que ferro, silício e oxigênio também estavam presentes nos compostos triboquímicos formados nas marcas de desgaste das amostras das ligas ensaiadas, principalmente das ligas com matriz mais moles. Estes resultados da análise química tornam claro que ocorreu um mecanismo de transferência de material recíproco

entre as amostras das ligas e as esferas de Si_3N_4 durante o processo de desgaste por deslizamento.

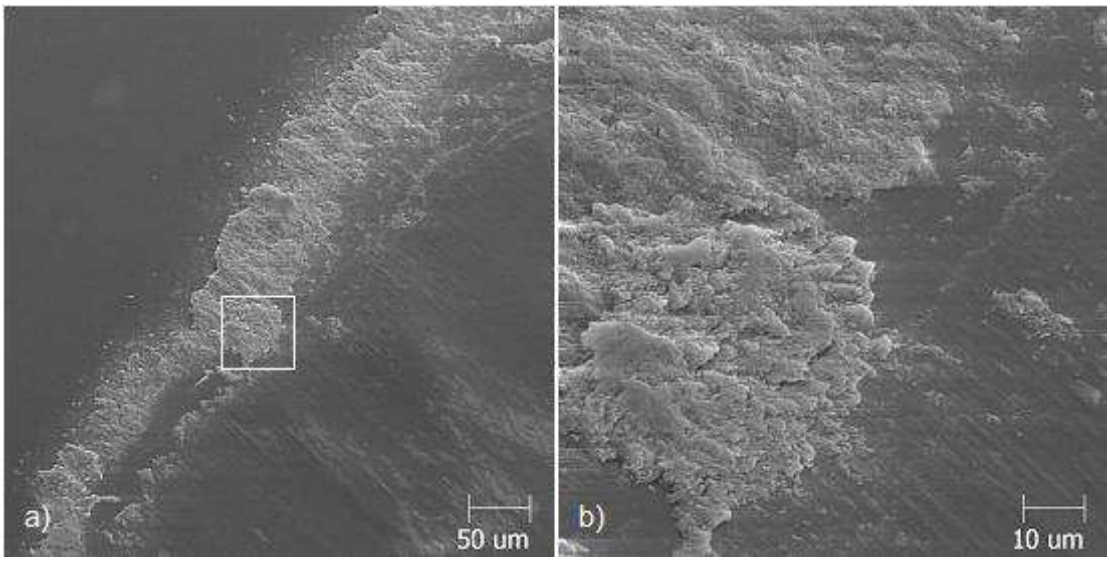

Figura 4.56 - Esfera de Si_3N_4 ensaiada com amostra da liga matriz 450. a) Interface da marca de desgaste. b) Detalhe do material aderido. Carga: 70,6 N.

Por sua vez, as ligas ferrosas multicomponentes com matrizes mais moles formaram, devido às condições metalúrgicas e dos parâmetros tribológicos dos ensaios, maior quantidade de compostos triboquímicos originados de fragmentos de desgaste das próprias ligas e das esferas de Si_3N_4.

Sabe-se pela literatura que o estabelecimento de camadas de compostos de óxidos em marcas de desgaste pode atuar na redução do atrito e do desgaste no processo de deslizamento alternado (Stott e Wood 1978, Stott et al. 1985 e Jiang et al., 1994). Por causa de camadas de compostos triboquímicos estarem mais distribuídas homogeneamente sobre as marcas de desgaste de algumas esferas de Si_3N_4, fica aberta a questão se estas tiveram um papel na menor taxa de desgaste de algumas esferas ensaiadas com as amostras das ligas ferrosas.

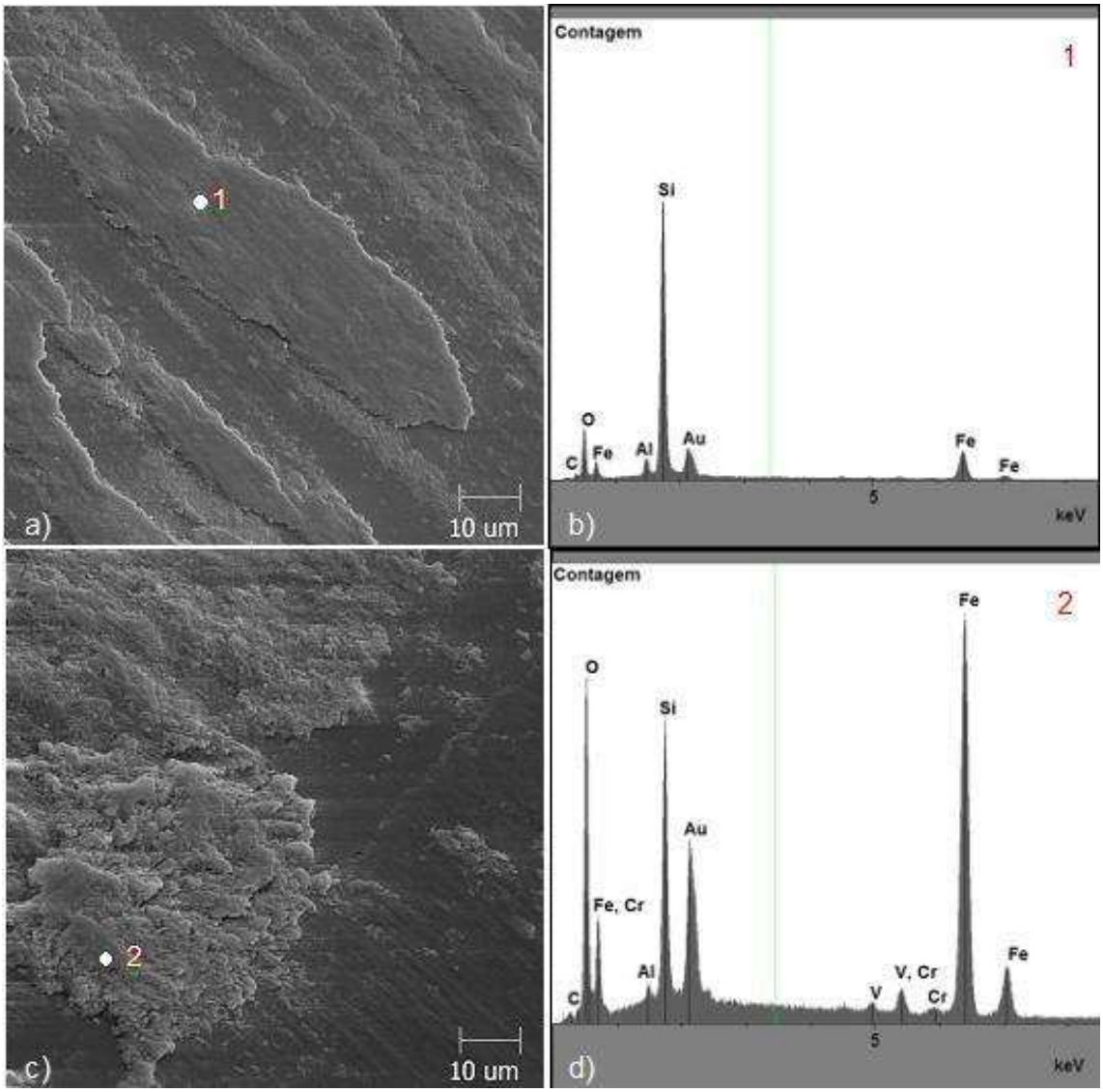

Figura 4.57 - Marcas de desgaste das esferas de Si_3N_4 ensaiadas com amostra da liga matriz 450. a) Camadas de compostos triboquímicos. b) Análise química da camada. c) Material aderido na borda. d) Análise química do material aderido.

4.2.5 – Rugosidade das superfícies lapidadas e das marcas de desgaste

A rugosidade medida nas superfícies lapidadas apresentou os seguintes resultados (Figura 4.58). A análise do comportamento estatístico da rugosidade média (Sa) e da raiz quadrada média (Sq) mostrou que a relação dos resultados em função das ligas é complexa.

Os valores encontrados de Sa e Sq das superfícies nas marcas de desgaste das diferentes amostras de ligas eram semelhantes estatisticamente (Figura 4.59). Para avaliar e distinguir as características de cada marca de desgaste mediu-se o coeficiente de simetria

e achatamento da rugosidade das marcas de desgaste. Desta forma, pôde-se traçar o gráfico do espaço morfológico da rugosidade das marcas de desgaste.

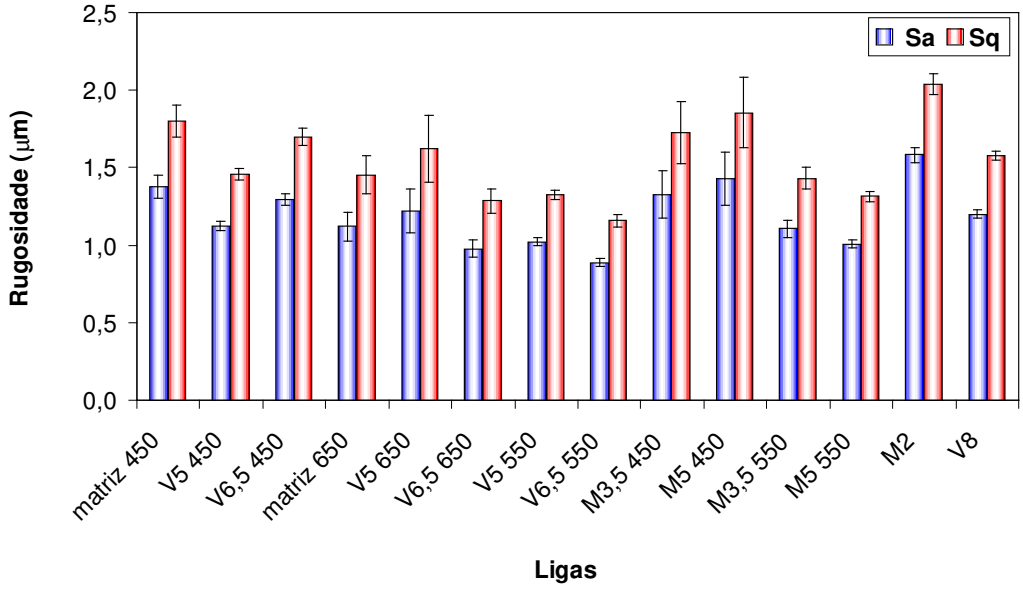

Figura 4.58 - Sa e Sq das superfícies das amostras lapidadas.

