UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

**ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE UM REVESTIMENTO DURO OBTIDO
PELA DEPOSIÇÃO, POR SOLDAGEM,
DE UMA LIGA A BASE DE FERRO**

DEDALUS - Acervo - EESC

31100016414

CLEYTON FERNANDES FERRARINI

Dissertação apresentada à área de Interunidades de Ciência e Engenharia de Materiais dos Instituto de Física e Química e da Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Ciências e Engenharia de Materiais

ORIENTADORA: Prof^a. Dr^a. Lauralice de C. F. Canale

São Carlos
1998

Class.	73 CF 115
Cutt.	2126
Tombo	70181/98

0980689

**Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP**

F375a Ferrarini, Cleyton Fernandes
Análise da resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro obtido pela deposição, por soldagem, de uma liga a base de ferro / Cleyton Fernandes Ferrarini. -- São Carlos, 1998.

Dissertação (Mestrado). -- Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da EESC, IQSC e IFSC, Universidade de São Paulo, 1998.

Orientador: Prof^a. Dr^a. Lauralice de C. F. Canale.

1. Desgaste. 2. Abrasão. 3. Revestimento duro.
4. Liga a base de ferro. I. Título.

Area Interunidades

Ciência e Engenharia de Materiais

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL - 369

CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
CLEYTON FERNANDES FERRARINI APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE
SÃO PAULO, EM 05/05/1998

COMISSÃO JULGADORA:

Profa. Dra. Lauralice de C. F. Canale (EESC-SMT-USP)

Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes (EESC-SMT-USP)

Profa. Dra. Cecília Amélia C. Zavaglia (UNICAMP)

Que possam vir
aumentos de produtividade
com a **tecnologia**
mas,
nunca acompanhados de
perdas sociais como
o desemprego.

AGRADECIMENTOS

À Luralice de Campos Franceschini Canale, pela orientação e confiança durante a realização deste trabalho.

Ao Ovídeo Richard Crnkovic, pelo apoio e colaboração.

À Regina, Eliete, Elza, Alexandre, Eliezer, Pedro, Silvano, João, Alberto e Alcides, do Departamento de Materiais, pela atenção e colaboração.

Aos colegas pós-graduandos do Departamento de Materiais, pelo apoio.

À Wladerez, Marcelo e Gallo, do Instituto de Física da USP e ao "Militão" do DEMA da Universidade Federal, pela colaboração.

À ENGEMASA e a Mineração Jundú, pela cessão de material.

À CAPES, pelo apoio financeiro a este trabalho.

À minha família, pelo apoio e incentivo.

Ao Hiro e "Vitão", pela colaboração e amizade.

À Patrícia, por tudo.

SUMÁRIO

Lista de abreviaturas e símbolos.....	i
Lista de figuras.....	iii
Lista de tabelas.....	ix
Resumo.....	x
Abstract.....	xi

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	1
1.2. OBJETIVO	3

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
--------------------------------------	----------

2.1. TRIBOSSISTEMA.....	4
-------------------------	---

2.2. DESGASTE.....	5
2.2.1. Definição.....	5
2.2.2. Formas.....	8

2.3. DESGASTE ABRASIVO.....	10
2.3.1. Definição.....	10
2.3.2. Mecanismos de remoção de material.....	11
2.3.3. Classificação.....	13
2.3.4. Modelos analíticos.....	15

2.4. ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO.....	24
2.4.1. Ensaio do tipo "Roda de Borracha".....	25
2.4.2. Ensaio do tipo "Pino sobre fixa".....	27
2.4.3. Ensaio de Riscamento Elementar.....	28

2.4.4. Ensaio com Britador de Mandíbulas.....	30
2.4.5. Ensaio com Moinho de Bolas	31
2.4.6. Ensaio de Abrasividade de "Bond".....	32
 2.5. INFLUÊNCIA DAS PROPRIEDADES DO MATERIAL NO DESGASTE ABRASIVO	 33
2.5.1. Dureza.....	33
2.5.2. Tenacidade à fratura.....	39
2.5.3. Capacidade de deformação e encruamento.....	41
2.5.4. Composição Química.....	43
2.5.5. Microestrutura.....	46
 2.6. INFLUÊNCIA DO MEIO ABRASIVO.....	 53
2.6.1. Abrasivo	53
2.6.2. Velocidade relativa e carga aplicada.....	57
2.6.3. Temperatura e umidade.....	59
 2.7. REVESTIMENTOS DUROS.....	 60
2.7.1. Conceituação.....	60
2.7.2. Classificação das ligas.....	62
2.7.3. Fatores relevantes para a escolha do processo de aplicação.....	68
2.7.4. Processos de aplicação.....	70
 3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	 74
 3.1. MATERIAIS UTILIZADOS.....	 74
 3.2. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	 77
3.2.1. Tratamentos térmicos.....	77
3.2.2. Ensaios de dureza.....	79

3.2.3. Ensaio de desgaste abrasivo.....	79
3.2.4. Análises metalográficas.....	84
3.2.5. Determinação da porcentagem de carbonetos.....	85
3.2.6. Análise por microscopia eletrônica de varredura.....	85
3.2.7. Ensaio de microdureza.....	86
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	87
4.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS E DUREZAS SUPERFICIAIS.....	87
4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	90
4.2.1 Análise metalográfica.....	90
4.2.2 Quantificação de carbonetos.....	99
4.3 ENSAIO DE DUREZA, MICRODUREZA E DENSIDADE.....	99
4.4 ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO.....	102
4.4.1 Ensaio de tipo 'pino sobre lixa'.....	102
4.4.2 Ensaio do tipo 'roda de borracha/areia seca'	104
4.5 OBSERVAÇÕES ATRAVÉS DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	107
4.5.1 Carbonetos.....	107
4.5.2 Superfícies desgastadas por abrasão a dois corpos	115
4.5.3 Superfícies desgastadas por abrasão a três corpos.....	116
4.5.4 Partículas abrasivas.....	117

5.DISSCUSSÃO.....	130
5.1 COMPOSIÇÃO DA LIGA.....	130
5.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS, ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA.....	131
5.3 DESGASTE ABRASIVO A DOIS CORPOS.....	132
5.3.1 Observações da superfície desgastada.....	132
5.3.2 Influência da dureza dos materiais.....	133
5.3.3 Influência da microestrutura dos materiais.....	135
5.4 DESGASTE ABRASIVO A TRÊSCORPOS.....	137
5.4.1 Observações da superfície desgastada.....	137
5.4.2 Influência da dureza dos materiais.....	137
5.4.3 Influência da microestrutura dos materiais.....	139
5.5 COMPARAÇÃO ENTRE OS DOIS ENSAIOS ABRASIVOS.....	141
6. CONCLUSÕES.....	144
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	146
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	147

LISTA DE SIGLAS, ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ASTM → American Society for Testing Materials;

SAE → Society of Automotive Engineers ;

bruto f. → Estado bruto de fusão ;

ñormal. → Estado normalizado ;

rev. 360 → Revenido a 360 °C;

rev. 420 → Revenido a 420 °C;

ev. 480 V Revenido a 480 °C ;

revest. → Revestimento ;

temp / N, → Estado que sofreu têmpera e tratamento sub-zero ;

temp. → Estado temperado ;

W = volume de material removido [m^3]

d = profundidade da indentação [m];

α = ângulo do cone;

s = distância percorrida pelo identador cônico [m];

F_N = carga individual da partícula abrasiva [N];

H = limite de escoamento do material sobre a indentação [Pa];

f_{ab} = razão entre volume de material removido pelo volume da ranhura;

A_v = área da secção transversal da ranhura [m^2];

(A_1+A_2) = área da secção transversal de material deslocado para as bordas da ranhura;

$W_{v/s}$ = intensidade volumétrica de desgaste [m^3];

$W_{l/s}$ = intensidade linear de desgaste;

A = área aparente de contato entre a partícula abrasiva e a superfície do material que sofre desgaste [m^2]

ϕ_1 = fator dependente da forma da partícula abrasiva;

p = pressão externamente aplicada [Pa];

H_{def} = dureza do material no estado deformado devido a ação do abrasivo;

ϕ_{lim} = deformação plástica limite do material no sistema abrasivo;

ϕ_s = deformação plástica efetiva na superfície desgastada;

β = fator que descreve a diminuição da deformação com o aumento da profundidade abaixo da superfície do material;

m = expoente de fadiga;

ϕ_3 = fator dependente da forma da trinca durante o desgaste abrasivo;

A_f = área correspondente a defeitos internos ou frágeis do material tais como poros e inclusões ou lamelas de fases muito frágeis;

D_{AB} = tamanho efetivo da partícula abrasiva [m];

H = dureza do material sem deformação [Pa];

H_{DEF} = dureza do material após deformação [Pa];

μ = coeficiente de fricção entre o abrasivo e a superfície do material;

K_{IC} = tenacidade a fratura sob tensão [$m^{1/2}Pa$];

P_{crit} = pressão superficial crítica para material contendo trincas ou lamelas de material muito frágil [Pa];

ϕ_2 = fator geométrico que relaciona a eficácia da forma da partícula abrasiva no desgaste;

λ = espaçamento livre entre os defeitos internos ou frágeis [m];

K_{IIC} = tenacidade à fratura do material desgastado sob cisalhamento [$m^{1/2}Pa$];

Δm = perda de massa;

p = densidade da amostra;

A = área da secção transversal;

s = comprimento do desgaste.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Representação esquemática dos elementos de um tribossistema.....	5
Figura 2.2 Fatores tribológicos que afetam o desgaste.....	7
Figura 2.3 Interações entre partículas abrasivas e superfícies de materiais.....	12
Figura 2.4 Tipos de desgaste abrasivo em relação ao número de corpos envolvidos.....	14
Figura 2.5 Modelo de desgaste abrasivo causado por uma única partícula.....	16
Figura 2.6 Modelo teórico para o cálculo da razão microcorte / microsulcamento por valores de f_{AB}	18
Figura 2.7 Valores teóricos versus valores experimentais de f_{AB} medidos utilizando um ensaio de riscamento com diamante com ângulo de ataque de 90°, raio da ponta de 8 μ m e carregado com 2N.....	21
Figura 2.8 Modelo de remoção de material em desgaste abrasivo frágil.....	22
Figura 2.9 Esquema do equipamento roda de borracha.....	26
Figura 2.10 Esquema do equipamento pino sobre lixa.....	28
Figura 2.11 Esquema do ensaio de riscamento.....	29
Figura 2.12 Esquema do britador de mandíbulas.....	30
Figura 2.13 Esquema do moinho de bolas	31
Figura 2.14 Esquema da montagem de um ensaio do abrasivo de Bond.....	32
Figura 2.15 Resistência relativa ao desgaste versus a razão da dureza da superfície desgastada pela dureza do material abrasivo.....	34
Figura 2.16 Resistência ao desgaste versus dureza para metais puros e ligas.....	35

Figura 2.17 Resistência ao desgaste experimental versus dureza dos metais puros e dois aços tratados termicamente.....	36
Figura 2.1B Resistência ao desgaste de vários materiais em função da dureza.....	36
Figura 2. 19 Diagrama da resistência relativa a abrasão em função da dureza de aços recozidos.....	37
Figura 2.20 Resistência a abrasão em função da dureza.....	38
Figura 2.21 Perda de massa obtida em abrasão a três corpos durante 120 m versus a dureza Brinell do aço-carbono.....	38
Figura 2.22 Relação entre a tenacidade a fratura e o desgaste abrasivo de diferentes materiais metálicos e cerâmicos	40
Figura 2.23 Resistência ao desgaste abrasivo versus dureza da superfície desgastada.....	42
Figura 2.24 Perda por desgaste abrasivo em função do conteúdo de carbono de diversas ligas ferrosas obtidas em ensaio de pino em escala arbitrária.....	44
Figura 2.25 Perda volumétrica por desgaste abrasivo e dureza de ferro fundido branco em função do volume de carbonetos massivos.....	48
Figura 2.26 Perda por desgaste abrasivo e dureza de estruturas ferrítica-perlítica (a) e estruturas ferríticas-martensíticas(b) de aços, versus fração volumétrica de perlita e martensita respectivamente.....	50
Figura 2.27 Esquema das interações entre partículas abrasivas moles ou duras em deslizamento e carbonetos.....	51
Figura 2.28 Perda por desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos com 7, 24 e 45 % volume de carbonetos no ensaio de pino sobre lixa versus a razão entre a dureza das partículas abrasivas e a dureza de ferros fundidos ou carbonetos M_7C_3	52
Figura 2.29 Razão entre o microcorte e o microsulcamento em função da razão do ângulo de ataque e o ângulo de ataque crítico.....	56
Figura 2.30 Efeito da tenacidade e da fragilidade da partícula sobre sua eficiência em provocar desgaste	57

Figura 2.31 Perda de volume de desgaste em função da carga efetivas amostras para o aço AISI 1020 desgastado por dois lotes diferentes de partículas de SiC.....	57
Figura 3.1 Esquema do processo TIG para deposição da liga.....	75
Figura 3.2 (a) Corpos de prova do ensaio pino sobre lixa; (b) roda de barracha.....	76
Figura 3.3 Equipamento para o ensaio "pino sobre lixa"	80
Figura 3.4 Porta amostra e massa adicional para ensaio de "pino sobre lixa"	80
Figura 3.5 Equipamento para o ensaio "roda de borracha".....	82
Figura 3.6 Inversor de frequência.....	83
Figura 4.1 - Durezas das amostras revestidas temperadas em função da temperatura de austenitização.....	87
Figura 4.2 Gráfico de dureza do revestimento em função das temperaturas de revenido.....	89
Figura 4.3 Microestrutura do revestimento no estado bruto de fusão	93
Figura 4.4 Microestrutura do revestimento no estado normalizado.....	93
Figura 4.5 Microestrutura do revestimento normalizado.....	94
Figura 4.6 (a) Microestrutura do revestimento temperado	94
(b) Microestrutura do revestimento temperado.....	95
Figura 4.7 Microestrutura do revestimento temperado e revenido	95
Figura 4.8 Microestrutura da aço ABNT 1020	96
Figura 4.9 Microestrutura do aço SAE 5160.....	96
Figura 4.10 Carbonetos dispersos em matriz do revestimento no estado bruto de fusão preparado para metalografia e sem ataque químico.....	97
Figura 4.11 Carbonetos dispersos em matriz do revestimento revenido a 420 °C, preparado para metalografia e sem ataque químico.....	97
Figura 4.12 a) Rede de carbonetos do M_7C_3 e carbonetos NbC em forma de pétalas.....	98

Figura 4.12 b) Rede de carbonetos do M_7C_3 e carbonetos NbC em forma de pétalas.....	98
Figura 4.13 Taxas de desgaste dos materiais obtidos no ensaio de pino sobre lixa.....	103
Figura 4.14 Perdas de massa obtidas no ensaio pino sobre lixa em função da dureza	104
Figura 4.15 Perdas de massa obtidas no ensaio roda de borracha em função da dureza.....	106
Figura 4.16 Revestimento no estado bruto de fusão.....	111
Figura 4.17 Revestimento no estado bruto de fusão	111
Figura 4.18 Análise qualitativa do carboneto M_7C_3	108
Figura 4.23 Análise qualitativa do NbC.....	110
Figura 4.19 Revestimento temperado e submetido a tratamento sub-zero.....	112
Figura 4.20 Revestimento temperado.....	112
Figura 4.21 Revestimento temperado e revenido a 420°C.....	113
Figura 4.22 Revestimento temperado e revenido a 360°C.....	113
Figura 4.24 Carboneto NbC em forma de pétalas.....	114
Figura 4.25 Carboneto complexo NbC.....	114
Figura 4.26 Superfície do aço ABNT 1020 desgastada por abrasão a dois corpos	118
Figura 4.27 Superfície do aço ABNT 1020 desgastada por abrasão a dois corpos.....	118
Figura 4.28 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a dois corpos	119
Figura 4.29 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a dois corpos	119
Figura 4.30 Superfície do revestimento temperado e revenido a 480°C desgastada por abrasão a dois corpos	120
Figura 4.31 Superfície do revestimento temperado e revenido a 480 C desgastada por abrasão a dois corpos	120

Figura 4.32 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a dois corpos	121
Figura 4.33 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a dois corpos	121
Figura 4.34 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a dois corpos	122
Figura 4.35 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a dois corpos	122
Figura 4.36 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a três corpos	123
Figura 4.37 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a três corpos	123
Figura 4.38 Superfície do revestimento no estado normalizado desgastada por abrasão a três corpos	124
Figura 4.39 Superfície do revestimento temperado e revenido a 420°C desgastada por abrasão a três corpos	124
Figura 4.40 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a três corpos	125
Figura 4.41 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a três corpos	125
Figura 4.42 Superfície do revestimento temperado e submetido a tratamento sub-zero desgastada por abrasão a três corpos	126
Figura 4.43 Superfície do revestimento temperado e submetido a tratamento sub-zero desgastada por abrasão a três corpos	126
Figura 4.44 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a três corpos	127
Figura 4.45 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a três corpos	127
Figura 4.46 Partículas de areia de sílica antes de serem utilizadas no ensaio de abrasão a três corpos.....	128
Figura 4.47 Partículas de areia de sílica depois de serem utilizadas no ensaio de abrasão a três corpos.....	128

Figura 4.48 Lixa de SiC 220 # antes de ser utilizada no ensaio de abrasão a três corpos.....129

Figura 4.49 Lixa de SiC 220 # depois de ser utilizada no ensaio de abrasão a três corpos.....129

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Porcentagem de ocorrência das modalidades do desgaste.....10

Tabela 2.2 Dureza de alguns minerais típicos..... 54

Tabela 2.3 Composição e dureza de ligas a base de cobalto para revestimento duro.....62

Tabela 2.4 Composição e dureza de ligas a base de níquel para revestimento duro.....63

Tabela 2.5 Exemplos de aplicações de aços, fofos em revestimentos resistentes ao desgaste.....67

Tabela 3.1 Composição química da liga estudada.....74

Tabela 3.2 Composição química dos aços ABNT1020 e SAE 5160.....77

Tabela 3.3 Temperaturas de autenitização utilizadas para amostras..... 77

Tabela 3.4 Temperaturas de revenido utilizadas para amostras revestidas.....78

Tabela 4.1 Valores de dureza HRc dos materiais89

Tabela 4.2 Porcentagens de carbonetos no revestimento duro 99

Tabela 4.3 Dureza Vickers dos materiais estudados.....100

Tabela 4.4 Valores de microdureza Vickers das fases do revestimento..... 101

Tabela 4 5 Perdas de massa e de volume obtidas no ensaio de pino102

Tabela 4.6 Perdas de massa e de volume obtidas com o ensaio roda de borracha105

RESUMO

FERRARINI, C. F. (1998). Análise da resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro obtido pela deposição por soldagem de uma liga a base de ferro. São Carlos, 155 p. Dissertação (Mestrado) - Área de Interunidades de Ciência e Engenharia de Materiais dos Institutos de Física e Química de São Carlos - Universidade de São Paulo.