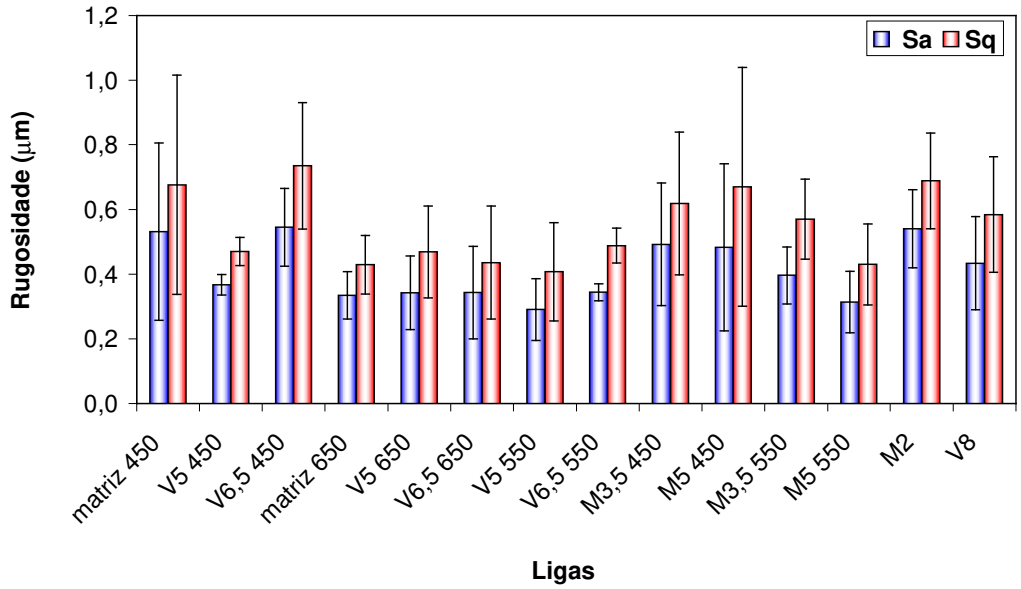

Figura 4.59 - Sa e Sq das superfícies das marcas de desgaste.

O coeficiente de achatamento das marcas de desgaste foi maior do que três, indicando que as superfícies destas apresentaram características leptocúrticas, ou seja, possuem relativamente maior quantidade de picos altos e vales rasos (Gadelmawla et al., 2002). O coeficiente de achatamento nas marcas das ligas com matriz

mais dura era menor do que nas ligas de matriz mais moles, com exceção da liga V5 (Figura 4.60).

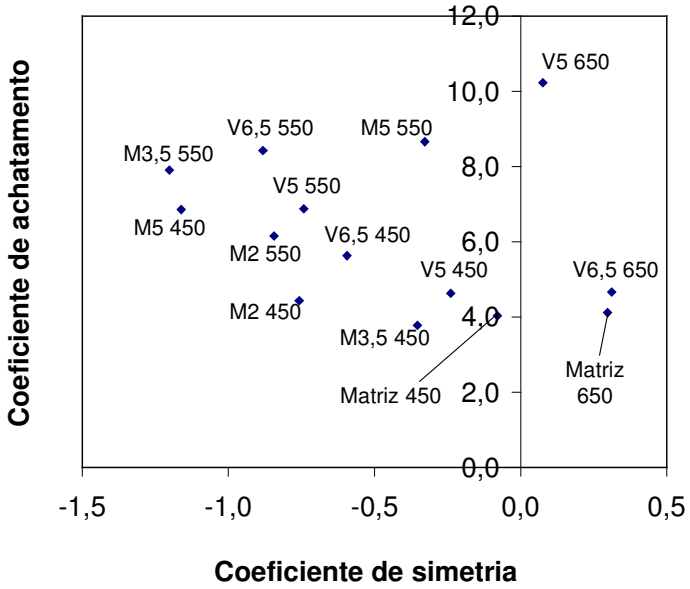

Figura 4.60 - Espaço morfológico da rugosidade das marcas de desgaste.

Os valores do coeficiente de simetria das marcas de desgaste foram menores do que zero (Figura 4.60), indicando que as superfícies das mesmas constituem-se de picos removidos e riscos ou vales (Gadelmawla et al., 2002). Isto ficou bem caracterizada na análise dos mecanismos de desgaste via microscopia eletrônica. Estes riscos ou vales profundos são na verdade resultado do arrancamento dos carbonetos e remoção das camadas dos compostos triboquímicos por fratura. Somente as ligas com matriz de dureza de HV 650 não obtiveram tais resultados, provavelmente devido a menor quantidade dos eventos citados como responsáveis pelos valores do coeficiente de simetria das marcas de desgaste nas outras ligas.

4.2.6 – Regime permanente nos ensaios de microabrasão

Mediu-se o coeficiente de desgaste abrasivo (K) dos ensaios de microabrasão realizados com partículas abrasivas de sílica em função do tempo. O objetivo destes ensaios era avaliar o papel dos parâmetros microestruturais no desgaste abrasivo encontrado nos cilindros de laminação de ligas ferrosas multicomponentes, trazendo o mecanismo de desgaste presente na situação real para o laboratório. Isto foi alcançado através da busca e otimização dos parâmetros tribológicos adotados nos ensaios de microabrasão realizados neste trabalho.

Foram realizadas três baterias de ensaios (curvas do coeficiente de desgaste) para cada amostra. As curvas do coeficiente de desgaste em função do tempo apresentaram duas regiões distintas em todos os ensaios, por exemplo, nos ensaios da liga matriz 650, V8 e M3,5 450 respectivamente (FIGURA 4.61), (FIGURA 4.62) e (FIGURA 4.63). Inicialmente, os valores de K flutuam bastante para cada bateria de ensaios, caracterizando o regime transiente. Posteriormente, os valores de K se estabilizam, dando início a etapa do regime permanente da bateria de ensaio. Adotou-se como critério para identificação do início do regime permanente, uma variação máxima de dez por cento dos valores de coeficiente de desgaste entre cada teste na bateria de ensaio.

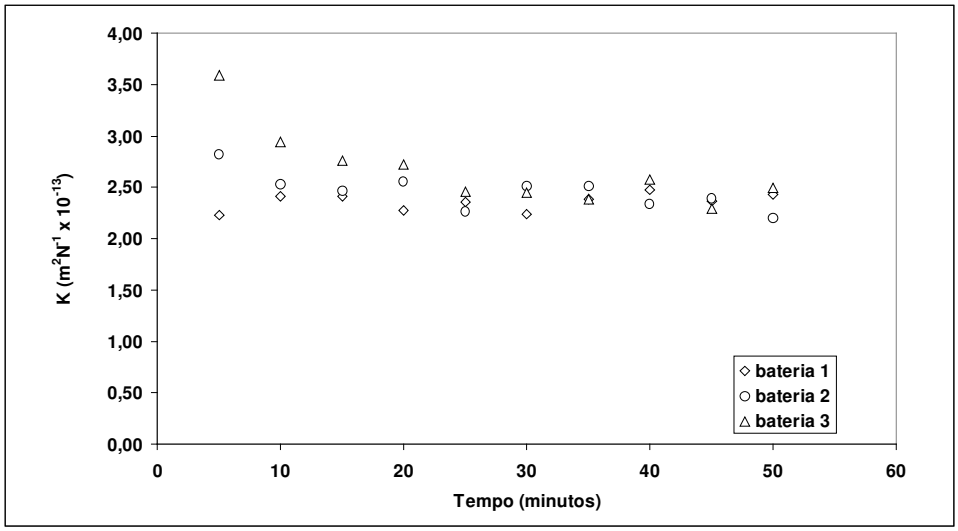

Figura 4.61 - Coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra matriz 650 HV.

Observou-se que o tempo mais longo para o regime permanente para todas as ligas foi de 40 minutos. Deste modo, o cálculo do K médio das amostras das ligas ensaiadas é obtido da medição dos K nos tempos de 40, 45 e 50 minutos para cada bateria. Portanto, o K médio resultante dos ensaios de microabrasão nas ligas estudadas neste trabalho é uma média de nove ensaios.

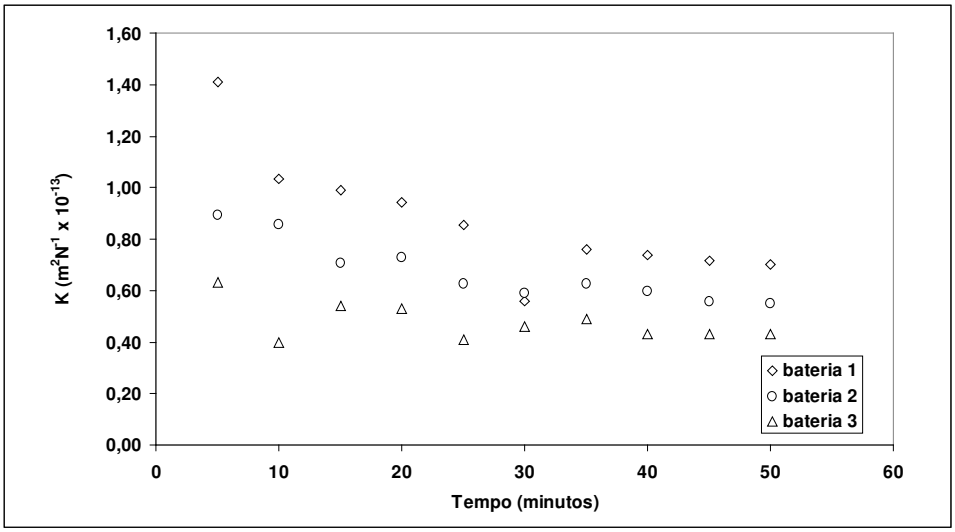

Figura 4.62 - Coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra V8.

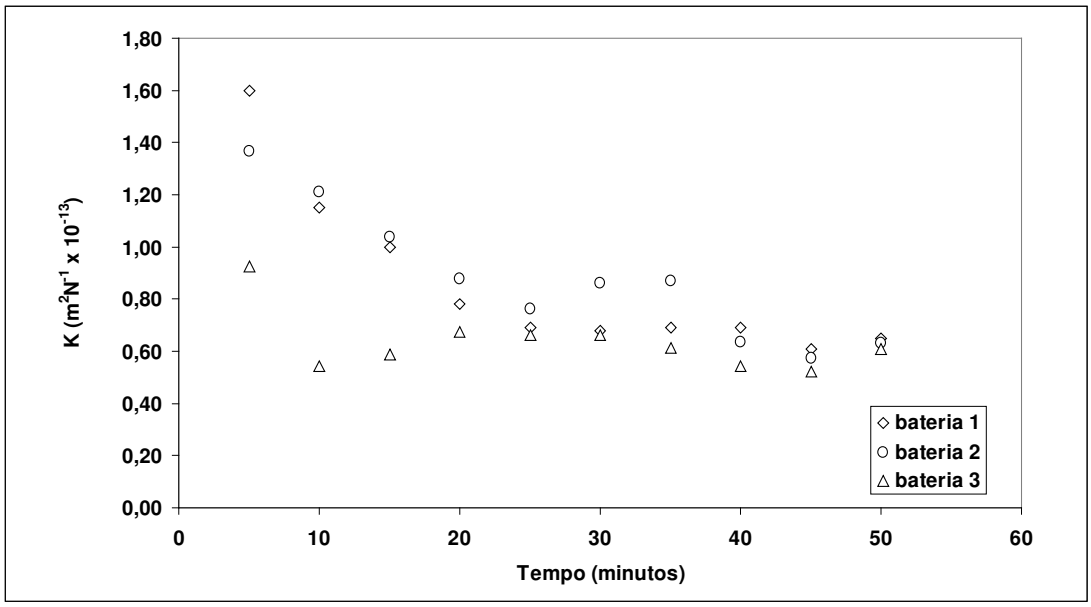

Figura 4.63 - Curvas de coeficiente de desgaste em função do tempo. Amostra M3,5 450 HV.

4.2.7 – Conformidade geométrica das marcas de desgaste geradas na microabrasão

A importância da avaliação da forma geométrica das marcas de desgaste geradas no ensaio de microabrasão se deve ao método do cálculo do volume de desgaste que pondera que a esfera consegue impor uma forma esférica na marca desgaste. Portanto, é suficiente medir a profundidade ou o diâmetro da calota esférica para obtenção do volume de material desgastado. No entanto, estudos de Trezona e Hutchings (1999) têm mostrado que ensaios

realizados com materiais mais moles que o contra-corpo levaram à formação de uma região de forma anular mais rugosa que o centro da marca de desgaste. A forma geométrica esférica estaria, então, na parte inscrita desta região anular rugosa. As medições do diâmetro da calota para calcular o volume de desgaste devem ser efetuadas a partir da interface da região anular e a região central da marca de desgaste (FIGURA 4.64) e (FIGURA 4.65).

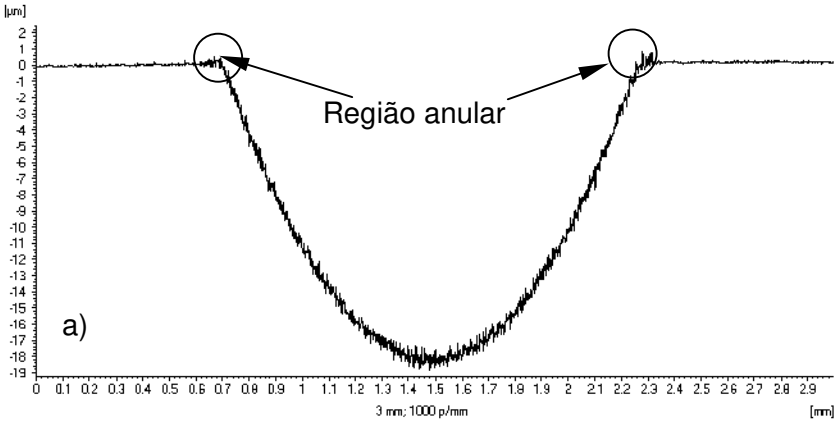

Figura 4.64 - Marca de desgaste de um ensaio de microabrasão. Identifica-se a região que delimita a transição entre a calota esférica e a borda da amostra.

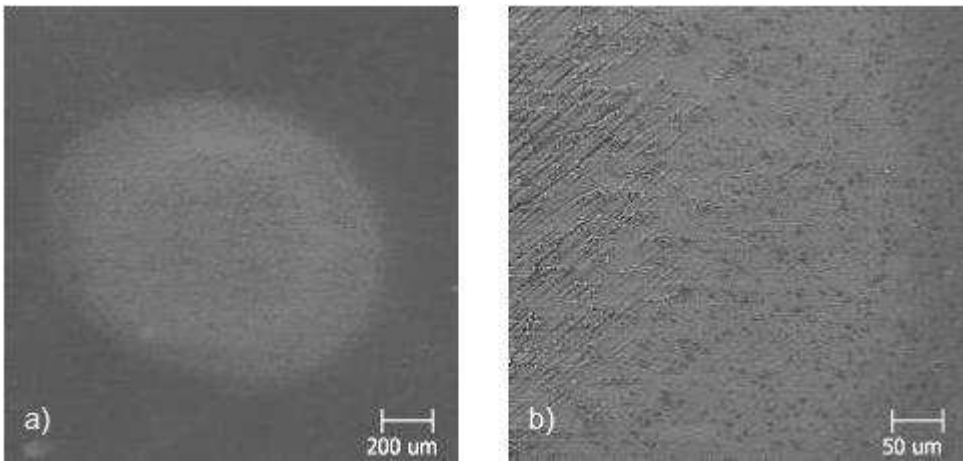

Figura 4.65 - a) calota da amostra M5 550 HV. b) Região de transição entre os mecanismos de desgaste.

A esfera utilizada nos ensaios deste trabalho possui uma dureza superior ou semelhante à das ligas estudadas. Isto favorece o aparecimento da região anular em volta

da marca desgaste. No caso das marcas de desgaste obtidas neste trabalho, a distinção pôde ser notada pela modificação do mecanismo de desgaste. A região anular mais rugosa apresentou um mecanismo de desgaste abrasivo por rolamento de partículas. A região que deveria apresentar uma forma da calota esférica teve um mecanismo de desgaste abrasivo por deslizamento de partículas (FIGURA 4.65). Desta forma, o diâmetro da calota foi distinguido e medido através deste princípio.

Outro fator importante relacionado com a forma geométrica está ligado com os parâmetros tribológicos (carga normal elevada e baixa concentração de abrasivos na lama) adotados. Estudos de Trezona e Hutchings (1999) mostraram que tais parâmetros podem levar a um processo de desgaste no qual a esfera entra em contato direto com a marca desgaste. A lama abrasiva não atua como agente separação entre os dois elementos. Os abrasivos que conseguem entrar no sistema esfera/amostra causam a formação de sulcos profundos. O crescimento destes sulcos conduz a formação de estruturas semelhantes a cordilheiras no interior da marca de desgaste, “ridges” em inglês, que possuem sua maior extensão paralela à direção de deslizamento às partículas abrasivas. Estas estruturas passam a sustentar a esfera em rotação, diminuindo a atuação dos abrasivos. Para tentar impedir a formação destas estruturas deve ser encontrado um método que aumente o aprisionamento das partículas abrasivas na esfera utilizada nos ensaios.

Deste modo, a avaliação da forma da marca desgaste obtida nos ensaios deste trabalho busca investigar a formação das calotas esféricas e da eventual presença das cordilheiras no interior das mesmas.

Pode se observar que as amostras com menor quantidade de carbonetos (FIGURA 4.66) apresentaram menor desvio-padrão, indicando uma melhor aproximação com a forma esférica. No entanto, de acordo com os valores de desvio-padrão e mesmo o aspecto dos perfis da topografia das marcas de desgaste das ligas com carbonetos (FIGURA 4.67), pode-se afirmar que a conformidade geométrica das marcas de desgaste permite o uso da equação para o cálculo do volume desgaste.

Também se observa que as marcas de desgaste das amostras com presença de carbonetos tinham maior rugosidade (FIGURA 4.67).

Os picos observados nos perfis de rugosidade não apresentaram grande largura, o que caracterizaria a presença das cordilheiras formadas devido aos parâmetros tribológicos dos ensaios. A altura considerável dos mesmos se deve ao efeito da anamorfose da topografia lidas pelo interferômetro. Porém, a visualização dos picos por esta análise ainda não garante a ausência das cordilheiras. Por isto, foi necessário observar as calotas esféricas através de microscopia eletrônica para garantir a ausência das cordilheiras.

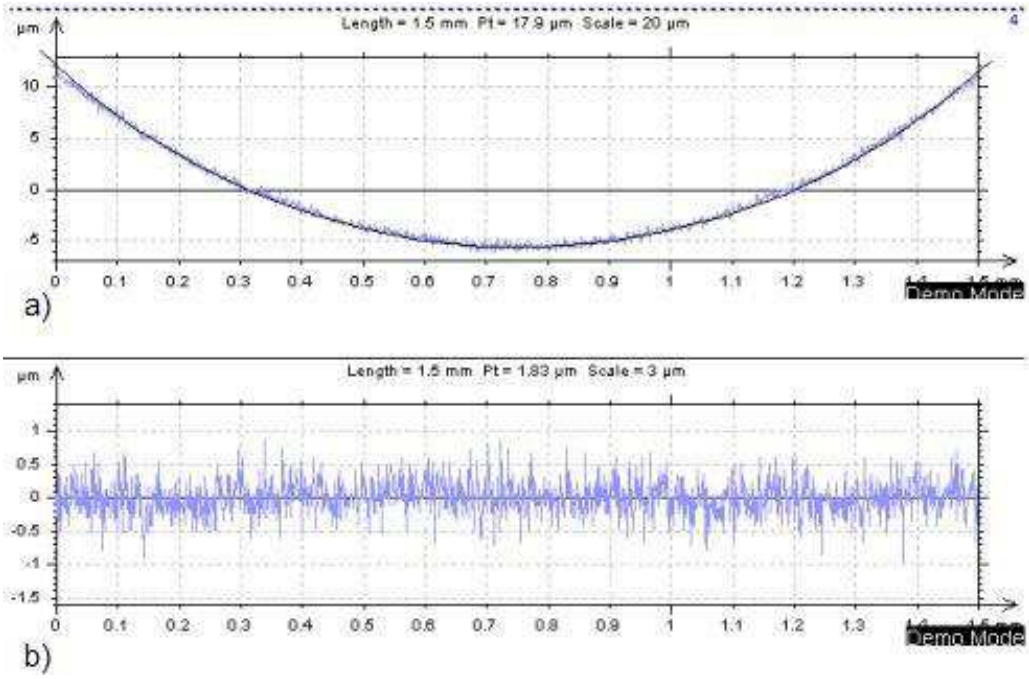

Figura 4.66 - Marca de desgaste da amostra matriz 650 HV. a) Calota de desgaste. b) Perfil de rugosidade depois da remoção da forma.

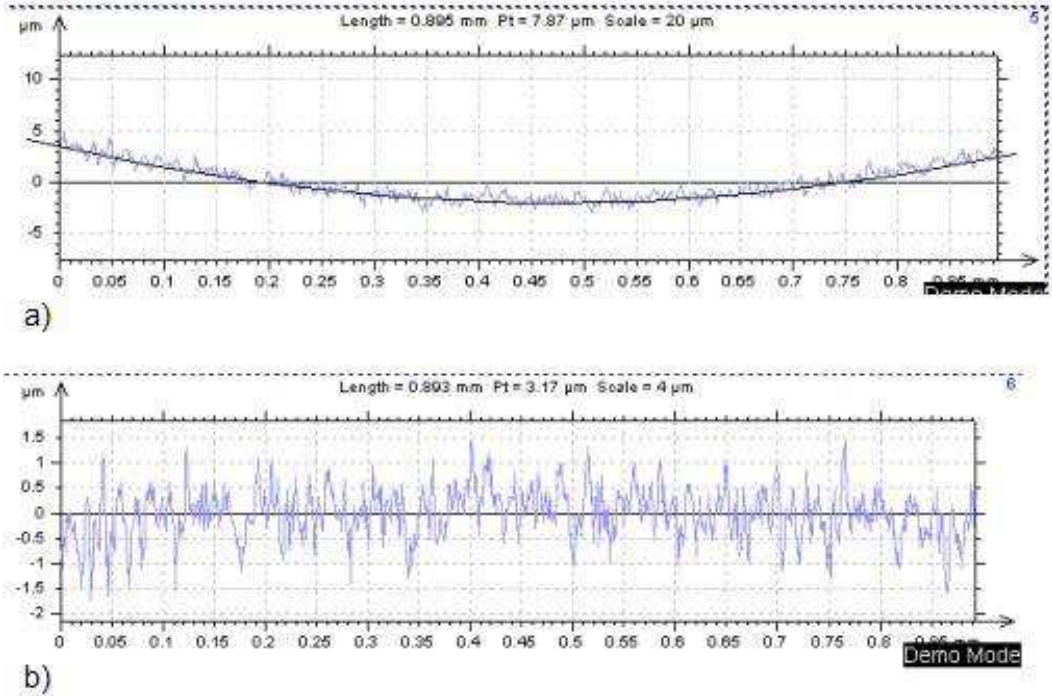

Figura 4.67 - Marca de desgaste da amostra da liga V8. a) Calota de desgaste. b) Perfil de rugosidade depois da remoção da forma.