O presente trabalho apresenta a análise da resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro e do aço SAE 5160. O revestimento foi obtido pela deposição de uma liga ferrosa através de processo de soldagem "TIG" sobre um aço ABNT 1020. A liga foi desenvolvida com a utilização de Cr e Nb como elementos formadores de carbonetos, proporcionando uma microestrutura constituída, no estado bruto de fusão, de uma rede de carbonetos $(Cr, Fe)_7C_3$ interdendríticos e NbC dispersos em uma matriz austenítica. Corpos de prova revestidos foram submetidos a tratamentos térmicos de normalização, têmpera, sub-zero e revenido, visando a obtenção de diferentes microestruturas na matriz, enquanto que o aço SAE 5160 foi temperado e revenido de acordo com o procedimento utilizado na confecção de ferramentas agrícolas com este material. A resistência ao desgaste do revestimento foi superior à do aço SAE 5160 nos dois tipos de ensaios de abrasão realizados, sendo os melhores desempenhos apresentados pelo revestimento temperado no ensaio realizado com equipamento do tipo pino sobre lixa e pelo revestimento temperado e revenido no ensaio do tipo roda de borracha / areia seca. A identificação dos mecanismos de remoção de material predominantes nos ensaios abrasivos foi possibilitada pela observação das superfícies desgastadas dos corpos de prova através de microscopia eletrônica de varredura.

Palavras-chave: desgaste, abrasão, revestimento duro, liga ferrosa.

ABSTRACT

FERRARINI, C. F. (1997). Analysis of the abrasive wear resistance of a hardfacing obtained through the deposition by the welding of an iron based alloy. Sao Carlos, 155 p. Dissertation (Master) - Área de Interunidades de Ciência e Engenharia de Materiais dos Institutos de Física e Química de São Carlos - Universidade de São Paulo.

The present work presents an analysis of the abrasive wear resistance of a hardfacing and of the SAE 5160 steel. The hardfacing was obtained by the deposition of a iron based alloy through "TIG" welding on a ABNT 1020 steel. This alloy was developed with the use of Cr and Nb as carbide forming elements , resulting in a microstructure formed by a carbide net of M_7C_3 interdendritic in a austenitic matrix. The hardfacing samples suffered heat treatment of normalizing, hardening, tempering and subzero, viewing the achievement of different microstructure, while the SAE 5160 steel suffered hardening and tempering according to the production process used in the agricultural tool manufacturing. The wear resistance of the hardfacing overcame the SAE 5160 steel in both types of abrasion wear tests, and the best performances were presented by hardening hardfacing in the pin wear test and by the tempering hardfacing in the rubber wheel / dry sand test. The identification of the material removal mechanisms in the abrasive tests was made by the observation of the worn surfaces of the samples through the scanning electronic microscopy.

Key words: wear, abrasion, hardfacing, iron based alloy.

1. INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS

Nas últimas décadas, a conscientização sobre os desperdícios de recursos naturais, tanto de energia como de matéria prima, e principalmente as perdas econômicas, tornaram a conservação de energia e de material, um consenso mundial (SCOTT, 1983; YUST, 1985; JOST, 1990).

Em sistemas mecânicos, onde são executadas ações dinâmicas envolvendo forças, movimentos e fluxos de energia, o maior responsável por perdas de material é o desgaste e a principal causa de dissipação de energia é a fricção. Assim, evidencia-se a grande importância da Tribologia que pode ser definida como a ciência e a tecnologia que tratam das interações entre superfícies em movimento relativo, através de estudos de fricção, lubrificação e desgaste, abrangendo áreas de química, física, engenharia e metalurgia (SCOTT, 1983).

Estudos econômicos realizados em países como Alemanha, Canadá e China, demonstram que as perdas anuais ocasionadas por problemas tribológicos chegam a consumir cerca de 1,3 a 1,6 % do produto nacional bruto. Na China, pesquisas constataram que a economia obtida com aplicações tribológicas proporcionaram uma relação de custo benefício de 1/40 na indústria de mineração e 1/76 na indústria metalúrgica (JOST, 1990).

Dentre as formas existentes de desgaste, o desgaste abrasivo é considerado como o mais destrutivo, sendo responsável por mais de 50% dos casos industriais envolvendo desgaste (EYRE, 1978; MOORE, 1974).

A abrasão, ou seja, o desgaste abrasivo, atinge principalmente áreas da indústria metal-mecânica, de mineração, e de celulose e papel, e também

é encontrada em atividades ligadas a agricultura, processamento mineral, movimentação de terra, e manuseio de pedras e minérios (TYLCZAK, 1992).

Embora sejam conhecidas várias ocorrências de casos de abrasão e seus respectivos danos e prejuízos, não existe uma norma ou um procedimento universal para coibir este fenômeno, devido a sua natureza complexa, ao fato da resistência a ele, não ser uma propriedade intrínseca dos materiais e a grande diversidade de condições tribológicas.

Portanto, torna-se necessário aumentar o número de estudos sobre desgaste abrasivo e a busca de aplicações que possibilitem amenizar os danos causados por ele, aumentando o período entre paradas para manutenção ou mesmo, aumentar a vida útil de componentes e equipamentos.

Uma das técnicas empregadas com este intuito é a aplicação de revestimento duro, que consiste em revestir superfícies metálicas com um material mais resistente ao desgaste através de soldagem ou aspersão térmica.

Materiais convencionalmente empregados para este tipo de revestimento por soldagem, são do tipo polifásico, contendo uma fase de precipitados duros como por exemplo, carbonetos, dispersos em uma matriz dúctil a base de Co, Ni e Fe (TYLCZAK, 1992).

Este trabalho pretende contribuir para o estudo de desgaste abrasivo através da análise da resistência a abrasão de um revestimento duro e compará-la com a resistência obtida por um material comercial que geralmente é utilizado sob condições abrasivas na área agrícola.

1.2. OBJETIVO

O presente trabalho tem por objetivo, quantificar e avaliar a resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro, obtido pela deposição, por soldagem, de uma liga a base de ferro contendo Cr e Nb como elementos formadores de carbonetos, e compará-la com a resistência a abrasão do aço SAE 5160 tratado termicamente, que geralmente é utilizado na confecção de componentes para indústria agrícola.

2-REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1-TRIBOSSISTEMA

A principal dificuldade encontrada quando se deseja escolher um material para ser utilizado na confecção de um componente mecânico que em condições de trabalho, estará sujeito a desgaste, é a inexistência de uma classificação de resistência ao desgaste relativa de materiais, já que esta não é uma propriedade intrínseca e não depende única e exclusivamente das propriedades fundamentais do material, mas também das características de projeto do componente e das condições operacionais que compõe ambiente de desgaste em que o componente se insere.

Entre os fatores que devem ser considerados no estudo do desgaste estão: a natureza dos materiais em contato (microestrutura, resistência, dureza, o acabamento superficial de cada superfície (microtopografia), as camadas de reações superficiais e/ou filmes adsorvidos, as camadas intencionalmente intercaladas (lubrificantes, líquidos, gases ou sólidos), a velocidade relativa de movimento, as forças aplicadas às superfícies e a temperatura. Este conjunto de fatores que envolvem o material denomina-se sistema tribomecânico ou tribossistema (YUST, 1985). A Figura 2.1 mostra um esquema geral e um exemplo de tribossistema de acordo com Din 50320 *apud* GAHR (1987).

Assim, para a compreensão e análise de um processo específico de desgaste, faz-se necessária a caracterização do tribossistema em que ele se insere. No caso do desgaste de um componente mecânico, é preciso descrever estruturalmente o sistema através de um esquema que contenha o componente em questão, o contra-corpo, ou seja, o componente que faz o contato tribológico, que pode ser sólido, líquido ou gasoso e, se for o caso, os elementos interfaciais.

Figura 2.1(GAHR,1987): a) Representação esquemática dos elementos de um tribossistema
b) Exemplo de tribossistema.

Este procedimento focaliza o problema e possibilita a análise da estrutura interna do tribossistema, seus elementos, suas propriedades e interações, com intuito de prevenir ou eliminar deficiências funcionais do conjunto.

2.2-DESGASTE

2.2.1-DEFINIÇÃO

O desgaste pode ser definido como "a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido a ação mecânica, isto é, o contato e o movimento relativo entre este corpo e um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso" (DIN 50320 *apud* GAHR, 1987).

Este fenômeno que ocorre em atividades realizadas em diferentes setores econômicos, tais como indústrias, mineração, agricultura e transporte, pode também ser observado em produtos de uso pessoal, como

solas dos sapatos e calças jeans, em produtos desenvolvidos com alta tecnologia, como a fuselagem de uma nave espacial e até no próprio corpo humano, como o ocorrido nas juntas articuladas.

A importância conferida ao desgaste é, em geral, proporcional às consequências que este acarreta ao componente ou equipamento em questão, no que se refere à sua funcionalidade e/ou vida útil.

Em alguns casos, por não inviabilizar a funcionalidade do componente, o desgaste é considerado um fato corriqueiro e inevitável, como ocorre em implementos agrícolas e escavadeiras. Porém, em algumas situações, a funcionalidade é prejudicada, reduzindo a eficiência do sistema devido aos danos causados, como a que ocorre em facas industriais, quando estas perdem suas arestas de corte.

Casos extremos acontecem quando há perda da função, tornando o componente inoperante e exigindo sua substituição ou manutenção, como por exemplo, matrizes de conformação mecânica que tem seu acabamento superficial e suas dimensões alteradas.

Os detritos gerados pelo desgaste ainda podem ser prejudiciais à continuidade do processo mecânico, podendo ocasionar um desgaste por abrasão tal como o desgaste da camisa do pistão em motores de combustão interna devido à presença de partículas de anéis ou a contaminação do sistema como no caso de processamentos alimentícios. Em sistemas mecânicos onde há transferência de força e movimento, o desgaste pode ainda produzir problemas secundários como desalinhamento, vibrações, aquecimento e ruídos.

Existem diversas condições que levam ao desgaste dos materiais, sendo estas relacionadas aos fatores tribológicos impostos em serviço ou provocados por falhas de projeto (material, forma e dimensões), de fabricação, de montagem e de manutenção do equipamento. Os fatores tribológicos que afetam o desgaste estão representados na Figura 2.2 na próxima página.

Figura 2.2: Fatores tribológicos que afetam o desgaste (SILVA, 1993).

2.2.2-FORMAS DE DESGASTE

O desgaste pode apresentar-se como perda de material e/ou danificação superficial do mesmo. O grande número de termos utilizados para descrever os processos de desgaste dificultam o progresso das pesquisas nesta área (LUDEMA, 1981). Tal dificuldade resulta da inexistência de um consenso quanto à classificação desses processos, sendo adotados diferentes critérios pelos pesquisadores.

Muitos estudos adotam a classificação quanto ao tipo de movimento relativo entre o material em questão e o contra-corpo, como no desgaste por escorregamento ou por rolamento. Alguns classificam o processo de desgaste em função do tipo de mecanismo que ocasiona a perda de material, caracterizando o desgaste por fadiga ou adesão. Outros, o classificam em função do estado físico do contra-corpo, como na erosão por partícula sólida; e existem ainda aqueles que descrevem o processo como uma combinação das classificações anteriores, que é o caso do desgaste por erosão devido ao impacto de partículas líquidas.

Segundo a DIN50320 *apud* GAHR (1987), os processos de desgaste podem ser descritos por quatro principais mecanismos ou suas combinações, sendo eles: adesão, fadiga superficial, reação triboquímica e abrasão.

A adesão consiste na formação de junções entre asperidades de duas superfícies sólidas durante um escorregamento relativo e, em consequência da continuidade do movimento, ocorre a transferência de material entre essas superfícies, decorrente da fratura das asperidades. Existem várias alternativas para se explicar estas junções, entre elas: o encaixe mecânico das asperidades, as ligações químicas entre os materiais e as forças eletrostáticas nos pontos de contato entre as superfícies (GAHR, 1987). A adesão depende das propriedades físicas e químicas dos materiais em contato, das características superficiais dos mesmos, como rugosidade e presença de contaminantes, e também, da forma e intensidade do

carregamento entre os dois materiais em questão. Exemplos de componentes que sofrem adesão são: pares de engrenagens, cames, mancais de deslizamento e ferramentas de usinagem com aresta de corte cega.

O desgaste por fadiga resulta de uma sequência de deformações elásticas e plásticas, encruamentos, nucleação e propagação de trincas em superfícies sólidas. Este tipo de desgaste pode ser causado por solicitações cíclicas exercidas em contatos de rolamento e/ou deslizamento, ou ainda, através de contatos por impacto de partículas sólidas ou líquidas. As trincas podem ter suas origens na superfície ou em camadas imediatamente abaixo dela, e são facilitadas pela presença de elementos ampliadores de tensão como inclusões internas ou superficiais, indentações devido ao processo de usinagem ou desgaste anterior, sujeiras, entalhes internos e grandes partículas de segunda fase. Este tipo de desgaste é encontrado em mancais de rolamento, rolos de laminação e sistemas roda-trilho.

Reação triboquímica refere-se ao processo onde a perda de massa de uma superfície ocorre devido ao movimento relativo de roçamento entre dois materiais e à reação química entre eles e o ambiente líquido ou gasoso que os envolve. Em outras palavras, é um processo constituído por dois mecanismos alternantes e cíclicos: um de desgaste, proveniente da adesão entre as asperidades superficiais ou da abrasão, devido aos detritos que se formam entre as superfícies, e outro de corrosão. Este tipo de reação pode ser encontrado entre as superfícies de um mancal de rolamento e a carcaça ou eixo em que é acoplado, em feixe de molas, juntas rebitadas, articulações de correntes dentadas, etc.

Existe uma forma especial de desgaste por reação triboquímica, denominada "fretting", onde as superfícies realizam movimentos tangenciais oscilatórios de pequena amplitude.

O desgaste abrasivo, por se tratar do enfoque central deste trabalho, será descrito minuciosamente no item posterior.

2.3-DESGASTE ABRASIVO

2.3.1-DEFINIÇÃO

O desgaste abrasivo, como é definido pela ASTM, ocorre em um material devido à atuação de protuberâncias ou partículas duras forçadas e movidas ao longo de sua superfície.

As partículas duras, ou mais precisamente abrasivas, são elementos que podem compor o tribossistema, como minérios em processo de cominuição; podem ser estranhos a ele, como é o caso de sujeiras; ou ainda serem gerados dentro do próprio tribossistema durante um processo de desgaste, onde detritos de uma superfície atuam abrasivamente sobre a mesma.

As protuberâncias são as irregularidades microtopográficas da(s) superfície(s), ou seja, as asperidades do acabamento superficial.

Embora o desgaste abrasivo seja útil para a confecção e polimento de componentes de engenharia, sua ocorrência, quando indesejada, é o mais sério problema de desgaste industrial e o de maior incidência, como pode ser observado na tab. 2.1 abaixo:

Tabela 2.1: Porcentagem de ocorrência De algumas modalidades de desgaste (HUKUDA, 1993)

Modalidade	Porcentagem
Abrasão	50
Adesão	15
Erosão	8
Fadiga de contato	8

Na indústria agrícola, 40% dos componentes substituídos em equipamentos apresentam falha devido ao desgaste abrasivo (RICHARDSON *et al apud* JONES & SCOTT,1991). Esta forma rápida e severa de desgaste é observada em escavadeiras, arados, trituradores e equipamentos de manuseio e transporte de minério, picadores e trituradores de madeira para produção de celulose, facas de uso agrícola, martelos desfibradores de cana, máquinas de extrusão, matrizes em metalurgia do pó, sistemas hidráulicos com detritos ou sujeiras entre outros.

Uma grande dificuldade na prevenção e controle do “desgaste abrasivo” é o fato deste termo não descrever precisamente os mecanismos de desgaste envolvidos. Existem de fato mecanismos diferentes agindo; quase sempre em conjunto e todos com características próprias.

2.3.2- MECANISMOS DE REMOÇÃO DE MATERIAL

Exames microscópicos de superfícies e de detritos gerados por desgaste abrasivo permitem a distinção e o entendimento dos mecanismos de remoção de material. A figura.2.3, abaixo, mostra os principais mecanismos que podem ocorrer com a passagem de uma única partícula abrasiva sobre uma superfície sólida.

O microsulcamento ocorre quando o abrasivo, ao ser arrastado contra uma superfície, desloca continuamente o material para os lados, criando um sulco através da deformação plástica do material. Teoricamente, o volume do sulco formado é igual à soma dos volumes de material deslocado para os lados, não havendo perda de material e sim danos à sua superfície, pela formação desses sulcos e ‘rugos’.

Figura. 2.3 Interações entre partículas abrasivas e superfícies de materiais (GAHR, 1987)

A incidência de microsulcamentos pode resultar em um outro mecanismo de desgaste pois, com a passagem sucessiva de vários abrasivos, pequenas regiões da superfície podem ser deformadas plasticamente, encruadas e finalmente removidas por microfadiga.

O microcorte corresponde a um mecanismo semelhante àquele que ocorre com a utilização de ferramentas de usinagem, no qual a remoção de material resulta na forma de cavacos. Neste processo, a partícula abrasiva é capaz de penetrar na superfície e, com o movimento relativo, retirar material sem que haja deslocamento para os lados.