A análise das marcas de desgaste no MEV indicou a ausência das cordilheiras, validando as condições que os ensaios foram realizados (FIGURA 4.68).

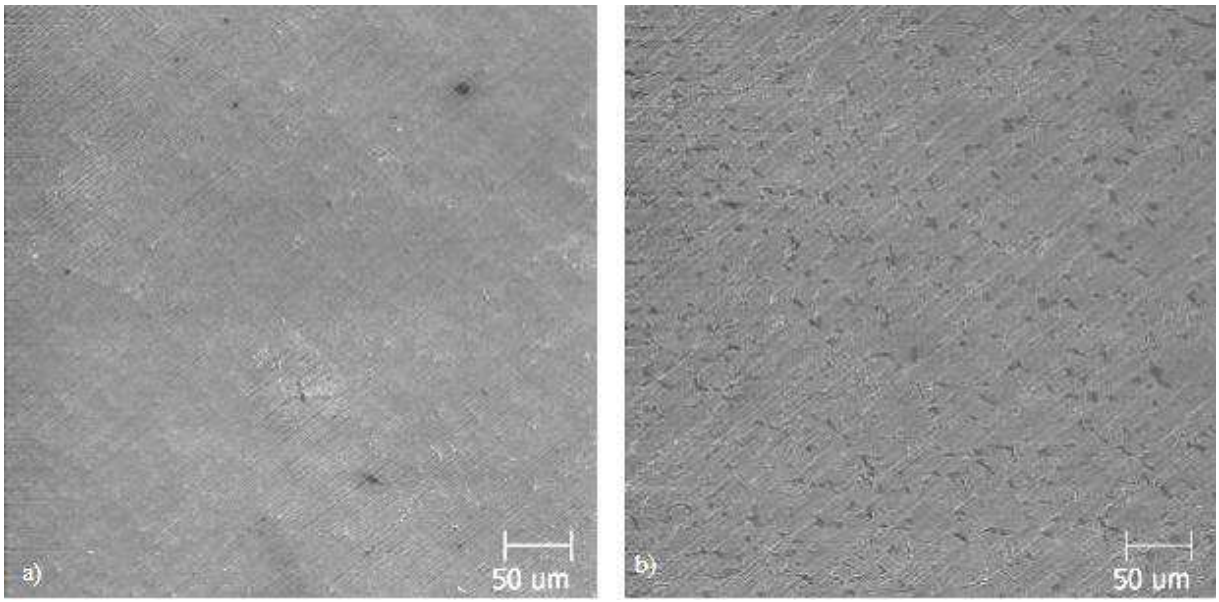

Figura 4.68 - Marcas de desgaste. a) Matriz 650 HV. b) V6,5 650 HV.

4.2.8 – Resultados dos ensaios e mecanismos de desgaste da microabrasão

Os valores dos coeficientes de desgaste abrasivo (K) variavam em função da dureza nominal da matriz e dos parâmetros microestruturais relacionados aos carbonetos eutéticos (FIGURA 4.69).

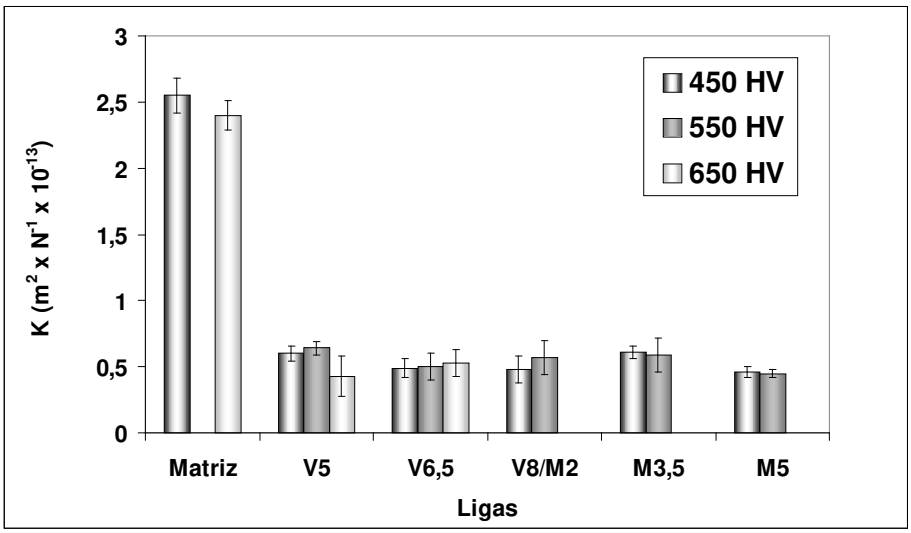

Figura 4.69 - Coeficiente de desgaste abrasivo das ligas ferrosas multicomponentes estudadas neste trabalho.

Os resultados de K foram analisados estatisticamente. Inicialmente, verificaram-se quais resultados das ligas possuíam ou não uma distribuição normal. Posteriormente, utilizou-se testes de hipótese nula (condição de distribuição normal atendida) ou teste de sinais (testes não-paramétricos) para comparar os valores de K.

As ligas matriz apresentaram coeficiente de desgaste muito mais elevado do que as ligas ferrosas multicomponentes com carbonetos eutéticos (FIGURA 4.69). Isto indica que a presença de fases secundárias duras nos ensaios de desgaste de microabrasão, com os parâmetros tribológicos adotados neste trabalho, melhora a resistência à abrasão. Resultado semelhante foi encontrado por Badisch e Mitterer (2003), onde uma liga de aço rápido, processada por metalurgia do pó, com adição de carbonetos MC e M_6C, apresentaram maior resistência ao desgaste do que a mesma liga sem a presença destes carbonetos.

A variação da dureza da matriz em cada liga não influenciou no coeficiente de desgaste abrasivo (TABELA 4.6). Uma única exceção foi o conjunto das ligas V5. A liga V5 de matriz de dureza nominal de 650 HV apresentou uma resistência ao desgaste abrasivo ligeiramente superior em relação às ligas com composição química semelhante.

Tabela 4.6 – Relação entre a dureza do abrasivo e da liga ferrosa multicomponente e o coeficiente de desgaste abrasivo.

LIGA (DUREZA MATRIZ)	HV 40 kgf	DUREZA SiO_2 / LIGA	K (m^2 x N^{-1} x 10^{-13})
V6,5 650	772 ± 28	1,63	0,53 ± 0,10
V5 650	744 ± 27	1,69	0,43 ± 0,15
V8 550	682 ± 23	1,85	0,57 ± 0,13
V5 550	630 ± 25	2,00	0,64 ± 0,05
Matriz 650	629 ± 34	2,00	2,4 ± 0,11
V6,5 550	614 ± 10	2,05	0,5 ± 0,10
M5 550	606 ± 12	2,08	0,45 ± 0,03
M3,5 550	606 ± 14	2,08	0,59 ± 0,13
V5 450	566 ± 18	2,23	0,6 ± 0,06
M3,5 450	528 ± 20	2,39	0,61 ± 0,05
M2 450	496 ± 23	2,54	0,48 ± 0,1
V6,5 450	486 ± 9	2,59	0,49 ± 0,07
M5 450	485 ± 16	2,60	0,46 ± 0,04
Matriz 450	452 ± 23	2,79	2,55 ± 0,13

A relação entre a dureza das partículas abrasivas e das ligas estudadas neste trabalho (FIGURA 4.70) permite classificar o regime de desgaste abrasivo neste tribosistema como severo, como estabelecido por Zum Ghar (1998).

A dureza da sílica é maior em relação às ligas livres de carbonetos eutéticos matriz 450 e matriz 650, dureza HV 452 e HV 629 respectivamente, caracterizando o tribosistema como severo. Nas ligas com carbonetos eutéticos, a dureza da sílica é menor do que dos carbonetos e maior do que a matriz. Portanto, o tribosistema encontra-se no regime severo. A manutenção do regime de desgaste apenas nesta região estabelece que a dureza do material desgastado influencia pouco no coeficiente de desgaste (Figura 4.70). Pode-se observar também que o valor do coeficiente de desgaste abrasivo das ligas sem carbonetos eutéticos é muito superior ao das ligas com estas microestruturas.

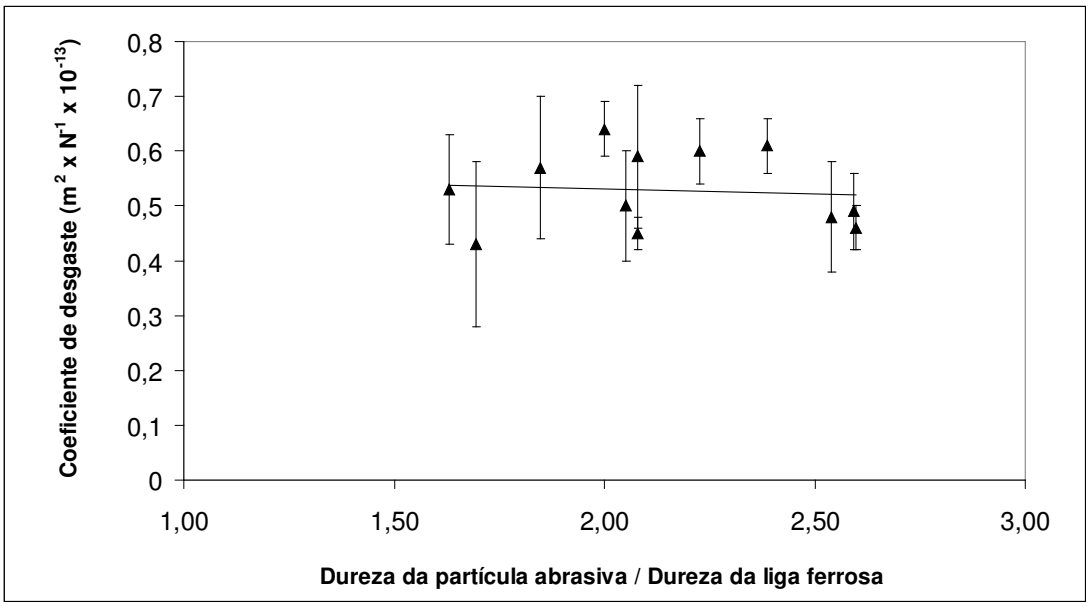

Figura 4.70 - Coeficiente de desgaste abrasivo em função da relação entre a dureza da partícula abrasiva e das ligas ferrosas com carbonetos eutéticos.

Nas ligas da família V, a menor quantidade de vanádio nas ligas V5 mais macias conduziu a perda de volume de material maior do que nas ligas mais ricas neste elemento, com exceção para liga V5 650 HV (FIGURA 4.69).

No caso das ligas da família M, as ligas M3,5 tiveram um desempenho ligeiramente pior quando comparadas com as outras ligas, com efeito, mais destacado para análise nas ligas com matriz de dureza 450 HV (FIGURA 4.69).

A influência da microestrutura no tribosistema em que as ligas foram ensaiadas é complexa e não muito clara como será mostrado na seqüência.

O aumento da quantidade total de carbonetos eutéticos e de carbonetos MC eutéticos (FIGURA 4.71) levou uma ligeira tendência na melhora da resistência ao desgaste abrasivo para as ligas da família V de dureza nominal HV 450 e HV 550. Nas ligas da família V mais duras (HV 650), o aumento da quantidade de carbonetos não trouxe melhoria na resistência ao desgaste abrasivo.