Para materiais dúcteis, pesquisas mostram que existe uma transição de microsulcamento para microcorte. Em caso de desgaste devido a partículas abrasivas angulosas, a transição é determinada por um ângulo de ataque crítico, que por sua vez depende do material desgastado (SEDRIKS & MULHEARN, 1964; RICHARDSON, 1967; GAHR e CONWAY & KIRCHNER *apud* GAHR, 1987 e SASAKI & OKAMURA *apud* TYLCZAK, 1992). Em contrapartida, quando os abrasivos são arredondados, uma relação entre a profundidade de penetração e a área de contato entre o

abrasivo e a superfície é crítica para tal transição (CATO *apud* TYLCZAK, 1992).

A microfratura é o mecanismo de destacamento de grandes quantidades de material resultante da convergência de trincas em materiais frágeis. Estas trincas ocorrem quando a carga aplicada pela partícula abrasiva supera a tenacidade à fratura do material.

2.3.3- CLASSIFICAÇÃO

Uma das formas de classificação do desgaste abrasivo caracteriza-se pela intensidade do contato: baixa tensão, alta tensão e goivamento.

Abrasão a baixa tensão ocorre quando o abrasivo permanece praticamente intacto após o contato com a superfície desgastada. Por exemplo quando se utiliza lixa para dar acabamento superficial em madeira.

Alta tensão existe quando as partículas abrasivas são trituradas, como no caso da utilização de moinho de bolas onde ambos, bola e minério, são desgastados.

Na abrasão por goivamento, abrasivos relativamente grandes cortam o material facilmente sem que haja encruamento, como ocorre na moagem de rochas no britador de mandíbulas (ROTONDARO, 1988).

Outro critério utilizado para classificar o desgaste abrasivo reside no número de elementos que realizam o contato tribológico: abrasão a dois corpos ou abrasão a três corpos, como mostra a figura.2.4, a seguir:

Figura. 2.4 Tipos de desgaste abrasivo em relação ao número de corpos envolvidos (GAHR, 1987).

O primeiro tipo se refere ao desgaste ocorrido com a presença de dois elementos, representados pela superfície desgastada e por outra, contendo protuberâncias duras ou partículas abrasivas fixadas a ela. Um exemplo bastante simples é o da sola de sapato desgastada pelas asperidades de uma calçada.

Na abrasão a três corpos existem duas superfícies em movimento relativo mais um terceiro elemento, representado pelas partículas abrasivas que se encontram livres entre estas superfícies, e que poderia ser ilustrado por grãos de areia entre a sola de sapato e a calçada citados no caso do exemplo anterior.

Pode-se ainda classificar o desgaste abrasivo pelo contato ou não com o ambiente. É considerado aberto quando os elementos do tribossistema ficam expostos ao ambiente, e fechado quando ficam isolados.

2.3.4- MODELOS ANALÍTICOS

Alguns estudos teóricos foram desenvolvidos através da análise e do equacionamento de modelos dinâmicos referentes ao contato entre partículas abrasivas e superfícies de materiais, visando uma quantificação das taxas de desgaste e suas relações com o tribossistema.

Um dos passos iniciais para a compreensão do mecanismo de desgaste foi dado por ARCHARD *apud* TYLCZAK (1992) em 1959 quando este, ao estudar o contato entre asperidades de superfícies sólidas em movimento, postulou a Lei de Desgaste de Archard que expressa a proporcionalidade entre o desgaste volumétrico (W) devido a passagem de uma asperidade sobre uma superfície, a carga normal (F_N), a distância percorrida (s) e a dureza da superfície desgastada (H) :

$$W = K. F_N. s / H \quad (1)$$

Nesta equação o K , conhecido como " coeficiente de desgaste ", é dependente da forma, tamanho, tipo e distribuição das asperidades. Esta equação, apesar de ter sido desenvolvida para desgaste por adesão, é muito útil para o desgaste abrasivo a dois corpos.

RABINOWICZ (1965) desenvolveu um modelo onde uma única partícula abrasiva, representada por um indentador cônico, é arrastada sobre uma superfície produzindo uma ranhura uniforme conforme figura. 2.5. Supõe-se que todo material deslocado pelo cone seja perdido em forma de detrito, ou seja, ocorre um processo ideal de microcorte. Assim, o volume de material removido, ' W ', seria o produto entre a área da secção transversal do sulco produzido, ' $d^2 \cdot \cot \alpha$ ', e a distância percorrida pelo indentador cônico ' l ' :

Figura. 2.5 Modelo de desgaste abrasivo causado por uma única partícula (STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993)

$$W = d^2 \cdot \cot \alpha \cdot s \quad (2)$$

onde:

W = volume de material removido [m^3];

d = profundidade da indentação [m];

α = ângulo do cone;

s = distância percorrida pelo indentador cônico [m].

A carga exercida pelo abrasivo ' F_N ' sobre a material é o produto entre a área produzida por uma indentação ' $0,5 \cdot \pi \cdot (d \cdot \cot \alpha)^2$ ' e o limite de escoamento do material sobre a indentação (dureza, H) :

$$F_N = 0,5 \cdot \pi \cdot (d \cdot \cot \alpha)^2 \cdot H \quad (3)$$

$$\Rightarrow d = [F_N / (0,5 \cdot \pi \cdot H)]^{1/2} / \cot \alpha \quad (4)$$

onde:

F_N = carga individual da partícula abrasiva [N];

H = limite de escoamento do material sobre a indentação [Pa].

Substituindo-se d na eq. (2) por eq. (4), tem-se a perda volumétrica de material em função da carga e da forma do abrasivo, e da distância percorrida por ele:

$$W = (2.s.tg\alpha / \pi.H). F_N \quad (5)$$

O desgaste total do material é então, calculado como sendo a soma das perdas volumétricas de massa causadas por cada uma das partículas abrasivas, ou seja:

$$W_{tot} = \sum W = (2.tg\alpha / \pi.H). \sum F_N \quad (6)$$

Uma modelagem mais elaborada do desgaste abrasivo foi realizada por GAHR (1987) que considerou a existência de microsulcamento e microtrincamento em processos de desgaste de materiais dúcteis e frágeis respectivamente.

Supõe-se, no modelo para materiais dúcteis, que durante a passagem da partícula abrasiva uma parte do material é removida na forma de microcavaco e outra parte é deslocada para os lados da partícula formando bordas salientes ao longo da ranhura como mostra a figura 2.6. A proporção entre volume de material removido e volume da ranhura formada na superfície após a ação do abrasivo é descrita pelo fator " f_{ab} ":

$$f_{ab} = 1 - (A_1 + A_2) / A_v \quad (7)$$

onde:

f_{ab} = razão volume de material removido pelo volume da ranhura;

A_v = área da secção transversal da ranhura [m^2];

$(A_1 + A_2)$ = área da secção transversal de material deslocado para as bordas da ranhura.

Figura. 2.6 Modelo teórico para o cálculo da razão microcorte / microsulcamento por valores de f_{ab} (GAHR, 1987):

- deformação plástica ao redor da partícula abrasiva penetrante em contato de deslizamento com a superfície que está sendo desgastada,
- seção transversal da ranhura de desgaste e definição de valor de f_{ab}
- contato elástico e indentação plástica de partículas esféricas e cônicas na superfície que está sendo desgastada,
- deformação ϕ devido a penetração de partículas abrasivas na superfície que está sendo desgastada, em função da profundidade z abaixo da superfície que está sendo desgastada.

Por definição do fator " f_{ab} ", o mecanismo de microsulcamento ideal resulta em $f_{ab} = 0$ e o microcorte ideal em $f_{ab} = 1$. Valores de f_{ab} entre 0,15 e

1,0 foram medidos experimentalmente em diversos materiais por MEWES & ZUM GAHR *apud* GAHR (1987).

A intensidade volumétrica de desgaste, ou seja, a perda volumétrica de desgaste dividida pela distância percorrida pela partícula abrasiva é dada por :

$$W_{V/S} = (W_V) / s = f_{ab} \cdot A_V \quad (8)$$

onde:

$W_{V/S}$ = intensidade volumétrica de desgaste [m²].

A intensidade linear de desgaste $W_{l/s}$ ou profundidade de desgaste por distância percorrida para materiais dúcteis é dada por:

$$W_{l/s} = W_{V/S} \cdot A = f_{ab} \cdot A_V / A \quad (9)$$

onde:

$W_{l/s}$ = intensidade linear de desgaste;

A = área aparente de contato entre a partícula abrasiva e a superfície do material que sofre desgaste [m²].

A razão da área desgastada pela área aparente de contato é dada por:

$$A_V / A = \phi_1 \cdot p / H_{DEF} \quad (10)$$

onde:

ϕ_1 = fator dependente da forma da partícula abrasiva;

p = pressão externamente aplicada [Pa];

H_{DEF} = dureza do material no estado deformado devido a ação do abrasivo.

Utilizando-se de princípios de plasticidade, o autor deste modelo realizou o equacionamento de f_{ab} em relação à deformação efetiva da superfície desgastada e à deformação limite do mesmo material, isto é:

$$f_{ab} = 1 - (\varphi_{LIM} / \varphi_S)^{2/\beta} \quad (11)$$

onde:

φ_{LIM} = deformação plástica limite do material no sistema abrasivo;

φ_S = deformação plástica efetiva na superfície desgastada;

β = fator que descreve a diminuição da deformação com o aumento da profundidade abaixo da superfície do material.

Inserindo as eq. (10) e (11) na eq. (9), tem-se a intensidade linear de desgaste :

$$W_{l/s} = 1 - (\varphi_{LIM} / \varphi_S)^{2/\beta} \cdot \phi_1 \cdot p / H_{DEF} \quad (12)$$

O modelo f_{ab} é muito útil para se realizar uma estimativa da perda de desgaste devido à ação combinada de microsulcamento e microcorte durante a abrasão de materiais dúcteis e isto é comprovado por resultados experimentais obtidos em ensaios de riscamento com diamante, como pode ser visto na figura.2.7, a seguir :

Figura. 2.7 Valores teóricos versus valores experimentais de f_{ab} medidos utilizando um ensaio de riscamento com diamante com ângulo de ataque de 90°, raio da ponta de 8 μ m e carregado com 2N (GAHR, 1987).

Outro mecanismo de remoção de material que pode ocorrer durante o processo abrasivo é a microfadiga que resulta de deformações sucessivas causadas pela passagem de várias partículas sobre a mesma região da superfície. O material é destacado da superfície quando o numero de passagens de partículas sobre a mesma localização [N] exceder o limite de fadiga do material dado por N_F em GAHR (1987):

$$N_F = \frac{1}{2} \cdot (\phi_{LIM} \cdot e^{\beta} / \phi_s)^m \quad (13)$$

onde:

m = expoente de fadiga.

Portanto, a perda volumétrica de desgaste em materiais dúcteis dividido pelo comprimento desgastado $W_{V/S}$ é dado por:

$$W_{V/S} = W_{V/S}(\text{sulcamento} + \text{corte}) + W_{V/S}(\text{fadiga}) \quad (14)$$

$$W_{V/S} = f_{ab} \cdot A_V + (1 - f_{ab}) \cdot A_V \cdot N / N_F \quad (15)$$

O número de passagens acima do limite de fadiga depende das propriedades do material desgastado, tais como capacidade de deformação $\phi_{LI M}$, coeficiente de encruamento β e deformação superficial efetiva ϕ_S em função do tribossistema.

Para a modelagem de materiais frágeis, o fator f_{ab} é modificado para descrever a perda de material por microfratura nas bordas da ranhura formada após a passagem da partícula abrasiva sobre a superfície do material frágil.

A figura. 2.8, abaixo, mostra a seção transversal de uma ranhura em material frágil, onde as áreas “ A_1 ” e “ A_2 ”, que possuem valor negativo, correspondem ao material destacado da superfície devido a convergência de microtrincas enquanto “ A_V ” corresponde ao material microcortado. Assim, f_{ab} é dado por:

$$f_{ab} = 1 + |A_1 + A_2| / A_V \quad (16)$$

Figura. 2.8 Modelo de remoção de material em desgaste abrasivo frágil (STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993)

Considerando que a quantidade de trincas formadas depende da tenacidade à fratura do material desgastado, das condições de carga,

tamanho e forma da partícula abrasiva e utilizando de modelo de propagação de trinca devido ao escorregamento de partículas, GAHR (1987) equacionou a intensidade de desgaste linear para materiais frágeis como sendo:

$$W_{l/s} = \phi_1 \cdot p / H_{DEF} + \phi_3 \cdot A_f \cdot D_{AB} \cdot p^{3/2} \cdot H^{1/2} \cdot \mu^2 \cdot \Omega / K_{IC}^2 \quad (17)$$

onde:

ϕ_3 = fator dependente da forma da trinca durante o desgaste abrasivo;

A_f = área correspondente a defeitos internos ou frágeis do material tais como poros e inclusões ou lamelas de fases muito frágeis;

D_{AB} = tamanho efetivo da partícula abrasiva [m];

H = dureza do material sem deformação [Pa];

H_{DEF} = dureza do material após deformação [Pa];

μ = coeficiente de fricção entre o abrasivo e a superfície do material;

K_{IC} = tenacidade à fratura sob tensão [$m^{1/2}.Pa$];

Ω = é o parâmetro definido como:

$$\Omega = 1 - \exp[- (p / p_{crit})^{1/2}] \quad (18)$$

onde:

p_{crit} = pressão superficial crítica para material contendo trincas ou lamelas de material muito frágil [Pa];

A pressão superficial crítica é dada pela fórmula:

$$p_{crit} = \phi_2 \cdot \lambda \cdot K_{IIC}^2 / (D_{AB}^2 \cdot H \cdot \mu^2) \quad (19)$$

onde:

ϕ_2 = fator geométrico que relaciona a eficácia da forma da partícula abrasiva no desgaste;

λ = espaçamento livre entre os defeitos internos ou frágeis [m];

K_{IIC} = tenacidade a fratura do material desgastado sob cisalhamento
[m^{1/2}.Pa].

Admitindo a complexidade do fenômeno de desgaste, o autor propõe uma equação geral para casos de abrasão onde possam ocorrer todos os mecanismos de remoção de material:

$$W_{I/s} = \phi_1 \cdot p / H_{DEF} \cdot [f_{ab} + (1 - f_{ab}) \cdot N / N_F + \phi_2 \cdot A_f \cdot (D_{AB})^n \cdot p^{1/2} \cdot (H_{DEF})^{3/2} \cdot \mu^2 \cdot \Omega / (K_{IC})^2] \quad (20)$$

Esta modelagem realizada por GAHR (1987) pode ser considerada a mais completa devido ao fato de ter sido relacionado o desgaste abrasivo com fatores tribológicos, tais como condições operacionais (p , μ , N), propriedades do material (A_f , H_{DEF} , N_F , K_{IC}) e propriedades do abrasivo (ϕ_1 , ϕ_2 , D_{AB}) além de ter considerado todos os mecanismos de remoção de material.

Os modelos analíticos mostrados ilustram a complexidade do fenômeno e conseqüentemente da sua quantificação teórica. Assim, a avaliação do desempenho em desgaste dos diferentes materiais é feita baseada em ensaios experimentais.

2.4 - ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

Embora, o ensaio nas condições reais de utilização seja a melhor forma metodológica para se caracterizar e avaliar o processo abrasivo do material ou componente mecânico de interesse, existe uma série de dificuldades que podem inviabilizar a realização do mesmo, tais como: grande carga horária destinada à efetivação do ensaio, laboriosidade do

método, alto custo, dificuldade em variar parâmetros envolvidos ou isolar o efeito de um deles.

Assim, torna-se necessário o desenvolvimento, em laboratório, de ensaios que simulem as condições reais e que permitam o estudo do desgaste abrasivo.

Devido ao grande número de variáveis tribológicas envolvidas e as modificações que ocorrem com estas durante um processo de desgaste, a simulação laboratorial resulta em dados que não podem ser diretamente aplicáveis às condições reais, mas se o método tiver sido adaptado convenientemente, pode-se estabelecer uma correlação entre o comportamento em laboratório e o encontrado na prática.

Vários ensaios de abrasão têm sido desenvolvidos, porém poucos são padronizados, o que dificulta a intercambialidade de resultados entre laboratórios. No entanto, individualmente, estes buscam alcançar objetivos como estabelecer uma hierarquia de desempenho de materiais ("ranking"), quantificar a influência de parâmetros tribológicos nas taxas de desgaste, caracterizar o mecanismo de remoção de material e selecionar materiais para aplicações específicas.

A seguir, serão descritos os ensaios laboratoriais de abrasão mais utilizados, sendo listados de forma aleatória sem que haja classificação prévia quanto às tensões atuantes ou o número de corpos envolvidos.

2.4.1- ENSAIO DE ABRASÃO DO TIPO "RODA DE BORRACHA"

O equipamento utilizado é um dos mais antigos e o ensaio de abrasão com o mesmo, é o que mais tem gerado dados sobre o assunto [95], por este motivo, a "AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS" (ASTM) criou normas técnicas (G 105 e G 65) para as duas versões de utilização deste abrasômetro.

O equipamento consiste basicamente em uma roda metálica envolta por um anel de borracha que, ao ser rotacionada por um motor elétrico, esfrega partículas abrasivas em um corpo de prova fixado em um braço de alavanca capaz de impor uma dada carga entre o corpo de prova e a roda.

Na primeira versão classificada como “roda de borracha/ areia molhada”, parte de uma roda, que neste caso possui palhetas laterais e fica imersa em uma pasta de areia com água. Durante o movimento da roda, a pasta é levada pelas palhetas à região interfacial entre a roda e o corpo-de-prova, permitindo assim a continuidade do processo abrasivo.

Na outra versão, “roda de borracha/ areia seca”, o fluxo de abrasivo é encaminhado por gravidade de um reservatório situado sobre o equipamento até um bico regulador de vazão fixado pouco acima da região interfacial, figura. 2.9.

O ensaio com roda de borracha é caracterizado como sendo ensaio de abrasão a três corpos (roda, areia e corpo-de-prova), a baixas tensões pois o abrasivo não é fraturado, e realizado em sistema fechado.

Figura. 2.9 Esquema de ensaio da roda de borracha

2.4.2- ENSAIO DE ABRASÃO DO TIPO “PINO SOBRE LIXA”

Este tipo de ensaio, que essencialmente consiste em rotacionar e transladar um pino do material em estudo sobre um papel abrasivo, tem sido bastante utilizado no estudo de abrasão a dois corpos e a alta tensão, utilizando equipamentos que produzem diferentes trajetórias para o pino percorrer sobre o abrasivo.

Aprimorando o equipamento utilizado por Robin em 1910, KHRUSCHOV (1972) criou um ensaio de abrasão onde o abrasivo, representado por uma lixa fixada a um disco de 250mm disposto na posição horizontal, é rotacionada em torno de seu eixo vertical a uma velocidade de 60 rpm. Um corpo-de-prova de forma cilíndrica com 2mm de diâmetro tem uma de suas faces esfregada no papel abrasivo sob uma pressão de 9,55 Kg/cm² e é movido radialmente 1 mm por revolução do disco, percorrendo uma trajetória em forma de espiral.

BERNS & FISCHER (1985) desenvolveram um equipamento onde uma amostra cilíndrica de 6mm de diâmetro carregada com 37,2 N é transladada sobre uma lixa de tal forma que não haja repetição do percurso da amostra, como pode ser visto na figura. 2.10. Durante o ensaio, a amostra (pino) é simultaneamente rotacionada em relação ao seu eixo axial, evitando assim a formação de cunha na borda do pino.

Outro ensaio utilizando abrasômetro tipo pino sobre lixa é descrito por BLICKENSDETFER (1989). Neste, a amostra cilíndrica, girando a 17 rpm, é transladada sobre a superfície lateral de um cilindro revestido com papel abrasivo. O cilindro tem 0,509 m de diâmetro e 0,61 m de comprimento e possui velocidade constante de 2,7 rpm, o que ocasiona uma trajetória helicoidal para a amostra.

Δm = perda de massa

ρ = densidade da amostra

A = área da seção transversal

s = comprimento do desgaste

$$\text{taxa de desgaste } W = \Delta m / (\rho \cdot A \cdot s) \quad (21)$$

Figura. 2.10 Ensaio de pino sobre lixa (BERNS & FICHER, 1985)

2.4.3 - ENSAIO DE RISCAMENTO ELEMENTAR

Este tipo de ensaio visa a caracterização do micromecanismo de remoção de material e das consequências microestruturais da deformação causados pela passagem de uma única partícula abrasiva sobre uma superfície polida.

Ensaio de riscamento elementar a uma carga constante têm sido realizados em microdurômetros adaptados para esse fim. A ferramenta utilizada no riscamento pode ser o próprio penetrador de diamante, usado em medidas de dureza Vickers, ou outra partícula abrasiva montada em suporte similar ao do penetrador (GREGOLIN, 1990). O procedimento do ensaio consiste em aplicar uma carga na superfície da amostra através do penetrador e transladar esta amostra a uma velocidade constante, como ilustrado na figura.2.11, para produzir uma ranhura que, posteriormente, será investigada em microscópio eletrônico de varredura.

Pode-se ainda, instrumentar o equipamento de ensaio para medir as forças atuantes durante o processo de riscamento, o que caracteriza a técnica de esclerometria (GREGOLIN, 1990).

Figura. 2.11 Esquema do ensaio de riscamento (SINÁTORA et al., 1991)

Este tipo de ensaio foi realizado por SINÁTORA et al. (1991) para identificar o mecanismo de remoção de material em ferros fundidos brancos com diferentes microestruturas. Os resultados indicaram que a remoção de material na liga martensítica fora feita predominantemente por mecanismo de microcorte, enquanto que, na liga austenítica, fora por microfadiga.

Estudos com amostras de ferro fundido com alto teor de cromo foram efetuados por POHL et al. (1991) e mostraram a existência de martensita induzida pela deformação da austenita em ensaios de riscamento elementar com indentador de diamante.

2.4.4 - ENSAIO DE ABRASÃO COM BRITADOR DE MANDÍBULAS

O ensaio com britador de mandíbulas praticamente simula as condições de campo, pois utiliza um equipamento semelhante ao industrial, diferenciado apenas em escala (ROTONDARO, 1988). É um ensaio normalizado (G 81) pela ASTM e que corresponde a abrasão a altas tensões, a três corpos e em regime fechado.

O equipamento, esquematizado na figura 2.12, é composto basicamente por uma mandíbula fixa e uma mandíbula móvel, acoplada a um eixo excêntrico e acionada por um motor elétrico. O material a ser estudado deve compor um das mandíbulas do britador, devendo dar preferência à mandíbula fixa, pois o desgaste é maior nesse caso (ROTONDARO, 1988).

As rochas são britadas por esforços de compressão, através do movimento periódico de aproximação e afastamento realizado pelas mandíbulas. O ensaio é relativamente dificultoso para ser efetivado devido ao volume de minerais a ser selecionado por tamanho e britado, e, à existência de períodos curtos entre calibragens e entre manutenções do equipamento.

Figura. 2.12 Esquema do britador de mandíbulas (ROTONDARO, 1988).

2.4.5 - ENSAIO DE ABRASÃO COM MOINHO DE BOLAS

O ensaio com moinho de laboratório é capaz de reproduzir o tipo de interação entre corpos moedores e meio abrasivo encontrada na prática, nos moinhos industriais, diferenciando-se apenas na intensidade dos impactos e nas dimensões do equipamento. Vantagens em relação aos testes em moinhos industriais são a maior rapidez dos testes e a possibilidade de controlar variáveis operacionais (ALBERTIN & FILHO, 1994).

Um equipamento típico apresenta uma câmara de moagem cilíndrica de 40 cm de diâmetro por 40 cm de comprimento, revestida com “placas de desgaste” e com capacidade de processamento de 70 Kg/h (ALBERTIN & FILHO, 1994). Dentro da câmara, que é rotacionada por um motor elétrico, ocorre a moagem de minérios (abrasivos) decorrente das colisões destes com bolas que se movimentam livremente. A figura. 2.13 apresenta uma esquema ilustrativo de equipamento.

Figura. 2.13 Esquema do moinho de bolas

Nos ensaios, as bolas (amostras) são submetidas a um período preliminar de moagem com a finalidade de remover heterogeneidades decorrentes dos processos de fundição e tratamento térmico. Após este período, elas são limpas, identificadas e pesadas individualmente antes de voltarem à câmara de moagem. Os ensaios são longos e as taxas de desgaste são dadas em perda de massa por hora de moagem.

2.4.6 - ENSAIO DE ABRASIVIDADE DE BOND

FRED *apud* ROTONDARO (1988) desenvolveu um equipamento e um procedimento para quantificar e relacionar a abrasividade de minerais em relação ao aço SAE 4325 endurecido. Neste equipamento, como mostrado na fig. 2.14, uma pequena chapa do aço é encaixada em um rotor que gira em um eixo horizontal com uma rotação de 632 rpm. Um tambor concêntrico ao rotor, porém com maior diâmetro e comprimento, é rotacionado no mesmo sentido do rotor a uma velocidade de 70 rpm, com o objetivo de despejar partículas de minério sobre a amostra de aço, o que só é possível devido a saliências situadas na circunferência interna do mesmo.

Fig. 2.14 Esquema do equipamento para ensaio de abrasivo de Bond
(KLIAUGA et al., 1991)

Quatrocentos gramas de minério de granulometria padronizada são colocados no tambor e o teste ocorre por quinze minutos. Então, o tambor é esvaziado e outras quantidades equivalentes de minério são adicionadas por três vezes consecutivas.

Assim, após uma hora de teste, a amostra de aço é retirada do equipamento e pesada em balança de precisão de 0.0001 g. A perda de massa do aço, segundo o autor, corresponde ao “índice de abrasividade do mineral”.

Este tipo de ensaio tem sido utilizado em trabalhos (ROTONDARO, 1988; KLIAUGA *et al* , 1991) que buscam a correlação dos resultados com o desgaste ocorrido na cominuição de minérios. Amostras de diferentes materiais são ensaiadas com um ou mais minerais e são feitas também variações no ângulo de encaixe da amostra, visando uma melhor compreensão do processo de remoção de material.

2.5- INFLUÊNCIA DAS PROPRIEDADES DO MATERIAL NO DESGASTE ABRASIVO

2.5.1- DUREZA

A dureza é considerada como uma das mais importantes propriedades mecânicas do material que sofre desgaste e, muitas vezes, é utilizada como um indicador de resistência ao desgaste abrasivo. Esta consideração muitas vezes generalizada, é feita porque, como poderá ser visto nos trabalhos citados posteriormente, ocorre uma relação linear entre a resistência ao desgaste e a dureza para muitos metais puros, cerâmicas e alguns aços.

No entanto este raciocínio é limitado, visto que existem abrasivos com diferentes durezas e por isso, em cada caso particular de desgaste abrasivo, a dureza a ser considerada deverá ser a dureza relativa entre o material e o

abrasivo, pois esta relação é que poderá determinar o mecanismo de remoção de material e, por consequência, a severidade do processo.

Alguns pesquisadores (RICHARDSON, 1967; STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993; LARSEN-BADSE & MATHEW, 1969) consideram que um processo severo de desgaste ocorra quando a razão dureza do material / dureza do abrasivo for inferior a 0,8 e que um grande aumento da resistência existirá quando os valores de dureza forem praticamente iguais, ou seja, a relação for próxima a 1, como pode ser observado no gráfico conceitual apresentado pela Figura 2.15.

Figura 2.15 Resistência relativa ao desgaste versus a razão da dureza da superfície desgastada pela dureza do material abrasivo (STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993)

O aumento da resistência à abrasão como consequência do aumento da dureza do material pode ser observado na figura 2.16, que apresenta resultados obtidos por KRUSCHOV (1958) em ensaios realizados com diversos metais puros recozidos e aços com diferentes durezas. Nota-se que aços com durezas semelhantes às de metais puros apresentam menor resistência ao desgaste.

Figura 2.16 Resistência ao desgaste versus dureza para metais puros e ligas (TYLCZAC, 1992).

MUTTON & WATSON (1978) após realizar ensaios do tipo “pino sobre tambor” utilizando alumina (80μ) como abrasivo, também obteve um aumento linear da resistência à abrasão com aumento da dureza dos metais puros porém, amostras de dois tipos de aço tratados termicamente apresentaram uma relação sem linearidade, como pode ser visto na figura 2.17.

Figura 2.17 Resistência ao desgaste experimental versus dureza dos metais puros e dois aços tratados termicamente: Δ , 1082; +, Cr-Mo (MUTTON & WATSON, 1978).

A figura 2.18 apresenta resultados do trabalho de MURRAY *et al* (1982) e que muito se assemelham aos do trabalho anteriormente citado, confirmando as relações entre resistência ao desgaste edureza de metais puros e aços tratados termicamente.

Figura 2.18 Resistência ao desgaste de vários materiais em função da dureza (MURRAY *et al.*, 1982).

XU & KENNON (1991) estudaram a resistência abrasiva de aços carbono (0,10%-1,40%) com diferentes dureza e microestruturas em equipamento pino-sobre-lixo. A relação não linear entre resistência à abrasão e dureza foi confirmada para aços temperados e revenidos, porém os aços recozidos apresentaram linearidade, variando apenas a inclinação das retas para aços hipoeutetóides e hipereutetóides, como vê-se na Figura 2.19 (XU & KENNON, 1991).

Figura 2. 19 Diagrama da resistência relativa à abrasão em função da dureza de aços recozidos (XU & KENNON, 1991).

O desgaste abrasivo de um aço hipereutetóide foi verificado por DAS *et al.* (1993) utilizando-se equipamento para ensaio de abrasão roda-de-borracha. A figura 2.20 mostra a diferença de inclinação encontrada na curva 'resistência ao desgaste X dureza' a partir de 400HV.

Figura 2.20 Resistência à abrasão em função da dureza (DAS et al., 1993).

PRASSAD e KULKANI (1991) realizaram ensaios de desgaste com amostras de aço e sílica como abrasivo. As taxas de desgaste são relatadas em perdas de massa, Figura 2.21, e indicam que uma relação simples entre dureza e desgaste não foi encontrada, pois as amostras com maiores durezas foram as que mais desgastaram.

Figura 2.21 Perda de massa obtida em abrasão a três corpos durante 120 m versus a dureza Brinell do aço-carbono (PRASSAD & KULKANI, 1991).

Os diferentes comportamentos apresentados pelos materiais nos trabalhos citados acima, demonstram a dificuldade existente em se relacionar o desgaste abrasivo a apenas um parâmetro, no caso, a dureza. com aumento de dureza, haverá consequentes alterações em outras propriedades do material e que podem vir a influir no processo de interação entre a partícula abrasiva e o material.

2.5.2- TENACIDADE À FRATURA

A tenacidade exerce grande influência na resistência à abrasão dos materiais frágeis, tais como ferros fundidos e materiais cerâmicos, sendo o fator determinante da transição do mecanismo de microcorte para o de microtrincas.

Um estudo da resistência ao desgaste abrasivo de alguns materiais em função da tenacidade à fratura foi realizado por LAWN & WILSHAW *apud* GAHR (1987) e os resultados estão apresentados na Figura 2.22.

Na Figura 2.22(a) foram identificados comportamentos distintos de diferentes materiais durante o ensaio de pino-sobre-lixo, representados por uma parte ascendente da curva e outra descendente. A análise da superfície desgastada dos materiais que compõem a curva descendente mostra que os mecanismos de remoção de material foram o microcorte e o microsulcamento, enquanto que as superfícies dos materiais da parte ascendente (cerâmica) exibiram destacamento de material resultantes da convergência de microtrincas.

Esta análise demonstra que apenas os materiais do lado ascendente sofrerão influência da tenacidade à fratura, tendo suas resistências ao desgaste elevadas com o aumento da tenacidade, em razão da menor incidência de microtrincas.

A formação e propagação de trincas ocorre quando a pressão exercida por uma partícula abrasiva sobre uma superfície de um material excede um certo valor crítico, relacionado à tenacidade deste material. Tal fato é ilustrado pela Figura 2.22(b), onde o aumento da carga no ensaio

desloca o ponto de transição da curva superior para a direita indicando que para uma maior pressão exercida por um abrasivo necessitar-se-á de um maior valor de tenacidade para que não haja trincas.

Figura 2.22 Relação entre a tenacidade à fratura e o desgaste abrasivo de diferentes materiais metálicos e cerâmicos (ensaio de pino sobre lixa carga de 0,71 MPa e 220 # Al_2O_3) (GAHR, 1987)

- a) resultado experimental
- b) esquema teórico

2.5.3 - CAPACIDADE DE DEFORMAÇÃO E ENCRUAMENTO

A capacidade de deformação do material, é um fator que poderá determinar o mecanismo de remoção de material, ou mesmo, a razão entre microcortes e microsulcamentos ocorridos durante o processo abrasivo.

GAHR (1987) demonstra esta influência utilizando dois sistemas teóricos e dois materiais com diferentes capacidades de deformação. No primeiro sistema, uma microranhura de mesma profundidade é produzida na superfície de cada material através da passagem de um indentador mantido a uma distância constante das superfícies. A menor taxa de desgaste resultará no ensaio com o material de maior capacidade de deformação, pois maior quantidade de material será deslocada para as bordas da ranhura (microsulcamento) e, conseqüentemente, haverá menor remoção de material por mecanismo de microcorte. O segundo sistema apresenta, ao invés de uma profundidade de penetração constante, uma carga constante exercida pelo indentador sobre as superfícies durante o riscamento. Neste caso, a menor taxa volumétrica de desgaste será encontrada no material com menor capacidade de deformação, que apresentou uma ranhura com menor profundidade. Isto ocorreu, segundo o autor, devido a influência simultânea da dureza dos materiais.

Na prática, a influência da capacidade de deformação foi verificada após a análise das superfícies desgastadas de amostras de ferro fundido através de microscopia eletrônica de varredura (SINÁTORA *et al*, 1991). Nas amostras martensíticas foram identificados, após ensaio 'pino-sobre-lixo', microcortes e microfraturas enquanto que nas amostras austeníticas, observou-se a ocorrência predominante de microsulcamentos. A maior resistência ao desgaste apresentada pela estrutura austenítica foi justificada pela sua maior capacidade de deformação.

Altas deformações plásticas podem resultar em um aumento da dureza superficial do material, ou seja, em um encruamento e assim, alterar o seu comportamento durante o processo abrasivo. Por este motivo, a dureza no estado deformado pode ser mais útil quando se compara a

resistência a abrasão de materiais com diferentes capacidades de encruamento, como ilustrado na Figura 2.23.

Figura 2.23 Resistência ao desgaste abrasivo versus dureza da superfície desgastada:

a) dureza da estrutura sem deformação

b) dureza dos detritos de desgaste, isto é, estruturas altamente deformadas

A interdependência das propriedades de um material vêm a evidenciar a dificuldade em se predizer sua resistência a abrasão, e segundo YANG & GARRISON (1989), deverá ser determinada, fazendo-se um balanço entre o encruamento superficial e a perda de ductilidade associada ao aumento de dureza .

2.5.4- COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Um bom exemplo da influência da composição química na resistência à abrasão é a variação do conteúdo de carbono em ligas ferrosas, esquematizada na Figura 2.24. GAHR (1987) considera este aumento da resistência ao desgaste abrasivo com maiores teores de carbono, decorrente de diversos efeitos, como o aumento da capacidade de encruamento da austenita, aumento da dureza da martensita, aumento do volume de carbonetos em aços de alto carbono e ferros fundidos, aumento do volume de perlita ou martensita em aços hipoeutetóides, conforme comentado.

O efeito do carbono foi constatado por estudos de XU e KENNON (1991) que, utilizando-se de equipamento do tipo pino-sobre-tambor, analisaram o comportamento de aços com conteúdo de carbono variando de 0,10% a 1,40%. A relação entre teor de carbono e resistência à abrasão encontrada foi linear, porém com diferentes inclinações para aços hipoeutetóides e hipereutetóides.

A adição de elementos de liga à composição de um material para melhorar seu desempenho mecânico é uma alternativa reconhecida. Este procedimento também é válido quando se deseja aumentar a resistência ao desgaste dos materiais e pode ser obtido através da adição de elementos formadores de carboneto, ou elementos que aumentem a temperabilidade ou ainda, de elementos que aumentem a tenacidade da liga.

Figura 2.24: Perda por desgaste abrasivo em função do conteúdo de carbono de diversas ligas ferrosas obtidas em ensaio de pino em escala arbitrária (GAHR, 1987).