Os carbonetos eutéticos M_2C diminuem a resistência ao desgaste abrasivo quando aumenta a presença dos mesmos para as ligas de dureza nominal de HV 450 e HV 550. E novamente, as ligas da família V mais duras não sofrem influência deste tipo de carboneto também (FIGURA 4.71).

Nas ligas da família M, o coeficiente de desgaste apresentou um aumento inicial e posteriormente um decréscimo na medida em que se aumentou a porcentagem volumétrica total de carbonetos nas ligas mais moles desta família. Por outro lado, as mesmas ligas com a matriz de dureza nominal em HV 550 obtiveram uma ligeira melhora na resistência ao desgaste (FIGURA 4.72).

O aumento da porcentagem volumétrica de carbonetos MC eutéticos causou uma pequena diminuição no coeficiente de desgaste nas ligas da família M com dureza nominal HV 450 na matriz. No entanto, estas ligas com a matriz mais dura sofrem uma pequena diminuição no coeficiente de desgaste com a maior quantidade de carbonetos MC e em seguida um aumento (FIGURA 4.72).

As ligas matriz apresentam riscos abrasivos paralelos (FIGURA 4.73) e em maior quantidade quando comparadas com outras ligas. Isto justifica a maior taxa de desgaste das ligas matriz em relação às ligas com carbonetos eutéticos. Observa-se também que as larguras dos riscos abrasivos possuem uma dimensão aproximada das partículas abrasivas medidas atuantes no processo.

É possível concluir que o coeficiente de desgaste nas ligas estudadas neste trabalho é pouco sensível à fração volumétrica total de carbonetos eutéticos. O aumento na quantidade de carbonetos MC melhora ligeiramente a resistência ao desgaste. Os carbonetos M_2C possuem um efeito contrário. Este resultado pode ser justificado pela maior dureza dos carbonetos MC, que são mais duros em relação às partículas de sílica. Em resumo, a correlação entre os parâmetros microestruturais da ligas estudadas neste trabalho com o coeficiente de desgaste abrasivo não é simples.

O mecanismo de desgaste apresentado nas ligas com carbonetos eutéticos ensaiadas constitui de riscos abrasivos paralelos e na direção de rolamento da esfera, indicando um processo de deslizamento de partículas abrasivas. Os carbonetos eutéticos conseguem atuar no movimento destas partículas, alterando ou interrompendo as trajetórias de deslizamento, no caso dos carbonetos MC (FIGURA 4.74). Por sua vez, os carbonetos

M_2C, com a dureza mais próxima da sílica, diminuíram as dimensões dos riscos abrasivos gerados pelas partículas de sílica (FIGURA 4.75).

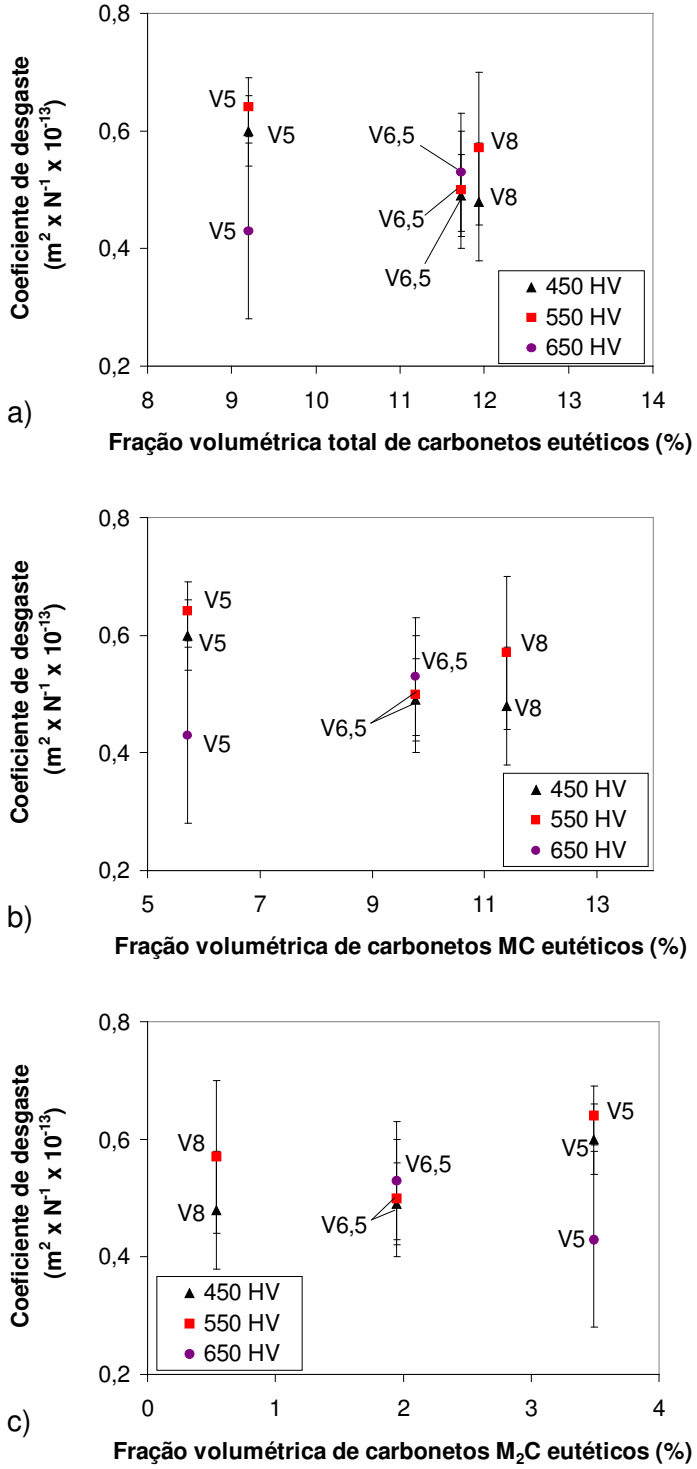

Figura 4.71 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre o coeficiente de desgaste abrasivo nas ligas da família V. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C.

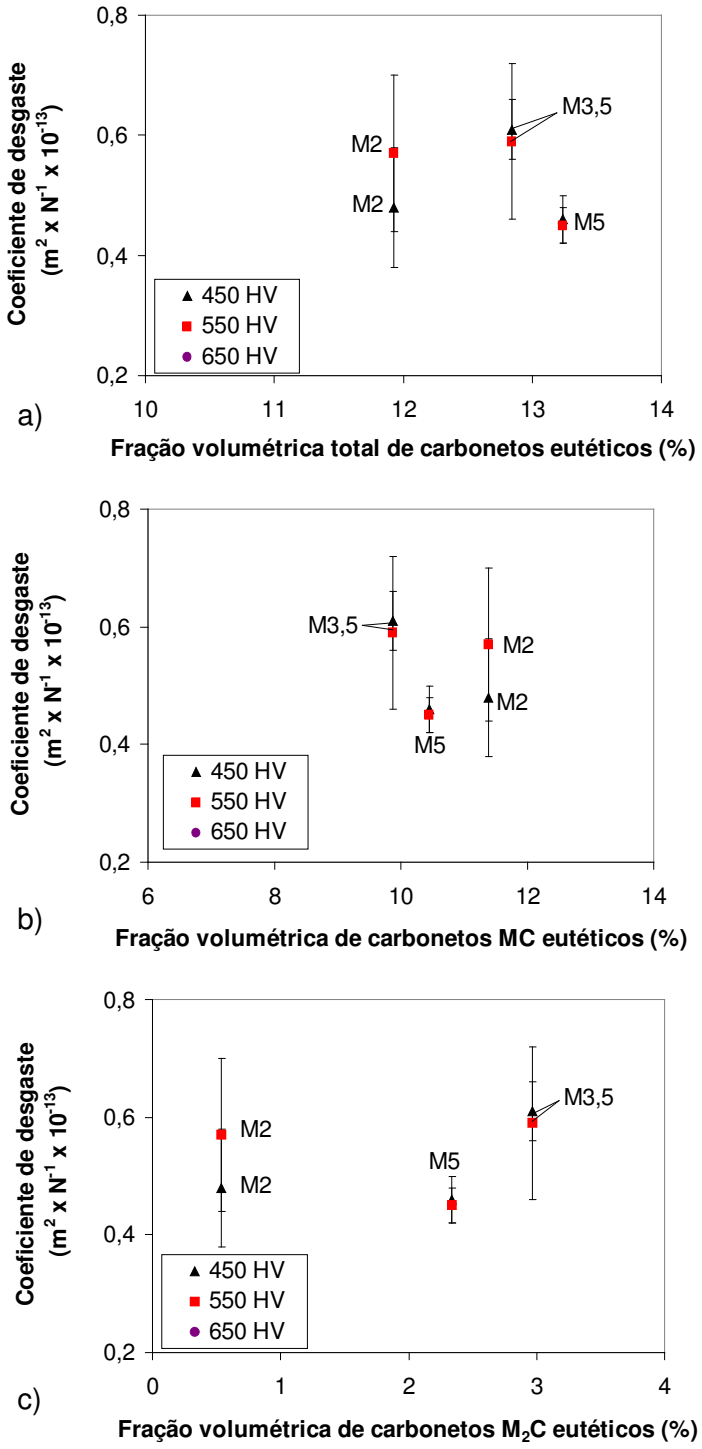

Figura 4.72 - Influência da fração volumétrica de carbonetos eutéticos sobre o coeficiente de desgaste abrasivo nas ligas da família M. a) Total de carbonetos. b) Carbonetos MC. c) Carbonetos M_2C.

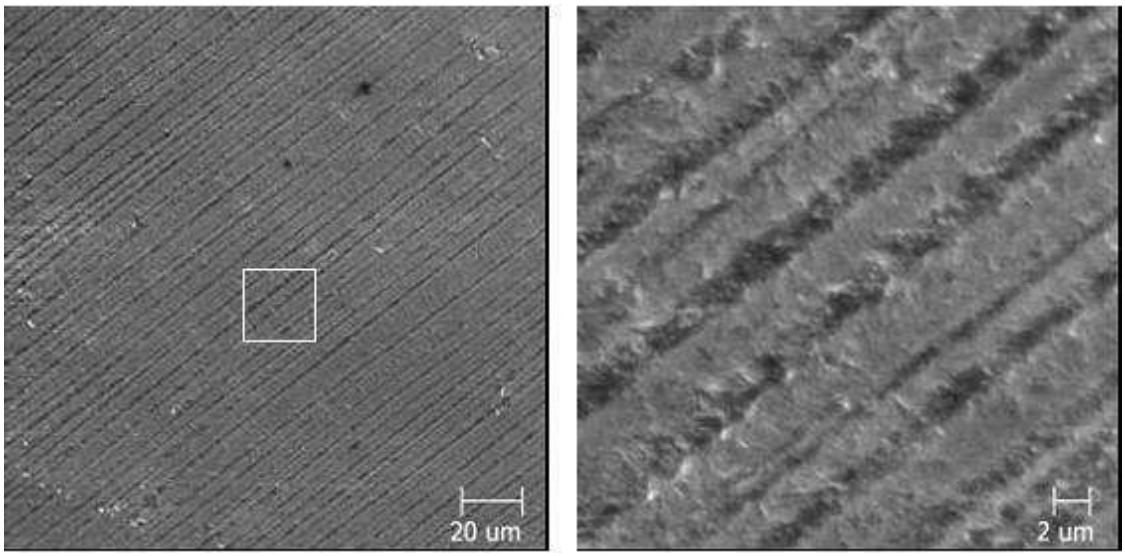

Figura 4.73 - Marca de desgaste da liga matriz 650 HV.