LIU e MAN (1993) buscaram um aperfeiçoamento da resistência à abrasão do aço Ni-hard 4 através de ajustes em sua composição química. O conteúdo de Cr, que na composição padrão é de 8% a 10% em peso, foi variado entre 7% e 11%. A quantidade de Si foi elevada e efetuaram-se adições separadas de Mo e B. Os resultados obtidos em ensaios realizados em equipamento roda-de-borracha demonstraram um grande aumento da resistência ao desgaste com adições de Si até 1,5%. Menores taxas de desgaste também foram alcançadas com a elevação do teor de Cr, porém de maneira menos eficiente. As adições de B resultaram em pequenas melhorias na resistência ao desgaste, causadas por um aumento na fração volumétrica de carbonetos, enquanto as amostras com Mo apresentaram os resultados menos expressivos.

O efeito do Mo, em contraposição ao exemplo anterior, foi bastante significativo quando adicionado ao ferro fundido branco com 15% de Cr, conforme pesquisa realizada por SARE e ARNOLD (1989). Eles concluíram que adições de até 4% de Mo reduzem a perda de peso do ferro fundido em ensaios no triturador de mandíbulas, não sendo observada nenhuma influência acima deste nível.

EL KOUSSY *et al* (1981) relataram que a resistência a abrasão de aços ao Cr, em ensaios tipo areia seca / roda de borracha, é predominantemente determinada pela composição química e microestrutura. O efeito favorável obtido com o aumento da quantidade de Cr nos aços não foi uma relação linear com a resistência ao desgaste, pois quando aumentou-se o conteúdo de 1% para 5% Cr conseguiu-se um efeito maior do que o obtido com o aumento de 5% para 12% Cr.

A influência do aumento do teor de Cr também foi constatada em amostras de ferro fundido por RESENDE & MELLO (1991) que, ao realizar ensaios de abrasão a três corpos obtiveram uma maior resistência ao desgaste para uma liga com 30% de Cr quando comparada a uma com 15% de Cr.

A adição de Nb a ferro fundido branco ao Cr como um recurso para aumentar a resistência a abrasão tem sido confirmada na literatura (CHENG *et al*, 1993; ZAMPIERI *et al*, 1989). GUESSER *et al* (1989), após efetuar ensaios com moinho de bolas, moinho de martelos e jato de granalha, relatou que houve diminuição do desgaste com aumento do conteúdo de Nb em todos os ensaios e que este fato ocorreu devido a presença de carbonetos NbC de alta dureza e a maior disponibilidade de Cr na matriz, aumentando a temperabilidade da matriz.

O trabalho de CHEN *et al*. (1993), baseado em resultados obtidos com equipamento do tipo "roda de borracha", confirma a capacidade do Nb em melhorar a resistência ao desgaste e justifica tal fato dizendo que além de formar NbC com morfologia adequada para boa fixação, aumentam a dureza da matriz quando estão solubilizados na mesma.

A adição de diferentes elementos de liga à composição química de um material, exercerá forte influência em sua microestrutura, que por sua vez, será um dos fatores determinantes na sua resistência ao desgaste.

Indiscutivelmente, a adição de diferentes elementos à liga, em diversas porcentagens exerce forte influência na sua microestrutura, que por sua vez será um dos determinantes do desgaste do material.

2.5.5- MICROESTRUTURA

A microestrutura dos materiais desempenha papel importante no estudo de desgaste abrasivo devido a sua influência sobre as propriedades mecânicas tais como, dureza, ductilidade e limite de escoamento que como visto anteriormente, à resistência ao desgaste.

Vários estudos (MUTTON & WATSON, 1978; GAHR, 1987; TYLCZAK, 1992) tem demonstrado que a resistência à abrasão de materiais monofásicos, como metais puros, é linearmente proporcional a dureza, ou seja, quanto maior for dureza, maior será a resistência ao desgaste dos mesmos. Esta dureza está relacionada ao tamanho, forma e orientação dos grãos que compõe a microestrutura.

Maior complexidade é encontrada no estudo de materiais polifásicos pois, neste caso a resistência ao desgaste depende das propriedades de matriz, das propriedades das fases dispersas e das interações entre todas as fases.

A importância da microestrutura da matriz na resistência ao desgaste de aços com diferentes teores de carbono foi relatada após a análise de ensaios do tipo pino-sobre-tambor. Com mesma dureza e conteúdo de carbono menor do que 1,0%, amostras apresentando estruturas bainíticas tiveram maior resistência, seguida por estruturas temperadas e revenidas, estruturas recozidas e por último, estruturas esferoidizadas. Entretanto, para as mesmas condições de ensaio num aço com 1,2% C sob as mesmas

condições de ensaio, a resistência ao desgaste da martensita revenida foi menor que a estrutura recozida.

Um aço hipoeutetóide contendo 30% de ferrita e 70% de perlita teve sua resistência à abrasão avaliada em função do espaçamento lamelar da perlita (GAHR, 1985). Esta variação lamelar foi obtida através de diferentes temperaturas de austenitização. Os ensaios “pino-sobre-lixo”, demonstraram que o desgaste diminui com aumento de dureza da perlita, ou seja, com a diminuição do espaçamento lamelar da mesma.

Na literatura existem várias opiniões contraditórias quanto ao desempenho de matriz austenítica de ligas ferrosas quando comparado ao da matriz martensítica e também quanto ao efeito causado pela presença austenita retida em matriz martensítica nos ensaios de abrasão.

Amostras de ferro fundido branco foram testadas em um abrasômetro “roda de borracha” utilizando uma mistura de sílica com água destilada como abrasivo (BORIK, 1970). A Figura 2.25 mostra que ambas as matrizes, martensítica e austenítica, exibiram um comportamento semelhante em relação a quantidade de carbonetos porém, uma maior resistência ao desgaste da matriz martensítica.

SINÁTORA et al. (1991) obtiveram resultados inversos aos do estudo anterior após efetuar ensaios do tipo “pino-sobre-lixo”, ou seja, ocorreram menores taxas de desgaste para o ferro fundido com matriz austenítica quando comparada a matriz martensítica. A causa de tais resultados foi, segundo os autores, a capacidade de deformação da austenita e possivelmente uma transformação de astenita em martensita durante o processo de abrasão.

A martensita induzida pela deformação ocorrida em microsulcamento foi comprovada com ensaio de riscamento elementar realizado em amostras de ferro fundido tratado termicamente por POHL *et al.* (1991). A análise da superfície da amostra, através de microscopia eletrônica de varredura, permitiu observar a martensita nas bordas da ranhura, ou seja, nas regiões de material deslocado pela passagem do indentador de diamante.

Muitas vezes em tratamento térmico de têmpera, utilizado industrialmente para a obtenção de uma estrutura martensítica em um aço ou em um ferro fundido, pode ocorrer uma transformação incompleta da austenita durante o resfriamento resultando em uma microestrutura martensítica com diferentes quantidades de austenita retida. A diferença de comportamento, diante de processos abrasivos, de materiais com austenita retida e sem, tem despertado interesse de pesquisadores e alguns trabalhos já foram realizados (SINÁTORA *et al*, 1988; SINÁTORA *et al*, 1989; SARE & ARNOULD, 1989; YANG & GARRISON, 1989; RESENDE & MELLO, 1991; DAS *et al*, 1993; POHL & AL-RUBAIE, 1994).

Figura 2.25 Perda volumétrica por desgaste abrasivo e dureza de ferro fundido branco em função do volume de carbonetos massivos (BORIK, 1970).

O efeito benéfico da austenita retida na resistência ao desgaste é relatado em estudos de abrasão a dois corpos (SINÁTORA *et al*, 1989; POHL & AL-RUBAIE, 1994) com ferros fundidos e a dois e três corpos, com aços ligados quimicamente (DAS *et al*, 1993). Nestes estudos, o aumento da resistência a abrasão acontece, segundo os autores, devido ao encruamento que ocorre com a deformação da austenita e ainda segundo MEI *et al*., uma certa quantidade de energia que seria utilizada para fraturar a estrutura totalmente martensítica é consumida para deformar a austenita durante a passagem da partícula abrasiva o que, diminui a taxa de desgaste.

Por outro lado, FAN (1990) após realizar ensaios de abrasão a três corpos concluiu que a austenita retida prejudicou a resistência do ferro fundido com alto cromo por possuir uma menor dureza quando comparada a martensita e por causar uma tensão adicional a estrutura quando encruada seria capaz de aumentar a tendência de perda de material em forma de lascamento (spalling).

Atenção também tem sido dada a influência da quantidade volumétrica da fase mais dura em estruturas polifásicas como no caso de aços que é ilustrado na Figura 2.26. Um lote de amostras contendo proporções diferentes de ferrita e perlita e outro lote contendo ferrita e martensita foram ensaiados em equipamento do tipo pino-sobre-lixo. Nos dois casos, o aumento da quantidade da fase dura, perlita ou martensita respectivamente, ocasionou menores perdas de massa das amostras durante os ensaios. Ainda, comparando-se os dois tipos de estruturas, aquela composta por ferrita e martensita apresentou maior resistência à abrasão.

Figura 2.26 Perda por desgaste abrasivo e dureza de estruturas ferrítica-perlítica (a) e (b) estruturas ferríticas-martensíticas de aços, versus fração volumétrica de perlita e martensita respectivamente (GAHR, 1987).

Os carbonetos correspondem a fases duras originadas da ligação química entre carbono e um metal ou uma combinação de metais (carbonetos complexos), podendo possuir as seguintes formas estequiométricas: MC , M_3C , M_4C_3 , M_6C e M_7C_3 , sendo M o átomo de metal.

Esta fase possui elevada dureza quando comparada a das matrizes metálicas e por isso, geralmente são utilizadas como fase de reforço para materiais que serão submetidos ao desgaste como nos aços-ferramenta e ferros fundidos brancos.

Tratando-se de desgaste abrasivo, a importância da fase carboneto presente em um material pode variar de acordo com sua dureza, forma, tamanho, quantidade e distribuição sendo, dureza e tamanho relativos à partícula abrasiva. Diferentes interações entre partículas abrasivas e carbonetos estão representadas a seguir na figura 2.27.

Figura 2.27 Esquema das interações entre partículas abrasivas moles ou duras em deslizamento e carbonetos (GAHR, 1987).

Assim, abrasivos duros e maiores que os carbonetos podem, facilmente remover quantidades grandes de matriz e carbonetos ocorrendo um tipo de escavação. Carbonetos maiores porém mais dúcteis que o abrasivo podem ser cortados enquanto que carbonetos frágeis serão cortados e fraturados. Partículas abrasivas grandes com dureza inferior a do carboneto e superior a da matriz, poderão escavar o material que possuir pequenos carbonetos. Abrasivos podem também, arrancar carbonetos que não possuam uma boa aderência à matriz. Carbonetos grandes e duros podem desgastar partículas abrasivas moles.

Portanto, uma partícula abrasiva, quando agindo sobre a superfície de um material que contenha carbonetos, pode originar escavações, cortes, trincas, arrancamento de carbonetos e ainda, seu próprio desgaste.

GAHR (1987), após efetuar ensaios “pino sobre lixa”, mostra através da figura 2.28 que há uma transição de baixas a altas taxas de desgaste em amostras de ferro fundido branco quando a dureza das partículas abrasivas supera em 20% a dos carbonetos massivos M_7C_3 . Outra observação a ser

feita sobre esta ilustração é que a fração volumétrica de carbonetos também influencia na transição das taxas de desgaste.

Ensaio com bolas de ferro fundido de alto cromo em moinho de bolas resultaram em um aumento de resistência ao desgaste com a elevação da fração volumétrica de carbonetos quando se utilizou apatita e hematita como abrasivos, enquanto que houve um comportamento inverso ao se utilizar quartzo (ALBERTIN & AMBRÓSIO, 1995).

A diminuição do desgaste com o aumento da fração volumétrica de carbonetos foi verificada em ensaios abrasivos do tipo "pino sobre lixa". Amostras com estruturas austeníticas e martensíticas tiveram perdas de massa reduzidas intensamente até o volume de 30% de carbonetos e uma perda constante acima desta porcentagem.

Figura 2.28 Perda por desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos com 7, 24 e 45 % volume de carbonetos no ensaio de pina sobre lixa (II) versus a razão entre a dureza das partículas abrasivas e a dureza de ferros fundidos ou carbonetos M_7C_3 (GAHR, 1987).

2.6 - INFLUÊNCIA DO MEIO ABRASIVO

2.6.1 - ABRASIVO

Abrasivo, geralmente é definido como partícula ou grão capaz de causar rápido ou eficiente desgaste abrasivo em uma superfície sólida (STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993). Mas abrasividade não está restrita a partículas livres ou encrustadas em um contracorpo e pode existir em uma superfície quando esta apresentar irregularidades superficiais, ou seja, protuberâncias microtopográficas que possam agir como partículas abrasivas quando em contato e movimento relativo a outra superfície. Partículas abrasivas também podem ter origem no próprio sistema tribológico quando detritos do material, gerados por alguma forma de desgaste, ficam confinados entre duas tribosuperfícies como no caso de detritos de anel de pistão em motores de combustão interna.

A maioria dos abrasivos encontrados consiste em partículas de origem mineral que podem fazer parte do tribossistema, como em atividades em contato com o solo e na cominuição de minérios, podendo também ser elementos estranhos a ele, sendo considerados impurezas ou sujeiras. A tab.2.2 apresenta alguns minerais naturais e suas respectivas durezas. O quartzo é o agente abrasivo mais frequentemente encontrado e sua dureza permite desgastar os mais duros aços (GAHR, 1987).

A dureza relativa do abrasivo em relação a do material desgastado, como visto no item 2.5.1, exerce grande influência no desgaste abrasivo e por isso vários trabalhos foram realizados para constatação de tal fato.

ALBERTIN & FILHO (1994) analisaram o efeito da dureza do abrasivo na resistência ao desgaste de bolas de ferro fundido efetuando ensaios em moinho de bolas de laboratório utilizando minério de fosfato (300 HV), minério de ferro (500 HV) e quartzo (1000 HV) como abrasivos. Obtiveram as

maiores perdas de massa nos ensaios com quartzo e as menores com minério de fosfato.

Tabela 2.2 Dureza de alguns minerais típicos (STACHOWIAC & BATCHELOR)

Substância	escala de Mohs	dureza (VHN)
talco	1	2 - 3
gesso	2	36 - 76
calcita	3	109 - 172
fluorita	4	190 - 250
vitritina	4 - 5	294
apatita	5	566 - 850
ortoclásio	6	714 - 795
hematita	6 - 7	1038
quartzo	7	1103 - 1260
pirita	7 - 8	1500
marcasita	7 - 8	1600
granada	8	1200 - 1648
corundun	9	2060 - 2720
diamante	10	8000 - 10.000

Em ensaios de abrasividade de Bond com hematita (400 HV) e granito (1200 HV) de mesma granulação, KLIAUGA e outros observaram o mesmo comportamento, ou seja, o abrasivo de maior dureza gerou a maior taxa de desgaste para amostras de ligas do sistema Fe-C-Cr.

SANTANA & MELLO (1994) chegaram à mesma conclusão quanto à influência da dureza dos abrasivos, alumina e SiC, realizando ensaios de abrasão a três corpos em amostras de ferro fundido branco. Neste mesmo trabalho, foi verificada a influência de uma outra característica do abrasivo, o tamanho da partícula, sendo utilizado partículas de tamanho correspondente a mesh #1000, #240 e #80. Para os dois tipos de abrasivo, os resultados indicaram que quanto maior o tamanho da partícula, maior a taxa de desgaste que, segundo o autor, é decorrente de uma remoção de material mais eficiente devido à maior carga exercida por cada partícula quando, sob as mesmas condições de ensaio, o tamanho médio desta é aumentado.

A resistência de metais puros também foi analisado para diferentes tamanhos de abrasivos. Os resultados de ensaios de abrasão a três corpos com Cu e Al realizados por MISRA & FINNIE (1983) exibiram que a taxa de desgaste crescente com o aumento do tamanho das partículas abrasivas até próximas a 100 μm ; acima desta medida, o crescimento da taxa de desgaste não foi tão significativo. Amostras de Fe com pureza comercial, foram estudadas em ensaios do tipo “pino sobre lixa”, utilizando papéis com abrasivos de alumina e SiC de diferentes tamanhos e demonstraram que a resistência ao desgaste é inversamente proporcional ao tamanho do abrasivo.

Outro fator que controla a abrasividade é o formato da partícula abrasiva, pois este influi na carga de contato e na condição de deformação elástica e plástica (TYLCZAK, 1992). Existe um valor crítico do ângulo de ataque, formado entre a partícula e a superfície do material desgastado, que irá determinar a transição entre desgaste ameno e severo, correspondente à passagem de microsulcamentos a microcortes como visto na figura 2.29.

Figura 2.29 Razão entre o microcorte e o microsulcamento em função da razão do ângulo de ataque e o ângulo de ataque crítico (GAHR, 1987).

As características da partícula abrasiva podem ainda variar, durante a abrasão, em função da tensão envolvida no processo de desgaste, ou seja, partículas muito duras e frágeis podem ser fraturadas e reduzidas a tamanhos menores, diminuindo a taxa de desgaste; partículas com grande tenacidade correm o risco de terem suas arestas de corte arredondadas e deixarem de remover material por microcorte; e partículas com propriedades intermediárias, duras porém não tão frágeis, podem ter arestas de corte renováveis durante seus movimentos, permitindo um desgaste rápido do material em contato, como na Figura 2.30, a seguir.

Figura 2.30 Efeito da tenacidade e da fragilidade da partícula sobre sua eficiência em provocar desgaste (STACHOWIAC & BATCHELOR, 1993).

2.6.2- VELOCIDADE RELATIVA E CARGA APLICADA

As influências da carga aplicada e da velocidade relativa entre as partículas abrasivas e o material que sofre desgaste despertaram interesse logo nos primeiros estudos de desgaste e abrasão.

HAWORTH (1949) realizou ensaios com amostras temperadas de aço SAE 1045, variando a carga e a velocidade da roda de borracha. Os resultados mostraram que a mudança da velocidade de 250rpm para 1035rpm, mantendo constantes os outros parâmetros de ensaio, gerou um aumento de aproximadamente duas vezes na taxa de perda de massa, enquanto que dobrando-se a carga e mantendo-se a velocidade de 250rpm, ampliou-se o valor da taxa de desgaste abrasivo em duas vezes e meia.

Os resultados dos ensaios de abrasão a três corpos obtidos por MISRA & FINNIE (1983) após alterarem a carga das partículas abrasivas sobre as amostras de aço SAE 1020 estão expressos na Figura 2.31. Como

abrasivos, foram utilizados dois lotes de SiC com mesma granulometria e de fornecedores diferentes, que causaram taxas de desgaste diferentes, porém ambos com aumento linear a partir de 1,5Kgf. Investigou-se também o efeito da mudança de velocidade de escorregamento das partículas de SiC para amostras de Al e Cu, onde resultados pouco significativos foram obtidos, já que a perda volumétrica de desgaste variou lentamente no intervalo estudado (25 a 175 mm/s).

Figura 2.31 Perda de volume de desgaste em função da carga efetiva nas amostras para o aço AISI 1020 desgastado por dois lotes diferentes de partículas de SiC (MISRA & FINNIE, 1983).

DAS *et al* (1993) pesquisaram a abrasão à baixa tensão de um aço hipereutetóide com a utilização de equipamento do tipo roda-de-borracha. A resistência ao desgaste do aço no estado recozido diminuiu com o aumento da carga aplicada nos ensaios; a velocidade angular da roda pouco afetou o comportamento do aço quando as cargas utilizadas foram 71N e 93N; entretanto, sob uma carga constante de 49N, a menor resistência ao desgaste abrasivo foi encontrada a 150rpm, comparativamente às velocidades de 273rpm e 400rpm, que resultaram em resistências semelhantes.

2.6.3- TEMPERATURA E UMIDADE

O aumento da temperatura causa uma diminuição na dureza e no limite de escoamento dos materiais, por este motivo é de se esperar que a temperatura influa na resistência ao desgaste dos materiais (TYLCZAK, 1992).

TABOR *apud* STACHOWIAK & BATCHELOR (1993) concluiu que os metais, quando submetidos a altas temperaturas, têm suas durezas muito mais reduzidas do que os minerais que geralmente correspondem a maioria dos abrasivos. Assim, o desgaste abrasivo de um metal pode ser agravado a altas temperaturas devido a um aumento da dureza do abrasivo em relação a do metal o que causaria uma maior remoção de material metálico.

Apesar disto, poucos trabalhos tem sido realizados para quantificar o efeito da temperatura na abrasão pois, grandes dificuldades são encontradas pelos laboratórios para adaptar os equipamentos de tal forma que permitam a realização de ensaios a temperaturas elevadas.

SOEMANTRI *et al* (1985) efetuou ensaios abrasivos com amostras de Cu e Al e observou apenas um pequeno aumento nas taxas de desgaste das amostras de Cu enquanto que as amostras de Al mantiveram perdas de massa uniformes.

Além do efeito da temperatura do ambiente em que se encontra o tribossistema, existe ainda o efeito das altas temperaturas alcançadas na superfície do material decorrentes das deformações plásticas ocorridas durante o processo abrasivo.

A diferença entre os dois efeitos da temperatura está no fato de que, no primeiro caso, com o aumento da temperatura ambiente, os dois corpos, abrasivo e material, tem suas durezas alteradas e no segundo caso, praticamente apenas o material sofrerá alteração. Isto ocorre porque o contato tribológico para cada partícula abrasiva ocorre apenas durante a sua passagem sobre a superfície do material enquanto que, para o material o efeito é acumulativo, ou seja, é a soma dos efeitos causados por cada partícula abrasiva (STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993).

A influência da umidade atmosférica foi estudada por BASSE (1975) realizando ensaios abrasivos para uma variedade de metais puros e aços. Os resultados obtidos com a utilização de SiC como abrasivo, mostraram uma tendência das taxas de desgaste aumentarem com a elevação da umidade relativa até 65%. Esta tendência foi atribuída à fratura das partículas abrasivas com aumento da umidade, originando novas arestas de corte que aumentaram a capacidade das partículas em remover material.

O abrasivo pode também ser enfraquecido pela umidade ao ponto de ser desintegrado em partículas muito pequenas e assim diminuir a abrasividade do tribossistema (STACHOWIAK & BATCHLOR, 1993).

Outro fenômeno que pode ocorrer devido a umidade e agravar o processo de degradação da superfície do material é a corrosão causada pela presença de água ou de agentes corrosivos introduzidos por ela, como ácidos (STACHOWIAK & BATCHLOR, 1993).

2.7- REVESTIMENTO DURO

2.7.1- CONCEITUAÇÃO

Revestimento duro é o processo de aplicação de um material duro e resistente ao desgaste, em superfícies de componentes, através de processo de soldagem, pulverização térmica ou processos combinados de soldagem, visando reduzir o desgaste ou a perda de material por abrasão, impacto, erosão, adesão e cavitação (KENNETH *et al*, 1992).

O revestimento duro pode ser empregado em peças novas para melhorar a sua resistência ao desgaste durante o serviço, ou restaurar partes desgastadas de uma peça para recondiçioná-la ao serviço. A área a

ser revestida pode se tratar de uma superfície, um cordão ou um ponto de uma peça.

As aplicações de revestimento para o controle de desgaste variam muito, abrangendo casos onde o desgaste abrasivo é severo, tal como, em trituradores de rochas, até casos em que os revestimentos são utilizados para minimizar o desgaste adesivo de metal contra metal, tal como, no controle de válvulas onde a tolerância de ajuste situa-se entre milésimos de polegada (KENNETH *et al*, 1992).

A seleção de uma liga para compor um revestimento duro apropriado a uma dada condição de desgaste, deve ser feita após uma cuidadosa investigação sobre as condições de serviço (KENNETH *et al*, 1992). O tipo de desgaste, os mecanismos de remoção de material, a existência ou não de impacto e as características ambientais quanto a temperatura e corrosão são importantes e devem ser analisadas previamente.

É necessário também, considerar a soldabilidade, levando-se em conta a compatibilidade entre a liga e o metal base para que não haja ocorrência de trincas oriundas de tensões térmicas, o volume e o formato do depósito exigidos para a confecção do revestimento.

O custo total do revestimento é relevante na escolha da liga, acarretando assim, a realização de um levantamento do custo de fabricação com os meios disponíveis ou o de aquisição da liga no mercado adicionados ao custo de aplicação do revestimento.

Por fim, o fator determinante da seleção da liga deve ser o custo benefício gerado com a utilização do revestimento. Isto é, a economia gerada com o aumento da eficiência e da vida útil do componente revestido, devido as menores taxas de desgaste somado à redução do custo de manutenções, devido ao menor número de paradas além do fato de se precisar apenas restaurar a região desgastada.

2.7.2- CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS

As ligas para revestimento duro, convencionalmente, são classificadas em quatro grupos de acordo com a composição química:, ligas a base de cobalto, ligas a base de níquel, carbonetos e ligas ferrosas (KENNETH *et al*, 1992; GREGORY & BARTLE , 1980). Estas últimas terão apresentação mais detalhada no próximo item pois situa-se neste grupo, a liga em estudo.

Microestruturalmente estas ligas são compostas por fases duras precipitadas, tais como, boretos, carbonetos e fases intermetálicas, dispersas em matrizes a base de Ni, Co ou Fe.

As ligas a base de cobalto são consideradas como os materiais para revestimento duro mais versáteis pois, podem ser resistentes ao calor, impacto, abrasão, oxidação, choque térmico, erosão e desgaste metal-metal. Algumas destas ligas podem manter suas durezas úteis até 825 °C e resistir a oxidação até 1100 °C (KENNETH *et al*, 1992). Existem cinco principais ligas baseadas no sistema Co-Cr-W-C encontradas em revestimentos duros.

A composição química, macrodureza e microdureza destas ligas estão na tabela 2.3. Estas ligas podem ser aplicadas em válvulas, eixos de bombas, luvas, faca de cisalhanento à quente, pá de turbina à vapor, matrizes e anéis de pistões (GREGORY & BARTLE, 1980).

Tab. 2.3 Composição e dureza de ligas à base de cobalto para revestimento duro (ASM, 1983)

designação AWS	composição nominal	Dureza aproximada dos constituintes				
		macrodureza nominal		matriz DPH	dureza das partículas tipo	DPH
		DPH	HRC			
Alloy 21	Co-27Cr-5Mo-2.8Ni-0.2C	255	24-27	250	Eutectic	900
RCoCrA	Co-28Cr-4W-1.1C	424	39-42	370	Eutectic	900(a)
RCoCrB	Co-29Cr-8W-1.35C	471	40-48	420	Eutectic	900(a)
RCoCrC	Co-30Cr-12W-2.5C	577	52-54	510	M ₇ C ₃ M ₆ C	900(a) 1540 1700
Alloy 20	Co-32Cr-17W-2.5C	653	53-55	540	M ₇ C ₃ M ₆ C	900
Tribaloy T-800	Co-28Mo-17Cr-3Si	653	54-64	800(b)	Laves phase	1100

As ligas a base de Ni são eficientes em serviços envolvendo desgaste e corrosão. Elas são superiores às outras ligas de revestimento duro quando o desgaste é causado por contato metal-metal como ocorre em mancais. A dureza é mantida até cerca de 650 °C e a resistência a oxidação a temperaturas até 875 °C (KENNETH *et al*, 1992). A tabela 2.4 apresenta algumas ligas a base de Ni que são tipicamente aplicadas em caixas de engrenagens, válvulas, cone de alto-forno, matrizes de forjamento, peças para indústria química e mancais de deslizamento (GREGORY & BARTLE, 1980).

Tab. 2.4 Composição e dureza de ligas à base de níquel para revestimento duro (ASM, 1983).

designação AWS	composição nominal	dureza aproximada dos constituintes				
		macro dureza nominal		matriz DPH	partículas duras tipo	DPH
		DPH	HRC			
RNiCr-C	Ni-15Cr-4Si-3.5B-0.75C	633	57	420	Primary boride	2300
					Secondary boride	950
					Eutectic	750
					Carbide (M_7C_3)	1700
RNiCr-B	Ni-12Cr-3.5Si-2.5B-0.35C	530	51	410	Primary boride	2300
					Secondary boride	950
					Eutectic phase	750
Hastelloy C	Ni-17Cr-17Mo-0.12C	200	HRB 95	180	M_6C	1700
Haynes 716	Ni-11Co-26Cr-29Fe-3.5W-3Mo-1.1C-0.5B	315	32	215	M_7C_3	1500
Tribaloy T-700	Ni-32Mo-15Cr-3Si	470	45	800(a)	Laves phase	

O grupo de ligas classificado como carbonetos refere-se às ligas que produzem revestimentos constituídos por partículas de carbonetos dispersas em matrizes metálicas e que possuem extrema importância em casos de peças com funções de corte e onde ocorrem severa abrasão, ambos acompanhados de baixo ou moderado impacto (KENNETH *et al*, 1992). Os carbonetos de W, Ti, Ta e Cr são empregados em revestimentos duros para martelos trituradores, raspadeiras, peças para sinterização e discos de base para facas de corte de cana.

As ligas ferrosas que são as mais utilizadas como revestimento duro, podem ser divididas de acordo com a porcentagem de elementos de liga: a)

ligas com menos de 20% e b) ligas com mais 20% de elementos de liga. O primeiro grupo pode ser subdividido em aços carbono, aços baixa liga, aços inoxidáveis martensíticos, aços rápidos e aços ao manganês austeníticos. Enquanto que o segundo grupo corresponde a aços ao cromo e manganês austeníticos, aços rápidos, aços inoxidáveis austeníticos, ferros alto cromo austeníticos e martensíticos (GREGORY & BARTLE, 1980).

A seguir as ligas à base de ferro serão classificadas de acordo com GREGORY & BARTLE (1980).

Ligas ferrosas com menos de 20% de elementos de liga:

Aços Carbono - apesar de possuírem baixa dureza devido ao sua pequena porcentagem de carbono (até 0,5% de C), esta classe é considerada como revestimento duro. Estes aços são úteis como revestimento intermediário entre metais-base moles e revestimento de alta dureza ou como revestimento de enchimento, principalmente para reconstituir tamanhos originais de componentes de máquinas como, eixos e roletes. Alta resistência ao impacto e boa soldabilidade também, são propriedades deste aço.

Aços baixa liga - são caracterizados pelo baixo custo e pela grande variedade de propriedades que podem obter, dependendo da composição química. Este tipo de liga com microestrutura martensítica é o mais utilizado entre as ligas para revestimento podendo ter adicionalmente quantidades de Cr, Mn, Mo, Ni, W e V. Típicas aplicações para estas ligas são revestimentos em equipamentos de movimentação de terra e agrícolas, máquinas de trituração, dentes de engrenagens e trilhos de trem.

Aços inoxidáveis martensíticos - possuem conteúdo de Cr na faixa de 10 a 15% o que os torna resistentes ao calor e corrosão. Estes aços são úteis para resistir ao desgaste no contato metal-metal até temperaturas de 600 °C sendo muito utilizado em rolos de laminação. Outras aplicações são

revestimento em munhões de rolos, rodas de pontes rolantes e ferramentas para trabalho de metais.

Aços rápidos - por definição, podem cortar metais a com altas velocidades sem que haja amolecimento de ferramentas de usinagem revestidas até cerca de 600 °C. O Co garante a dureza a quente e o W, Mo, V e Cr produzem carbonetos que tornam a liga resistente ao desgaste. Revestimentos com este tipo de liga são empregados em ferramentas para corte de metais, matrizes para trabalho a quente e tenazes para lingotes.

Aços ao manganês austeníticos - correspondem as ligas com 12 a 14% de Mn que possuem baixa dureza, cerca de 200 HV, após a deposição e são utilizadas em situações de alto impacto. Os revestimentos formados por estas ligas podem obter durezas em torno de 600 HV quando solicitados mecanicamente a frio nestas situações, devido ao encruamento que ocorre em camadas superficiais. A confecção destes revestimentos sobre aços carbono ou aços baixa-liga deve ser antecedida pela aplicação de revestimentos de aço inoxidável austenítico devido a possibilidade de formação de uma zona frágil com trincas nas interfaces com estes tipos de aço. Esta fragilidade seria consequência da formação de martensita na interface induzida pela diluição do depósito de soldagem e poderia levar ao destacamento do revestimento. Exemplos de revestimentos com aço ao manganês austeníticos são encontrados em trituradores de rochas, trilhos de trem e equipamentos de escavação de solo rochoso.

Ligas Ferrosas com mais 20% de elementos de liga:

Aços ao cromo e manganês austeníticos - possuem aplicações semelhantes aos revestimentos com aço ao manganês austeníticos porém, devido a grande quantidade de elementos de liga, há a vantagem de não ocorrer a interface martensítica frágil quando forem utilizados aços carbono como metal-base. Outra diferença, também devido a quantidade de elementos de liga, seria o aumento de dureza dos revestimentos.

Aços inoxidáveis austeníticos - são ligas que contêm 18% de Cr e 8% de Ni, possuem boa resistência ao impacto porém, menor que a dos aço ao manganês austeníticos. Entretanto, podem ser utilizados na indústria química e componentes de fornos. Como mencionado anteriormente, são utilizados para amanteigar superfícies de aço carbono e aço baixa liga anteriormente a aplicação de revestimentos de aço ao manganês austeníticos.

Aços rápidos - diferem dos aços de mesma nomenclatura do outro grupo pela quantidade de W, Cr, Mo e V na composição química e consequentemente pela porcentagem de carbonetos.

Ferros alto cromo austeníticos e martensíticos

Estas ligas possuem cerca de 30% de Cr e a microestrutura do depósito consiste em carbonetos de cromo em uma matriz que pode ser austenítica, martensítica ou uma mistura de ambas, dependendo da composição química.

Estas ligas são encontradas comercialmente em forma de varetas fundidas, eletrodos tubulares de aço contendo partículas de carboneto de cromo em seu interior ou ainda, como eletrodo revestido com elementos de liga contidos no fluxo de seus revestimentos.

Ferros alto cromo tem excelente resistência a abrasivos livres tais como areias do solo, sendo inferior apenas quando comparada à resistência dos carbonetos de tungstênio. Sua resistência à abrasão também é utilizada em situações que envolvem altas tensões, como em trituradores e moedores de minérios.

A escolha de um ferro alto cromo com matriz austenítica ou um com matriz martensítica deverá ser realizada de acordo com a aplicação específica, pois na literatura se encontram pesquisas contraditórias quanto ao melhor desempenho diante de abrasão.

Algumas composições químicas de ligas a base de ferro podem ser vistas na tabela 2.5, acompanhadas de exemplos de aplicações.

Tabela 2.5 Exemplos de aplicações de aços, fosos em revestimentos resistentes ao desgaste (GREGOLIN, 1990;

GREGORY & BARTLE, 1980).