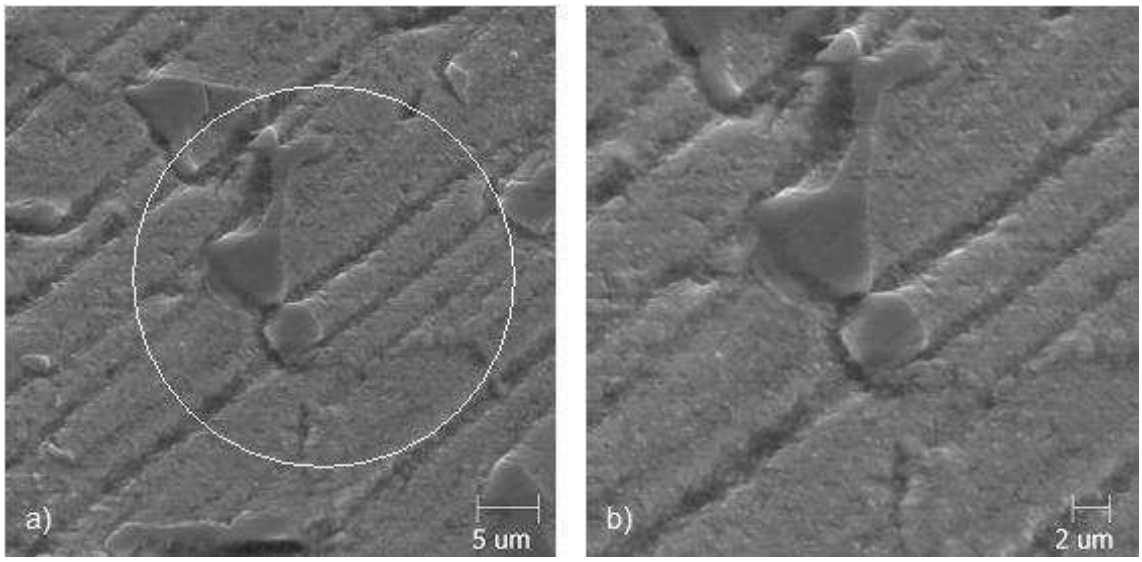

Figura 4.74 - Marca de desgaste na liga V6,5 650 HV. a) Riscos de abrasão. b) Detalhe da mudança de trajetória dos abrasivos.

Observou-se que as partículas abrasivas podem facilmente desgastar a matriz metálica em algumas ligas estudadas neste trabalho, diminuindo o suporte mecânico dos carbonetos e causando fratura nos mesmos (Zum Ghar, 1987) e (Hutchings, 1992), fato observado na análise do mecanismo de desgaste das ligas ensaiadas (FIGURA 4.76). Por causa disso, a adesão na interface entre carbonetos e matriz metálica é outra variável importante a ser considerada.

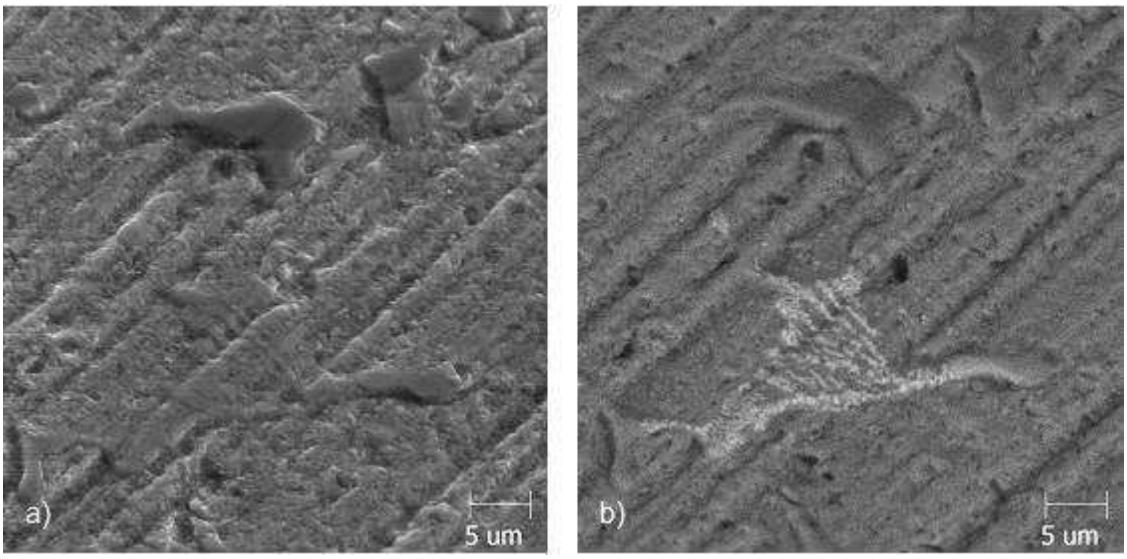

Figura 4.75 - Marca de desgaste na liga V6,5 650 HV. a) Riscos de abrasão. b) Elétrons retro-espalhados de a), diminuição da largura do risco de abrasão.

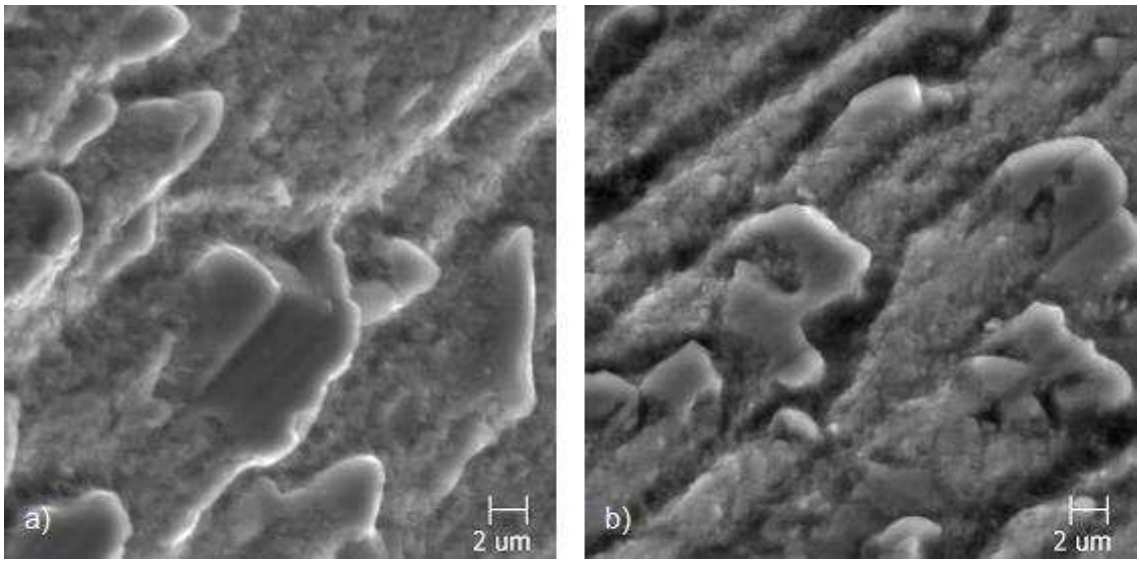

Figura 4.76 - Fratura nos carbonetos eutéticos MC. a) Liga M5 450. B) Liga M5 550.

As ligas V5 e M3,5 possuem os menores carbonetos MC, sugerindo que este fato possa ser um dos fatores que explica o maior coeficiente de desgaste nestas ligas. Além disso, os carbonetos MC na liga V5 estão mais distantes entre si do que em relação às outras ligas desta família (FIGURA 4.77). Os dois fatores podem explicar a menor resistência ao desgaste desta liga quando a matriz tem dureza nominal de HV 450 e 550.

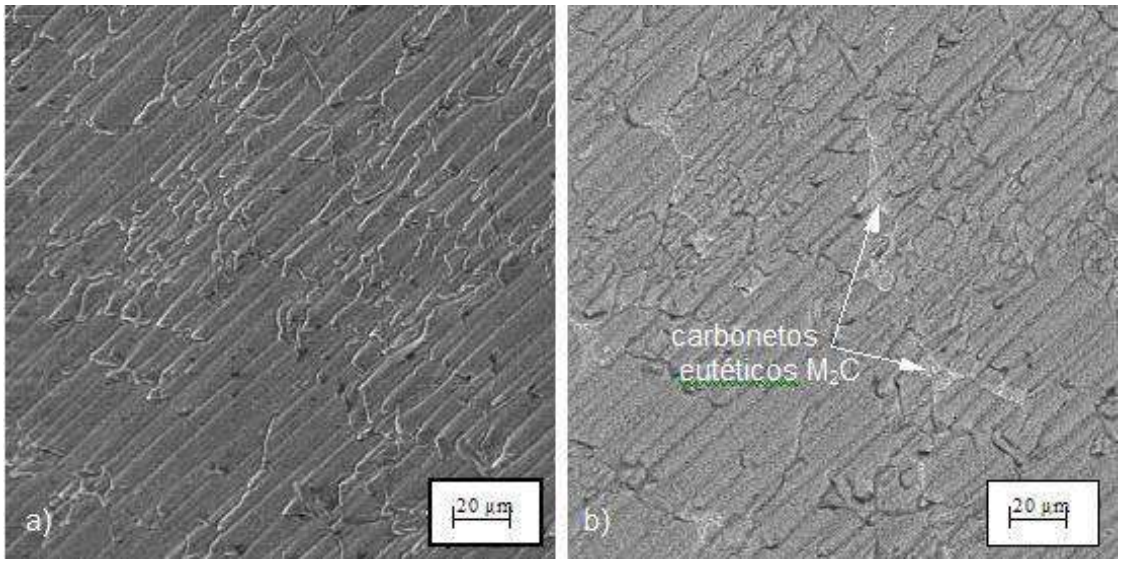

Figura 4.77 - Marca de desgaste na liga V5 550. a) Elétrons secundários. b) Elétrons retro-espalhados.

Pode-se observar que o número de riscos abrasivos na marca de desgaste na liga V5 550 foi superior ao das ligas mais resistentes.

A menor quantidade de carbonetos e a maior distância entre os carbonetos MC nas ligas V5 com a matriz de dureza nominal de HV 450 e HV 550 pode favorecer uma remoção maior de material da matriz através da fadiga mecânica por acúmulo de eventos de abrasão.

O coeficiente de desgaste abrasivo nas ligas V5 650 e V6,5 650 não sofreu influência do tamanho e da distância entre os carbonetos eutéticos. Este fato pode ser explicado justamente pela dureza mais elevada da matriz nestas ligas. A matriz sofreria menos o efeito abrasivo das partículas de sílica. Isto pode ser observado nas fotos dos mecanismos de desgaste das ligas V6,5 com dureza HV 450 e HV 650. As regiões da matriz metálica entre os sulcos de desgaste formados parecem sofrer menos o efeito da deformação plástica na liga mais dura (FIGURA 4.78). O aspecto da matriz metálica na liga mais macia apresentou um dano maior ocasionado pela fadiga mecânica oriunda das interações múltiplas dos abrasivos sobre a matriz (FIGURA 4.78).

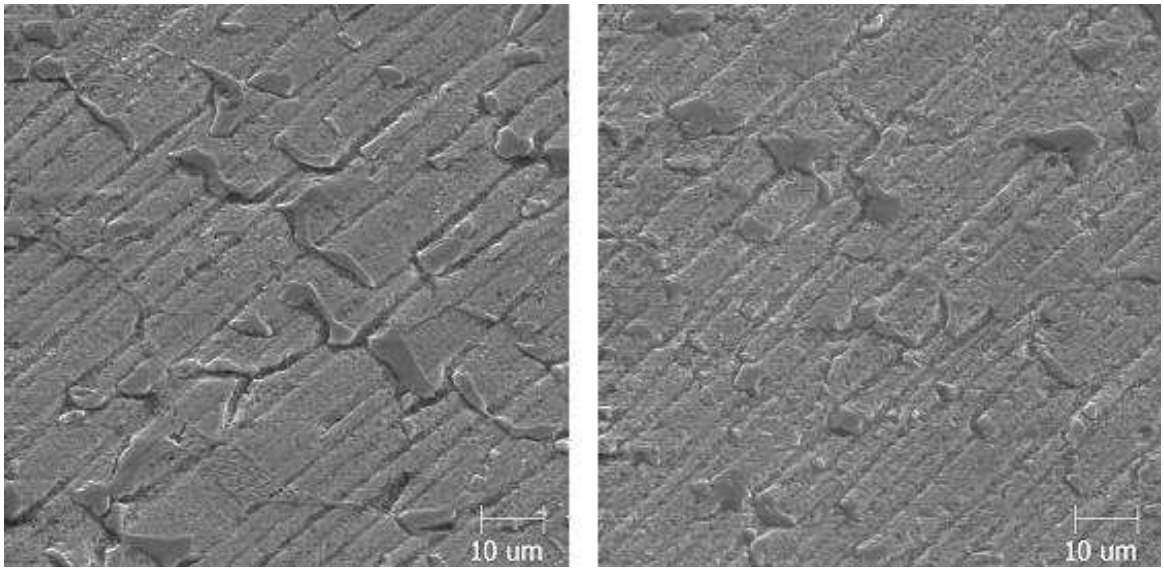

Figura 4.78 - Marcas de desgaste. a) Liga V6,5 650. b) Liga V6,5 450.

Apesar dos carbonetos MC na liga V8 serem maiores e estarem em maior quantidade do que nas ligas V6,5, M3,5 e M5, com dureza nominal da matriz igual a HV 550, o caminho livre médio entre estes carbonetos na primeira liga é maior, o que pode justificar a maior taxa de desgaste desta liga, mesmo com a maior presença de carbonetos eutéticos MC.

Pode-se atribuir a maior resistência à abrasão nas ligas M5 à menor distância entre os carbonetos MC nas ligas da família M. Além disso, a quantidade e o tamanho dos carbonetos MC nestas ligas também são fatores que contribuem para menor taxa de desgaste.

Apesar das ligas M5 obterem coeficiente de desgaste semelhante estatisticamente, as marcas de desgaste apresentam morfologia diferente (FIGURA 4.79). Os sulcos de desgaste na liga mais dura são mais pronunciados e a matriz menos desgastada. É provável que na liga com matriz mais macia houve maior remoção de material. A remoção de material das regiões da matriz contribuiu para diminuir o suporte que a mesma proporcionava aos carbonetos eutéticos, gerando o aspecto observado nas marcas de desgaste.

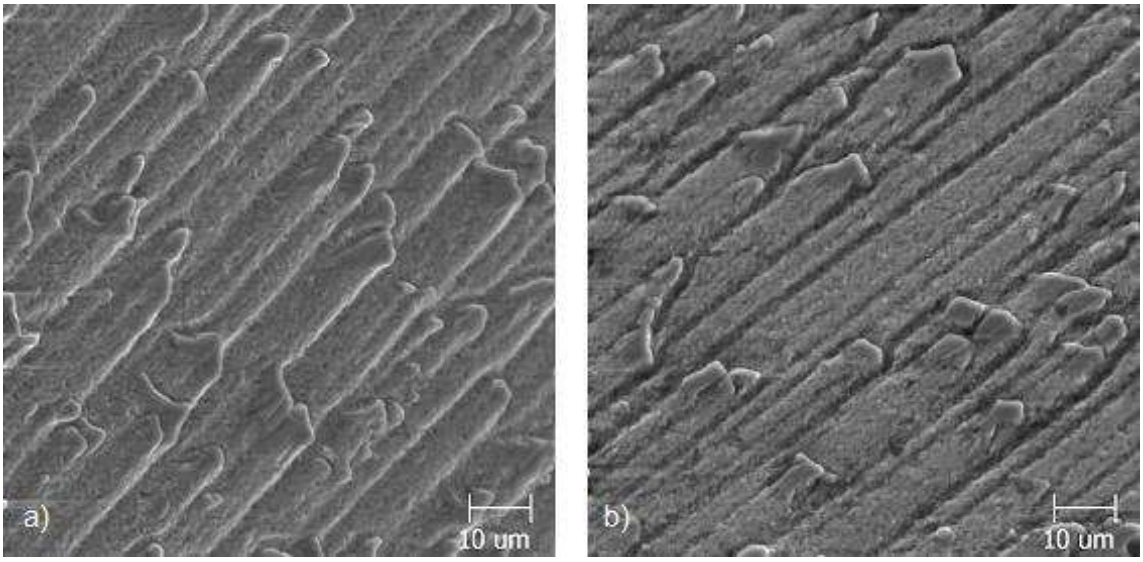

Figura 4.79 - Marcas de desgaste. a) Liga M5 450. b) Liga M5 550

Em relação ao estudo do desgaste abrasivo nas ligas estudadas neste trabalho, observou-se que o coeficiente de desgaste abrasivo foi muito pouco influenciado pela natureza e a quantidade de carbonetos eutéticos, assim como pelo aumento da dureza nominal da matriz. No entanto, a ausência de carbonetos eutéticos causou um aumento considerável no coeficiente de desgaste abrasivo.

Portanto, o aumento da adição de elementos de liga, com o conseqüente aumento do custo metalúrgico da liga, com o objetivo de aumentar a quantidade de carbonetos eutéticos nos níveis mensurados neste trabalho não trará benefícios na resistência ao desgaste por abrasão nos cilindros de laminação.

Da mesma maneira, o aumento da dureza nominal da matriz via variação dos tratamentos térmicos, não levou a uma melhoria na resistência ao desgaste por abrasão. No entanto, os efeitos da dureza nominal da matriz sobre o desgaste por deslizamento são significativos e a otimização dos tratamentos térmicos deve ser adotada para aprimorar a performance dos cilindros de laminação fabricados com estes tipos de ligas metálicas.

Capítulo V

Conclusão

Os resultados encontrados nos ensaios de desgaste por deslizamento neste trabalho permitem chegar às seguintes conclusões mais relevantes:

I. O atrito aparente no deslizamento quase não é afetado pela quantidade e distribuição dos carbonetos eutéticos.
II. A ausência de carbonetos eutéticos na matriz prejudica a resistência ao desgaste das ligas ferrosas multicomponentes.
III. O aumento da dureza nominal da matriz nas ligas da família V e M aumenta a resistência ao desgaste. Os tratamentos térmicos a serem realizados nestas ligas para confecção de cilindros de laminação devem buscar o ajuste da dureza nominal da matriz para valores que diminuam a diferença de dureza entre esta e os carbonetos eutéticos.
IV. Houve uma ligeira melhoria na resistência ao desgaste nas ligas da família M com matriz mais macia com o aumento da quantidade de carbonetos. No caso das ligas com a matriz mais dura, o aumento da quantidade de carbonetos levou a uma menor resistência ao desgaste.
V. As ligas da família V de matriz igual a 650 HV apresentaram menor formação de riscos de abrasão e arrancamento de carbonetos eutéticos do que as ligas V de matrizes mais macias e das ligas da família M. Além disso, a formação de compostos triboquímicos, de origem comprovada dos fragmentos de desgaste das ligas e das esferas de Si_3N_4, aconteceu em menor escala nas ligas mais duras.

Os resultados encontrados nos ensaios microabrasão neste trabalho permitem chegar às seguintes conclusões mais relevantes:

I. A ausência de carbonetos nas ligas matriz causou uma taxa de desgaste mais alta na microabrasão do que as ligas com carbonetos.
II. A relação entre os parâmetros microestruturais (dureza nominal da matriz e quantidade e morfologia dos carbonetos eutéticos) e o coeficiente de desgaste abrasivo nos ensaios de microabrasão nas ligas ferrosas estudadas neste trabalho é muito pequena.
III. O mecanismo de desgaste predominante foi abrasão por deslizamento de partículas abrasivas (desgaste abrasivo por dois corpos). A remoção de material das matrizes diminuiu a sustentação mecânica dos carbonetos, o que possibilitou a fratura e arrancamento dos carbonetos eutéticos.

Em resumo, pode se chegar à conclusão que o comportamento tribológico das ligas estudadas nas condições de ensaios deste trabalho dependem muito mais da dureza da matriz metálica, em destaque o desgaste por deslizamento, do que na quantidade e tipo de carbonetos eutéticos.

Capítulo VI

Trabalhos futuros

Os ensaios realizados neste trabalho abriram as possibilidades de avaliar o comportamento tribológico de ligas ferrosas multicomponentes nos seguintes assuntos:

I. Um estudo do comportamento mecânico das regiões abaixo das marcas de desgaste obtidas após os testes de desgaste por deslizamento pode ser realizado com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura acoplado com um equipamento de feixe de íons focalizados (FIB).
II. A realização de ensaios de desgaste por deslizamento utilizando-se outros materiais cerâmicos duros como contra-corpo (por exemplo, alumina) é interessante para avaliar o mecanismo de transferência de material durante o desgaste por deslizamento.
III. Os mecanismos de desgaste encontrados na microabrasão podem ser simulados num dispositivo de geração de multi-eventos de desgaste por abrasão, montado no laboratório de Tribologia e Materiais, para comparar com os resultados encontrados com os testes de microabrasão.

Capítulo VII

Referências bibliográficas

BADISCH, E., MITTERER, C. Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance. **Tribology International**, v. 36, p. 765-770, 2003.

BARBETTA, P., A., BORNIA, A., C., REIS, M. M. **Estatística para Cursos de Engenharia e Informática.** Editora Atlas, 2004. cap. 10: Testes não paramétricos.

BATCHELOR, A., W., STACHOWIAK, G., W., CAMERON, A. The relationship between oxide films and the wear of steels. **Wear**, v. 113, p. 203-223, 1986.

BLAU, P., J. Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals. **Wear**, v. 72, p. 55-66, 1981.

BOCCALINI Jr., M., GOLDENSTEIN, H. Solidification of high speed steels. **International Materials Reviews**, v. 46, n. 2, p. 92-115, 2001.

CHEN, He-XING et al. Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. **Wear.** [S.I.], n. 166, p. 197-201, january 1993.

COLÁS, R. et al. Damage in hot rolling work rolls. **Wear,** v.230, p. 56-60, 1999.