CLASSES TÍPICAS DE LIGAS		EXEMPLOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%) (n)						DUREZA (HB) (ss)	OBSERVAÇÕES TÍPICAS	EXEMPLOS DE APLICAÇÕES
		C	Mn	Cr	Mo	Ni	Obs.			
AÇOS	cromo	0.3	12	12	(p)	(p)	Mo+Ni+Ni = 4%	até 250	Em geral os mais resistentes à abrasão e calor. Depositáveis sobre aço C.	Britadores, trituradores, trilhos, martelos
	manganês austenítico	0.5	15	15						
	manganês	0.5	11	(p)	(p)	(p)	Cr+Mo+Ni+V = 10%	250 a 650	Tenazes, resistentes ao impacto e até 200 oC. Amanteigar quando sobre aço C.	Britadores, trituradores, escavadoras, trilhos com alto impacto
	austenítico	1.0	16							
	inoxidável	.07	(p)	17	(p)	7	Mo+Mn = 10%	350 a 650	Tenazes, resistentes ao calor e corrosão mas não à abrasão.	Amanteigamento para evitar trincas no metal de base
	austenítico	0.2		32		22				
	rápidos	0.3 ou 1.5	5	10	10		3V, 20W 12 Co.	600 a 700	Bom para altas temperaturas, esmerilhável, os elementos afetam impacto e abrasão.	Tenazes de lingotes, matrizes a quente, perfuratrizes
	martensítico	0.1	(p)	10	(p)	(p)	Mn+Mo+Ni+V+W=	350 a 650	Mais resistente à abrasão que os aços baixa liga.	Lâminas de corte, rodas de guindastes, matrizes à quente, perfuratrizes
	ao cromo	1.7		15						
FOSOS	baixa liga	0.1	(p)	(p)	(p)	(p)	W, V, B total eis=12%	250 a 650	Usinável, precisa tratamento e os elementos afetam impacto e abrasão.	Perfuratrizes, matrizes escavadoras, trilhos, dentes de engrenagem
		0.5 ou 1.4								
	ao carbono	1.4						até 250	Tenaz, usinável, sem trincas resistente ao impacto mas não à abrasão.	Reparo de componentes, camadas sobre laminados
	austenítico	4 ou 4	(p)	12	(p)	(p)		300 a 600	Alta resistência à abrasão, impacto moderado. Esmerilhável e suscetível a trincas.	Britadores, trituradores, bombas, escavadoras, amanteigamento para ligas duras
				20						
	martensítico	1 ou 4	(p)	1	(p)	(p)	V, W, Nb	500 a 750	Alta resistência à abrasão, impacto moderado. Esmerilhável, suscetível a trincas, Nb reduz abrasão a 400 oC.	Escavadoras, ferramentas de corte, cilindros de laminação
				10						
	alto cromo	3	(p)	20	(p)	(p)		500 a 750	Ótima resistência à abrasão e ao calor, impacto baixo a moderado. Esmerilhável, suscetível a trincas.	Dentes de pás, peneiras
	austenítico	6		40						
	alto cromo	2.5		2	20			500	Ótima resistência à abrasão, e à oxidação, com dureza à quente. Suscetível a trincas.	Revestimentos de moinhos, peneiras, bombas raspadeiras
	martensítico	4.5		30				750		
	alto cromo	2	(p)	20			V, W, Nb, Co	600 a 800	Os mais resistentes à abrasão, com baixo impacto, que é melhorado pelo Nb. Suscetível a trincas.	Aplicações à quente, peneiras, pulverizadores, esteiras de sentir, raspadeiras.
	complexos	5		40						

(n) O sinal (p) indica a presença do elemento.

2.7.3 - FATORES RELEVANTES PARA ESCOLHA DO PROCESSO DE APLICAÇÃO

A escolha de um processo para a confecção de um revestimento duro passa por uma análise de fatores que envolvem as propriedades do componente a ser revestido, as condições de serviço deste e as características do processo de aplicação do revestimento.

Dentre os fatores estão as propriedades e qualidades exigidas do revestimento, propriedades metalúrgicas do metal-base, características físicas do componente a ser revestido, forma e composição da liga, habilidade do soldador e o custo do processo (KENNETH *et al*, 1992).

A microestrutura e as propriedades mecânicas do revestimento são dependentes da composição química da liga, velocidade de solidificação e diluição obtidas com o tipo de aplicação.

Diferentes velocidades de solidificação ocorrem para cada processo de aplicação também, em um mesmo processo quando há diferenças nos parâmetros de soldagem. Os revestimentos duros podem ter suas microestruturas alteradas através de tratamentos térmicos de acordo com as propriedades desejadas.

A diluição, ou seja, a porcentagem de metal-base contida no depósito de revestimento, é inversamente proporcional à resistência ao desgaste quando a composição do metal base é diferente da liga do revestimento. A taxa de diluição exigida para um revestimento duro depende da condição de desgaste e altas taxas são aceitáveis apenas em casos onde o revestimento pode ser produzido por alguns passes de deposição.

As características metalúrgicas do metal-base como composição química, ponto de fusão e coeficiente de expansão e contração são importantes. Aços carbono e aços baixa-liga com teores inferiores a 0,4% de carbono se apresentam como excelentes metais-base, podendo serem revestidos por qualquer dos processos de revestimento duro.

O ponto de fusão do metal-base requerido para a aplicação de revestimentos por processos de soldagem corresponde à faixa de temperaturas abaixo, ou até igual a temperatura de fusão da liga utilizada para revestir. Enquanto que esta condição não é necessária para os processos por aspersão térmica.

Diferenças grandes entre características de expansão e contração do metal-base e da liga para o revestimento são inconvenientes que devem ser solucionadas por pré-aquecimento do metal-base ou deposição de camadas de um terceiro material para amanteigamento da interface.

As formas produzidas das ligas, também são limitantes para escolha do processo de confecção do revestimento duro. Geralmente São encontradas comercialmente ou produzidas especificamente em forma de vareta, eletrodo revestido, arames e pó.

Outro fator determinante são as características físicas da peça a ser revestida, ou seja, o tamanho, o design e o peso. O transporte de peças grandes e pesadas até o local de aplicação do revestimento é dificultoso e dependendo das dimensões pode ser impossível, havendo a necessidade de um equipamento portátil que possa chegar até elas. Por outro lado, pequenas dimensões podem exigir um determinado processo automatizado ou um processo manual com um bom operador. A habilidade do soldador é de suma importância na qualidade do revestimento aplicado manualmente enquanto que nos processos automáticos a destreza do operador não tem tanto valor.

Atualmente, o custo-benefício do revestimento tem sido o fator mais importante para seleção do mesmo. Em casos de manutenção, tem-se sugerido que o revestimento duro seja aplicado em um componente desgastado ao invés da substituição deste por outro novo quando o custo-benefício calculado pela eq. (22) for positivo.

$$\text{Custo benefício} = \text{CN} / \text{PN} - \text{CR} / \text{PR} \quad (22)$$

onde: CN = custo do componente novo

PN = produção realizada durante toda a vida útil do
componente novo

CR = custo do revestimento

PR = produção realizada durante toda a vida útil do
componente revestido

2.7.4- PROCESSOS DE APLICAÇÃO

Os revestimentos duros, como definido anteriormente, são aplicados através de processos de soldagem ou por aspersão térmica. O primeiro processo dividido em soldagem com arco elétrico e soldagem por oxigás e o segundo abrangendo os processos de aspersão por chama, por arco elétrico, por plasma e por detonação.

SOLDAGEM POR OXIGÁS

Soldagem por oxidas consiste no processo em que o revestimento duro é fundido sobre a superfície de um metal-base através do calor obtido com a combustão de um gás hidrocarbono, geralmente acetileno, combinado com oxigênio.

Neste processo, apenas uma pequena área superficial do metal-base é fundida durante a deposição do revestimento o que, possibilita uma baixa diluição do depósito e consequentemente uma vantagem sobre os outros processos de soldagem.

O equipamento utilizado neste processo é simples e de baixo custo constituído basicamente de um maçarico com válvulas de fluxo de entrada e câmara de mistura de gases, mangueiras e reservatórios de gases com manômetros. Além disto, trata-se de um equipamento móvel que não necessita de energia elétrica e capaz de utilizar qualquer forma de liga para revestimento duro (MACHADO, 1996).

SOLDAGEM COM ARCO ELÉTRICO

Soldagem com arco elétrico corresponde aos processos onde o calor gerado em um arco elétrico pela movimentação de cargas elétricas é utilizado para fundir a liga de revestimento sobre o metal-base. O arco elétrico é desenvolvido por uma tensão, ou seja, uma diferença de voltagem criada entre o eletrodo e metal-base.

A soldagem por arco elétrico, como encontrada na literatura especializada, pode ser dividida nos processos que estão resumidamente descritos a seguir (MACHADO, 1996; LUCAS, 1994).

Soldagem a arco com eletrodo revestido- Neste processo, o eletrodo consumível é formado por uma vareta do material de interesse para o revestimento, envolto por uma camada formada por compostos químicos e minérios. Esta camada é responsável por manter o arco durante a deposição, pela proteção do arco e do metal fundido com relação à atmosfera, e de sua composição dependem as propriedades mecânicas e metalúrgicas do revestimento. Trata-se de um processo manual onde arco elétrico capaz de fundir o eletrodo, é formado através de um curto-circuito entre o metal-base e o eletrodo, provocado pelo soldador.

Soldagem por arco submerso- consiste no processo em que um arame nu ou uma fita é alimentada continuamente para formar o arco elétrico e a poça de fusão, sendo estes, recobertos por fluxo em pó. A função deste

fluxo é semelhante ao revestimento dos eletrodos revestidos, podendo também conter elementos de liga. O processo geralmente automático, apresenta alta taxa de deposição e uma faixa de diluição que pode variar de 10 a 60 %.

Soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo consumível (MIG/MAG)- neste processo, o arco é formado pelo metal-base a ser revestido e um arame nu alimentado automaticamente. Um gás flui pelo bocal de forma concêntrica ao arame, protegendo o arco e a poça. O processo é automático ou semi-automático e os gases hélio, argônio, dióxido de carbono e a combinação destes dois últimos podem ser utilizados.

Soldagem a arco com eletrodo tubular- representa o processo que utiliza alimentação automática de arame tubular com fluxo no seu interior. A proteção pode ser gasosa como processo anterior e as taxas de deposição e diluição são, respectivamente, baixa e moderada.

Soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo não consumível (TIG)- Neste caso, o arco elétrico é formado entre a poça de fusão e um eletrodo não consumível de tungstênio sendo ambos protegidos por um gás inerte que flui pelo bocal. O arco trabalha apenas como fonte de calor o que permite que o material para o revestimento seja utilizado na forma de vareta ou arame alimentado automaticamente. Este processo possui baixas taxas de deposição e diluição, sendo geralmente indicado para revestir peças com pequena espessura ou outras com grande qualidade.

Soldagem a arco plasma- trata-se de um processo semelhante ao TIG porém, o eletrodo é mantido recuado no bocal e conseqüentemente acarreta uma ionização do gás inerte que flui do bocal, formando o plasma. Neste processo, o calor utilizado para revestir não vem somente do arco elétrico mas também, do plasma formado. Além do gás ionizado, utiliza-se outro gás para proteção e o material para o revestimento pode ser usado na forma de pó.

ASPERSÃO TÉRMICA

Basicamente, a aspersão térmica consiste em gerar calor suficiente para aquecer um material até o estado fundido ou semi-fundido e projetá-lo sobre a peça a ser revestida, com velocidade suficiente para produzir a ligação entre eles. Pode-se obter revestimentos com pequenas espessuras de materiais cerâmicos, plásticos, metálicos e carbonetos em forma de pó, arame e varetas.

A classificação dos sistemas de aplicação é dada abaixo segundo o tipo de fonte de calor utilizado.

Aspersão térmica por chama- utiliza o calor produzido por uma mistura de um gás combustível, acetileno, propano ou hidrogênio combinado com oxigênio, atingindo temperaturas de aproximadamente 3000 °C (PAPST, 1989).

Aspersão térmica por arco elétrico- o arco elétrico é produzido entre dois arames utilizados como eletrodos consumíveis, sendo um deles pólo positivo e o outro negativo. Os arames são fundidos continuamente pelo arco e as partículas fundidas são projetadas pela passagem de ar comprimido (TAYLOR *et al*, 1990).

Aspersão térmica por plasma- o plasma é formado com a ionização de moléculas de nitrogênio ou argônio que fluem pelo bocal. A ionização é realizada pelo arco elétrico gerado entre o catodo de tungstênio e o anodo de cobre. A tocha empregada tem uma configuração diferente daquela usada em soldagem já que o pó ou arame é introduzido na câmara à frente do eletrodo (MACHADO, 1996).

Aspersão térmica por detonação- uma mistura de gás combustível com oxigênio é detonada em um cano de uma pistola apropriada, na qual é introduzido o pó a ser pulverizado. A detonação produz o calor para fundir o pó e a energia em forma de ondas para a aspersão (COBB *et al*, 1988).

3- MATERIAIS E MÉTODOS

3.1- MATERIAIS UTILIZADOS

A composição química da liga metálica desenvolvida para produção do revestimento duro pode ser observada na tabela 3.1. Esta composição foi baseada no trabalho de GREGORY (1980) e será discutida posteriormente no capítulo 5.

Tabela 3.1 Composição química da liga estudada

elementos químicos (% peso)							
C	Cr	Nb	Si	Mn	Ni	B	Fe
1,26	8,54	1,97	0,43	0,89	5,85	0,89	bal.

A fundição desta liga foi realizada pela empresa ENGEMASA em forno de indução e vazada por lingotamento contínuo em forma de barras cilíndricas com diâmetro de 8 mm através de processo de lingotamento contínuo.

As barras foram cortadas em varetas com 600 mm de comprimento que puderam ser utilizadas como metal de adição na soldagem do revestimento devido a concentricidade e a constância de diâmetro apresentadas e a ausência de defeitos de fundição.

A deposição da liga foi obtida pela fundição das varetas sobre peças de aço ABNT 1020 através de processo TIG manual, como esquematizado na figura 3.1.

Figura 3.1 Esquema do processo TIG para deposição da liga.

Os parâmetros de soldagem, corrente alternada com 280 A, 15 l/min de vazão de argônio, 3,2 mm de diâmetro do eletrodo de tungstênio, 16 mm de diâmetro de bocal, foram mantidos constantes visando obter revestimentos com velocidades de resfriamento e taxas de diluição e consequentemente características microestruturais iguais.

As peças de metal-base compostas por aço ABNT 1020 foram previamente aquecidas para evitar que durante o resfriamento ocorressem trincas de soldagem nos revestimentos.

Os revestimentos foram produzidos através da deposição em dois passes de soldagem sobre o metal-base, visando a obtenção de pequenas ou insignificantes diluições em suas superfícies pois, a partir destas peças revestidas seriam confeccionados todos corpos de prova para o presente trabalho. O tecimento foi realizado através de "ós superpostos" para manter a homogeneidade dos cordões de solda.

Os corpos de prova nas dimensões necessárias para os dois tipos de ensaios de abrasão foram obtidos através de processos de corte refrigerado em "cut-off", para que o calor gerado durante o corte não alterasse a microestrutura, fresagem dos corpos de prova em forma de paralelepípedo,

usinagem para desbaste dos corpos de prova cilíndricos e retificação para dar acabamento e garantir o paralelismo das superfícies de todos corpos de

prova. As figuras 3.2(a) e 3.2 (b) exibem os corpos de prova para o ensaio “pino sobre lixa” e “roda de borracha” respectivamente.

Figura 3.2 (a) Corpos de prova do ensaio “pino sobre lixa”

(b) Corpos de prova do ensaio “roda de borracha”

O aço ABNT 1020 além de ter sido usado como metal-base para os revestimentos, foi também, utilizado nos ensaios de desgaste abrasivo como material de referência para intercambialidade dos resultados.

Para fins comparativos de desempenho utilizou-se o aço SAE 5160, que vem sendo utilizado por indústrias de implementos agrícolas na confecção de componentes de colheitadeiras, tais como, facões picadores, facas de corte de base e pás de hélice de exaustores.

Os corpos de prova destes dois aços foram confeccionados de barras e chapas comerciais, de acordo com as dimensões das figuras 3.2 e 3.3. A tabela 3.2 exhibe as composições químicas destes dois aços fornecidas pelo fabricante. Alguns corpos de prova de todos os materiais, confeccionados

para o ensaio de abrasão a três corpos, foram divididos em três amostras por corte refrigerado e estas, utilizadas para definir as temperaturas e os tempos dos tratamentos térmicos a serem realizados com os corpos de prova.

Tabela 3.2 - Composição química dos aços ABNT1020 e SAE 5160

	Elementos Químicos (% em peso)					
	C	Mn	P	S	Si	Cr
ABNT 1020	0,22	0,44	0,02	0,02	0,20	-
SAE 5160	0,58	0,85	0,027	0,032	0,27	0,82

3.2- PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.2.1- TRATAMENTOS TÉRMICOS

Com o intuito de analisar a resistência ao desgaste de diferentes microestruturas, foram realizados tratamentos térmicos nos revestimentos, com exceção de alguns corpos de prova que foram mantidos no estado bruto de fusão. As amostras revestidas foram austenitizadas em forno elétrico sob temperaturas de austenitização que estão presentes na tabela 3.3 nos tempos de 30 e 60 minutos.

Tabela 3.3 Temperaturas de autenitização utilizadas para amostras revestidas

temperaturas (°C)							
870	900	930	960	1000	1030	1060	1100

Após o resfriamento das amostras em óleo a 60 °C, foram feitas medidas de dureza para a escolha de uma temperatura de austenitização.

Escolhida a temperatura, corpos de prova foram austenitizados e resfriados ao ar ou em óleo 60 °C. Destes últimos corpos de prova, alguns foram mantidos apenas temperados, outros sofreram tratamento sub-zero após a têmpera, sendo mergulhados em nitrogênio líquido por 1 minutos e o restante fora destinado a tratamentos de revenido.

Para estes tratamentos térmicos de revenido foram utilizadas as temperaturas mostradas na tabela 3.4, e o tempo de permanência em cada uma delas foi de 60 e 120 minutos.

Tabela 3.4 Temperaturas de revenido utilizadas para o revestimento

temperaturas (°C)								
360	380	400	420	440	460	480	500	520

Novamente, a dureza foi o critério para a definição dos tempos e temperaturas. Neste caso, três temperaturas durante o mesmo tempo foram escolhidas para representar o tratamento de revenido dos corpos de prova revestidos.

Resumindo, após a determinação dos tratamentos térmicos através da utilização de amostras, séries de cinco corpos de prova revestidos foram separadamente normalizadas, temperadas, temperadas e resfriadas em nitrogênio líquido e ainda, temperadas e revenidas.

Por outro lado, as corpos de prova de aço SAE 5160 foram austenitizados a 870°C por 20 minutos e resfriados em óleo a 60°C, seguido um revenido a 420°C por 30 minutos, de acordo os tratamentos utilizados para os componentes agrícolas em que este aço é utilizado, como citado anteriormente.

Os corpos de prova de aço ABNT 1020, que foram utilizados como material de referência nos ensaios de desgaste abrasivo, sofreram tratamento de normalização.

3.2.2- ENSAIOS DE DUREZA

As medidas de dureza Rockwell-C (HRC), realizadas nas amostras tratadas termicamente, foram relevantes para a determinação dos tempos e temperaturas a serem empregados nos corpos de prova revestidos.

A temperatura e o tempo de austenitização escolhidos foram aqueles que combinados, proporcionaram a maior dureza nas amostras temperadas, enquanto que três temperaturas para um mesmo tempo de revenido foram selecionadas por ocasionarem diferenças significativas entre os valores de dureza medidos nas amostras revenidas.