CORNÉLIO, G., T., SINATORA, A., GUIMARÃES, V., A. Correlação entre a resistência ao desgaste abrasivo e a microestrutura de materiais fundidos empregados em cilindros de laminadores. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 59., 2004, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004. p. 4296-4305.

Da Silva, C., R., S. **Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes.** 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Politécnica-USP.

Da Silva, C., R., S., Jr., BOCCALINI, M. Thermal fatigue of high speed steels for rolls. In: ABRASION 2005 - ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2., 2005, São Paulo. **Proceedings of International Conference.** São Paulo : Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 93-106.

De BARBADILLO, J., TROZZI, C. J. Mechanisms of banding in hot strip mill work rolls. **Iron and Steel Engineer**, p. 63-72, January 1981.

De MELLO, J., D., B. **Structure Metallurgique et Caracterization de L'abrasion des Fontes Blanches au Chrome.** 1983. Doutorado em Metallurgie do Institut National Polytechique de Grenoble, INPG, França.

De MELLO, J., D., B., and HUTCHINGS, I., M. Effect of processing parameters on the surface durability of steam-oxidized sintered iron. **Wear**, v. 250, p. 435-448, 2001.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica.** Editora Guanabara Koogan, 1981, Rio de Janeiro, Brasil, p. 518-525.

DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of steels and cast irons.** Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004, Germany. Cap. 18-3, p.302-303: Tool steels and high speed steels.

Digital Surf Mountains Map Universal@.exe [CD-ROM]. 3.0.11. Digital Surf. France : 2001.

EL-RAKAYBY, A., M., MILLS, B. The role of primary carbides in the wear of high speed steels. **Wear**, v. 112, p. 327-340, 1986.

ERICKSON, L., C., HOGMARK, S. Case study – analysis of banded hot rolling rolls. **Wear**, v. 165, p. 231-235, 1993.

FRANCO, S. D., SINATORA, Amilton . Determinação da tenacidade à fratura de carbonetos M7C3 usando o método da indentação. In: 14. CBECIMAT, 1994, Aguas de Lindoia. **Anais...** 14. Congresso Brasileiro de Eng. e Ciências dos Materiais, 1994. p. 247-250.

GADELMAWLA, E., S., et al. Roughness Parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, p. 133-145, 2002.

GLASCOTT, J., STOTT, F., H., WOOD, G., C. The transition from severe to mild wear for Fe-12%Cr-base alloys at low temperatures. **Wear**, v. 97, p. 155-178, 1984.

HALLING, J. **Principles of tribology.** 2. ed. London : The Macmillan press Ltd, 1978. Cap. 4, p. 72-93 : Friction Theories.

HASHIMOTO, M., ODA, T., HOKIMOTO, K., KAWAKAMI, T., KURAHASHI, R. Development and application of high speed tool steel rolls in hot strip rolling. **Nippon Steel Technical Report**, n. 66, p. 82-90, July, 1995.

HUTCHINGS, I., M. **Tribology : friction and wear of engineering materials.** Great Britain : Arnold, 1992. Cap. 5, p. 77-122 : Sliding wear.

HWANG, K., C., LEE, S., LEE, H., C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls Part I: Microstructural analysis. **Materials Science and Engineering**, v. A254, p. 282-295, 1998.

JIANG, J., STOTT, F., H., STACK, M., M. A mathematical model for sliding wear of metals at elevated temperatures. **Wear**, v. 181-183, p. 30-31, 1995.

JIANG, J., STOTT, F., H., STACK, M., M. Some frictional features associated with the sliding wear of the nickel-base alloy N80A at temperatures to 250℃. **Wear**, v. 176, p. 185-194, 1994.

KATO, O., et al. Mechanisms of surface deterioration of roll for hot strip rolling. **ISIJ International**, v. 32, n.11, p. 1216-1220, 1992.

KIM, C., K., LEE, S., JUNG, JAE-YOUNG, AHN, S. Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforced with complex carbides. **Materials Science & Engineering A**, v. A349, p. 1-11, 2003.

LANTERI, V., et al. Black oxide film generation on work rolls and its effects on hot-rolling tribological characteristics. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STEEL ROLLING, 7., 1998, Chiba, Japan. **Proceedings of The…** Chiba, Japan : The Iron and Steel Institute of Japan., 1998. p. 423-428.

LEE, S., et al., Correlation of microstructure and fracture toughness in three high-speed steel rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 28A, p. 123-134, January, 1997.

LIM, S., C., ASHBY, M., F. Overview no. 55 wear-mechanism maps. **Acta Metallurgica**, v. 35, p. 1-24, 1987.

MATAMOROS, E., P. **Modelo de desgaste oxidativo baseado em parâmetros termodinâmicos.** 2002. p. 12-46. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Politécnica da Universidade de São Paulo.

MATSUBARA, Y., WU, H. –Q., SASAGURI, N. Solidification of Multi-alloyed white cast iron: type and morphology of carbides. **AFS Transactions**, n. 104, p. 103-108, 1996.

MATSUBARA, Y., BOCCALINI, M., J., SINATORA, A. Overview: high speed steels for hot rolling mill rolls. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSO E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 37., 2000, Curitiba. **Anais...** São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000. p. 587-596.

MATSUBARA, Y. et al. Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements. **Wear**, v. 250, p. 502-510, 2001.

MILAN, J., C., G., et al. Efeito da força normal no comportamento tribológico em alta temperatura de um aço rápido. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 58., 2003, Rio de

Janeiro. **Anais...** São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003. Cap. 5 – Desgaste p. 750-759.

MILAN, J., C., G., et al. Efeito da temperatura sobre o comportamento tribológico de ferros fundidos multi-componentes. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 39., 2002, Ouro Preto. **Anais...** São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.

MILAN, J., C., G., et al. Efeitos da oxidação sobre o comportamento tribológico de um aço-rápido. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 16., 2001, Uberlândia. **Proceedings of COBEM...** Uberlândia : Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2001. Tribology, v.3, p. 168-177.

MILAN, J., C., G. **Comportamento tribológico de aços rápidos para laminação a quente.** 2004a. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

MILAN, J., C., G., et al. Comportamento tribológico de materiais utilizados na confecção de cilindros de laminação a quente: uma nova metodologia de ensaio. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 41., 2004b, Joinville. **Anais...** São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004.

MUNTHER, P., LENARD, J., G. Tribology during hot, flat rolling of steels. In: CIRP, 1995, **Annals…** 1995. v. 44/1, p. 213-216.

OH, H, et al. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duocast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, p. 515-524, 2001.

PARK, J., W., LEE, H., C., LEE, S. Composition, microstructure, hardness, and wear properties of high speed steel rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, p. 399-409, 1999.

QUINN, T., F., J. Review of oxidational wear : Part I : The origins of oxidational wear. **Triboloy International**, v. 16, n. 5, p. 257-271, 1983.

PELIZZARRI, M., MOLINARI, A., STRAFFELINI. Tribological behaviour of hot rolling rolls. **Wear**, v. 259, p. 1281-1289, 2005.

PELIZZARRI, M., et al. Wear and friction behavior of high chromium iron and high speed steels for hot rolls. In: ABRASION 2005 - ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2., 2005, São Paulo. **Proceedings of International Conference.** São Paulo : Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 189-198.

RUTHERFORD, K., HUTCHINGS, I., M. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 25, p. 250-260, 1997.

SARE, I. R., ARNOLD, K. Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons. **Wear**, V. 131, p.15–38, 1989.

SINNAEVE, M. HSS work rolls for hot mill finishing stands: a real success story? In: ABRASION 2005 - ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2., 2005, São Paulo. **Proceedings of International Conference.** São Paulo : Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de São Paulo Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 107-128.

SKOCZYNSKI, R., J., WALMAG, G., BREYER, J., P. Improvement of the work roll performance on 2050 mm hot strip mill at Iscor flat steel products. In: SARUC CONFERENCE 2000, **Proceedings…** 2000. p. 71-77.

SKOCZYNSKI, R., J., WALMAG, G., BREYER, J., P. High speed steel rolls in the hot strip mill. In: SARUC CONFERENCE 1997, **Proceedings…** 1997. p. 1-15.

SO, H. The mechanism of oxidational wear. **Wear**, v. 184, p. 161-167, 1995.

SO, H., YU, D., S., CHUANG, C., Y. Formation and wear mechanism of tribo-oxides and the regime of oxidational wear of steel. **Wear**, v. 253 p. 1004-1015, 2002.

SPUZIC, S., et al. Wear of hot rolling mill rolls: an overview. **Wear**, 176, p. 261-271, 1994.

STACHOWIAK, G., W., BATCHELOR, A., W. **Engineering Tribology.** USA : Butterworth-Heinemann, 2001. Cap. 13, p.553-568: Corrosive and oxidative wear.

STOTT, F., H. The role of oxidation in the wear of alloys. **Triboloy International**, v. 31, n. 1-3, p. 61-71, 1998.

STOTT, F., H., GLASCOTT, J., WOOD, G., C. The influence of experimental variables on the development and maintenance of wear-protective oxides during sliding of high-temperature iron-base alloys. **Proc Instn Mech Engrs**, v. 199, p. 35-41, 1985.

STOTT, F., H., JORDAN, M., P. The effects of load and substrate hardness on the development and maintenance of wear-protective layers during sliding at elevated temperatures. **Wear**, v. 250, p. 391-400, 2001.

STOTT, F., H., WOOD, G., C. The influence of oxides on the friction and wear of alloys. **Tribolology International**, p.211-218, 1978.

SUH, N., P. The delamination theory of wear. **Wear**, v. 25, p. 111-124, 1973.

SULLIVAN, J., L., ATHWAL, S., S. Mild wear of a low alloy steel at temperatures up to 500 ℃. **Triboloy International**, v. 16, n. 3, p. 123-131, June, 1983.

TABRETT, C. P., SARE, I. R., GHOMASHCHI, M. R. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. **International Materials Reviews**, [S.I.], v. 41, n. 2, p. 59-83, 1996.

TREZONA, R.I., ALLSOPP, D.N., HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225-229, p. 205-214, 1999.

TREZONA, R.I., ALLSOPP, D.N., HUTCHINGS, I.M. Three-body abrasive wear testing of soft materials. **Wear**, v. 233-235, p. 209-211, 1999

VARDAVOULIAS, M. The role of hard second phases in the mild oxidational wear mechanism of high-speed steel-based materials. **Wear**, v. 173, p. 105-114, 1994.

WERGNE, C., BOHER, C., LEVAILLANT, C. Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process. **Wear**, v. 250, p. 322-333, 2001.

WANG, Y., LEI, T., LIU, J. Tribo-metallographic behavior of high carbon steels in dry sliding II. Microstructure and wear. **Wear**, v. 231, p. 12-19, 1999.

WERQUIN, J., C., BOCQUET, J. The new generation of spun cast rolls in high speed steels for hot strip mills. In: MSWP CONFERENCE, 34., **Proceedings…** ISS-AIME, 1993. v. 30, p. 135-151.

ZHOU, L, et al. Unlubricated sliding wear mechanism of fine ceramic Si3N4 against high-chromium cast iron. **Tribology International**, v. 27, n. 5, p. 349-357, 1994.

ZUM GHAR, K., -H. **Microstructure and Wear of Materials.** Netherlands : Elsevier Science Publishers, 1987. Cap. 6, p. 351-495: Sliding wear.