As medidas de dureza Rockwell C foram efetuadas em um durômetro "Otto Wolpert-Werile", através de cinco identações dispostas aleatoriamente nas superfícies dos corpos de prova, sob carga de 150 Kg.

Ensaio de durezas Vickers foram realizados em durômetro da marca VICKERS, nas amostras preparadas para metalografia através de sete identações dispostas aleatoriamente na superfície de cada amostra e sob carga de 10 Kg. Assim, o valor de dureza para cada amostra, corresponde ao valor obtido pela média aritmética das sete medidas realizadas.

3.2.3- ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

a) Ensaio do Tipo "Pino sobre Lixa"

O ensaio do tipo "pino sobre lixa" foi realizado no abrasômetro desenvolvido por CRNKOVIC (1991) que se assemelha ao equipamento

utilizado por BLICKENSDERFER (1985). A figura 3.4 apresenta o equipamento utilizado neste trabalho.

Figura 3.3 Equipamento para o ensaio "pino sobre lixa".

Neste abrasômetro, o pino, no caso o corpo de prova com 8 mm de diâmetro, é pressionado perpendicularmente contra uma lixa 220# circular por um porta-amostra, exibido na figura 3.4, com massa constante de 300g e transladado sobre a mesma, executando um movimento ida e volta na direção radial.

Figura 3.4 Porta amostra e massa adicional para ensaio de "pino sobre lixa"

A lixa realiza movimento de rotação a 53 rpm que, simultaneamente, com o movimento de translação citado, proporciona ao corpo de prova, a trajetória de uma espiral de Arquimedes sem caráter repetitivo.

O corpo de prova, devido as configurações do equipamento, tem liberdade para rotacionar em torno e movimentar ao longo de seu eixo axial, de acordo com as características superficiais da lixa, evitando vibrações e um desgaste vicioso em uma região da superfície do corpo de prova.

As perdas de massas foram medidas pelo método gravimétrico interrompido onde os corpos de prova, a cada 200 rotações completadas da lixa, eram devidamente limpos em banhos de álcool e pesados em balança analítica Mettler, modelo H45AR com precisão de 10^{-4} g.

As primeiras 200 rotações de cada ensaio foram desconsideradas do cálculo de perdas de massa pois a execução destas fora necessário para que os materiais atingissem um regime de perda de massa linear, como descrito por CRNKOVIC (1991). Assim, o número total de rotações para um ensaio foi de 2000 rotações, o que corresponde a uma trajetória do pino de 900 m.

Para cada amostragem foram ensaiados cinco corpos de prova, sendo a perda de massa considerada como a média aritmética das cinco medidas e taxa de desgaste calculada pela equação:

$$W = \Delta m / (x \cdot A \cdot \rho) \quad (21)$$

Onde:

W = taxa de desgaste

Δm = perda de massa

x = distancia percorrida pelo corpo de prova

A = área contactante entre o corpo de prova e a lixa

ρ = densidade do material

B) Ensaio do Tipo "Roda de Borracha"

Um abrasômetro do tipo areia seca / roda de borracha foi utilizado para se realizar ensaios de abrasão a três corpos segundo as recomendações descritas pela norma ASTM G65 (1981). A figura 3.5 ilustra o equipamento citado.

Figura 3.5 Equipamento para o ensaio "roda de borracha".

O número de revoluções da roda foi o critério adotado para se definir qual dos procedimentos recomendados para materiais de alta resistência ao desgaste, seria o mais adequado para o material em estudo. Optou-se pelo procedimento B de 2000 ao invés do procedimento A de 6000 revoluções, para evitar que os abrasivos atingissem regiões do revestimento com alguma taxa de diluição .

O controle do número de revoluções no abrasômetro, é possível devido a existência de um conta-giros acoplado a roda. Assim, o tempo de duração de cada ensaio foi 10 minutos, uma vez que a velocidade da roda foi 200 rpm, assegurada por um inversor de frequência da marca VARIMOT

S.A. que pode ser visto na figura 3.7. Este está ligado ao motor elétrico trifásico WEG de 1 Hp que origina o movimento que é transferido para a roda através de polia.

Figura 3.6 Inversor de frequência.

A força aplicada ao corpo de prova através do momento exercido por um sistema de alavanca e contra-peso, foi de 130 N.

Areia de sílica 50-70 para fundição fornecida pela Mineração Jundu, após passar por processo de peneiramento para a adequação aos limites recomendados pela norma, foi empregada como abrasivo nos ensaios de abrasão a três corpos. O fluxo de areia gerado pelo bico de vazão do abrasômetro foi de 280 g/min.

Foram empregados anéis de clorobutil com diâmetros externos de 267,5 mm, espessuras de 12 mm e dureza média de 59,4 Shore A para formarem a "roda de borracha" quando fixados ao redor de uma roda de aço. A velocidade aplicada foi de 200 rpm e cada anel foi utilizado para uma série de quatro ensaios sendo o primeiro deles com o corpo de prova de aço ABNT 1020.

Anteriormente a cada série de ensaios, foi realizada uma retificação do anel visando proporcionar um bom acabamento superficial. Inicialmente, colocou-se a roda em movimento contra um corpo de prova revestido por uma lixa de grana 400 durante 50 rotações, seguido por um pequeno ensaio de 200 revoluções com um corpo de prova de ABNT 1020.

O desgaste foi quantificado pela perda volumétrica, calculada em função da densidade e da perda de massa obtida através da pesagem dos corpos de prova antes e depois dos ensaios na balança descrita anteriormente.

3.2.4- ANÁLISES METALOGRÁFICAS

Foram retiradas amostras de regiões dos corpos de prova "roda de borracha" que não tiveram suas superfícies desgastadas. Estas foram embutidas em resina acrílica e lixadas até grana 600. Em seguida, foram polidas mecanicamente em pasta de diamante com 6 e 1 μm e por fim em alumina 0,3 e 0,05 μm . Alguns corpos de prova ensaiados no abrasômetro "pino sobre lixa", também foram embutidos e sofreram o mesmo processo de polimento.

A observação das microestruturas através de microscopia ótica foi possível após a realização de ataques químicos nos materiais com diferentes reagentes.

As amostras do material de referência, ou seja, aço ABNT 1020 foram atacadas com reagente Nital 3% (3ml de HNO_3 e 100 ml etanol), enquanto que para as amostras de SAE 5160 utilizou-se uma mistura de 1/1 de nital 4% e picral 4%. A estrutura da matriz dos revestimentos foi revelada após o ataque com reagente de Vilella (1g de ácido pícrico, 5 ml de HCl e 100 ml de etanol) de acordo com o trabalho de SINÁTORA *et al* (1991) e os carbonetos foram revelados com uma solução modificada de Murakami (4g de

ferricianeto de potácio, 8g de hidróxido de potácio e 100 ml de água) sugerida por COLLINS & WATSON (1990).

A documentação fotográfica foi obtida através de um microscópio Leica, modelo DMRX, utilizando diferentes aumentos e, em alguns casos, luz polarizada.

3.2.5- DETERMINAÇÃO DA PORCENTAGEM DE CARBONETOS

A quantificação dos carbonetos no revestimento foi realizada em amostras do revestimento no estado bruto de fusão pelo método de contagem de pontos e por um analisador de imagens.

Para o primeiro método foi utilizada uma grade com 600 pontos de intersecções (30 x 20). A grade é superposta a fotomicrografias e a contagem é realizada quando o carboneto se encontra abaixo de uma intersecção da grade. A porcentagem de carbonetos corresponde a razão do número de intersecções localizados acima dos carbonetos pelo número total de intersecções da grade.

O segundo método foi efetuado através de programa de análise de imagem MOCHA, capaz de fazer a contagem de fases que estejam diferenciadas por contraste em uma imagem digitalizada. Imagens de amostras metalográficas foram obtidas por uma câmera de vídeo, CCD/RGB, acoplada ao microscópio LEICA modelo DMRX, permitindo a transferencia de sinais para uma placa de vídeo TARGA responsável pela capturação e digitalização das mesmas.

3.2.6- ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Dois microscópios eletrônicos de varredura da marca Zeiss e modelos DSM 940 e DSM 960 foram utilizados para algumas observações, dentre elas, as danificações superficiais dos corpos de prova após os ensaios de desgaste, as distribuições dos carbonetos e os tamanhos e formatos dos abrasivos utilizados nos ensaios de desgaste.

As superfícies dos corpos de prova desgastados foram analisadas sem qualquer preparação prévia das mesmas, apenas banhos ultra-sônicos em álcool isopropílico.

Porém, os abrasivos, areia de sílica e SiC, sofreram deposição de ouro para serem analisados por microscopia eletrônica de varredura.

A observação dos carbonetos foi possível devido ao ataque químico profundo efetuado para corroer a matriz e deixá-los em relevo, utilizando como reagente uma mistura de cloreto férrico, ácidos e álcool (10% vol. de Fe_3Cl saturado, 10% vol. de HNO_3 , 3% vol. de HCl e 77% vol. de álcool etílico) mencionada por POWELL (1981).

Além destas observações, foram feitas algumas análises quantitativas por microsonda e qualitativas por feixe de raio-X, utilizando-se do mesmo equipamento.

3.2.7- ENSAIOS DE MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza foram efetuados em amostras preparadas para microscopia ótica através de bancada VICKERS, modelo M 41, dotada de penetrador pneumático com diamante piramidal e utilizado com carga de 100g no caso de matrizes e 20g para carbonetos. A realização destes ensaios, através de sete medidas em cada amostra, teve por objetivo confirmar a identificação metalográfica das fases existentes nas amostras.

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1- TRATAMENTOS TÉRMICOS E DUREZAS SUPERFICIAIS

As diferentes temperaturas e tempos de austenitização com as respectivas durezas superficiais proporcionadas às amostras do revestimento com o resfriamento em óleo a 60 °C, estão apresentadas no gráfico da figura 4.1.

Figura 4.1 - Durezas das amostras revestidas temperadas em função da temperatura de austenitização

Diante das diversas durezas obtidas, a temperatura de 900 °C e o tempo de 30 minutos foram escolhidos para serem aplicados em todos os tratamentos térmicos dos corpos de prova revestidos, uma vez que estes corresponderam ao maior valor de dureza encontrado nas amostras após o resfriamento em óleo, ou seja, 59,3 HRc

Assim, os corpos de prova do revestimento, com exceção de alguns, mantidos no estado bruto de fusão, foram austenitizados a 900 °C por 30 minutos e resfriados ao ar ou em óleo a 60 °C.

A velocidade de resfriamento ao ar, como será descrito na análise metalográfica, foi incapaz de produzir martensita. Por este motivo, no decorrer deste trabalho, tais corpos de prova serão identificados como normalizados. Por outro lado, aqueles resfriados em óleo estão identificados como corpos de prova temperados (temp. ou t.).

A identificação como “temp. / N₂” será dada àqueles corpos de prova que imediatamente após o resfriamento em óleo, receberam tratamento sub-zero.

Os corpos de prova que foram temperados e revenidos, corresponderão a “temp. rev.” ou “t. rev”, seguidos da temperatura em que ocorreu, respectivamente, o segundo tratamento.

Para definir as temperaturas de revenido que seriam aplicadas nos corpos de prova revestidos, foram mantidas algumas amostras-piloto nas temperaturas exibidas pela figura 4.2, durante o tempo de 60 e 120 minutos.

Analisada a tabela, optou-se por 60 minutos e 360 °C, 420 °C e 480 °C para revenir os corpos de prova temperados pois, as combinações deste tempo com estas temperaturas resultaram em diferenças significativas de macrodureza para as amostras revenidas.

Figura 4.2 Gráfico de dureza do revestimento em função das temperaturas de revenido.

Finalizando e resumindo este item, tem-se a tabela 4.1 que apresenta as durezas superficiais dos corpos de prova de abrasão a três corpos tratados termicamente, incluindo os corpos de prova de aço SAE 5160, temperados e revenidos.

Tabela 4.1 - Valores de dureza H_{RC} dos materiais

	SAE 5160	revest. bruto f.	revest. Normal.	Reves t. Temp.	revest. temp. N2	revest. temp. rev360	revest. temp. rev420	revest. Temp. rev480
dureza	47,9	47,7	49,3	59,3	59,8	56,2	53,2	52,1

4.2- CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.2.1- ANÁLISE METALOGRÁFICA

Como mencionado anteriormente, a matriz do revestimento foi identificada por microscopia ótica através de ataque químico das amostras com reagente Vilella, enquanto os carbonetos foram identificados com utilização do reagente Murakami ou mesmo sem ataque, no caso dos carbonetos de nióbio.

As micrografias referentes a análise metalográfica estarão apresentadas por figuras no final deste item.

IDENTIFICAÇÃO DAS MATRIZES

A figura 4.3 (p.93) apresenta a microestrutura do revestimento no estado bruto de fusão, ou seja, a micrografia do depósito de soldagem sem tratamento térmico. Esta é única micrografia feita da superfície transversal do revestimento, utilizada para mostrar a estrutura formada no sentido de solidificação do revestimento, no caso, sentido ascendente.

A microestrutura consiste de uma rede interdendrítica de fase eutética composta por carbonetos do tipo M_7C_3 e austenita. Carbonetos primários de nióbio se encontram dispersos na matriz austenítica com característica dendrítica.

O revestimento normalizado está representada pela figura 4.4, onde é possível se observar uma microestrutura semelhante a anterior.

Uma observação mais detalhada da amostra anterior, pode ser feita através da figura 4.5 (p.94). Nas regiões dendríticas, encontra-se uma região periférica mais escura que a região central, podendo ter ocorrido uma diferença da quantidade de Cr entre estas duas regiões.

A microestrutura do revestimento temperado pode ser vista na figura 4.6 (a) e 4.6 (b), onde a fase eutética se mantém da mesma forma porém, a matriz apresenta-se predominantemente martensítica. Aparentemente, não foi observada diferença entre a quantidade de austenita retida das amostras temperadas e naquelas que tiveram tratamento sub-zero.

A martensita revenida foi encontrada nas matrizes de todas amostras temperadas e revenidas acompanhada dos carbonetos M_7C_3 eutéticos e dos NbC primários, ilustrada na figura 4.7.

Uma estrutura constituída de perlita (regiões escuras) dispersa em ferrita (regiões claras), é exibida na figura 4.8 pelo aço ABNT 1020.

Na microestrutura aço SAE 5160, vista na figura 4.9, há pequenas quantidades de ferrita (regiões claras), mas a predominância de martensita revenida (regiões escuras) é evidente.

IDENTIFICAÇÃO DOS CARBONETOS DE NIÓBIO

A figura 4.10 e 4.11 (p. 97) representam amostras do revestimento preparadas para metalografia e sem ataque químico. A primeira corresponde ao revestimento no estado bruto de fusão, enquanto que a segunda se refere a o revenido a 420 °C. Nestas figuras, é possível a observação dos carbonetos primários de nióbio (NbC), em forma compacta e suas distribuições homogêneas pelas matrizes. A identificação destes carbonetos foi confirmada por análise em microsonda e pelas medidas de microdureza.

IDENTIFICAÇÃO DOS CARBONETOS DO TIPO M_7C_3

Como mencionado anteriormente, as microestruturas do revestimento, em todos os estados de tratamento térmico, foram semelhantes, diferindo apenas na estrutura da matriz. Assim, as figuras 4.12 (a) e (b) (p. 98) ilustram

os carbonetos M_7C_3 eutéticos encontrados no revestimento, sendo a microestrutura obtida de uma amostra temperada e revenida a 420°C.

A figura 4.11 caracteriza a distribuição interdendrítica e aleatória deste tipo de carboneto, enquanto a figura 4.12, demonstra que a região interdendrítica também é composta por matriz, pois nota-se a existência de ilhas de matriz que não sofreram ataque dentro dos carbonetos M_7C_3 . Ainda nesta figura, pode ser observada a presença de carbonetos de nióbio em forma de pétalas.

Figura 4.3 Microestrutura do revestimento no estado bruto de fusão
Aumento: 290x

Figura 4.4 Microestrutura do revestimento no estado normalizado
Aumento: 290 x

Figura 4.5 Microestrutura do revestimento normalizado.
Aumento: 725x

Figura 4.6 (a) Microestrutura do revestimento temperado.
Aumento: 290x

Figura 4.6 (b) Microestrutura do revestimento temperado.
Aumento: 725 x.

Figura 4.7 Microestrutura do revestimento temperado e revenido.
Aumento: 290 x.

Figura 4.8 Microestrutura do aço ABNT 1020
Aumento: 290 x.

Figura 4.9 Microestrutura do aço SAE 5160
Aumento: 450x

Figura 4.10 Carbonetos NbC dispersos em matriz do revestimento no estado bruto de fusão, preparado para metalografia e sem ataque químico.

Aumento: 290 x

Figura 4.11 Carbonetos NbC dispersos em matriz do revestimento revenido a 420°C, preparado para metalografia e sem ataque químico.

Aumento: 290 x

Figura 4.12 a) Rede de carbonetos do tipo M_7C_3 e carbonetos NbC
Aumento: 290 x

Figura 4.12 b) Rede de carbonetos do tipo M_7C_3 e carbonetos NbC em forma de "pétalas"
Aumento: 725 x

4.2.2- QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS

As porcentagens dos carbonetos presentes no revestimento no estado bruto de fusão, obtidas por dois métodos diferentes de contagem de fase, estão presentes na tabela 4.2.

Tabela 4.2 Porcentagens de carbonetos no revestimento duro

	Porcentagem de Carbonetos (%)			
	NbC	desvio padrão	M ₇ C ₃	desvio padrão
MOCHA	4,43 %	3,27	17,81%	6,31
Contagem de pontos	3,98%	2,15	13,41%	3,12

4.3- ENSAIOS DE DUREZA, MICRODUREZA E DENSIDADE

Os valores de dureza Vickers dos corpos de prova estão apresentadas na tabela 4.3, juntamente com os respectivos desvios padrões. Estes valores foram obtidos através da média aritmética entre valores de durezas de um conjunto de amostras que representam um dado tratamento térmico ou material.

Tabela 4.3 - Dureza Vickers dos materiais estudados

Material	Corpos de prova "pino sobre lixa"		Corpos de prova "roda de borracha"	
	dureza (HV)	desvio padrão	dureza (HV)	desvio padrão
SAE 5160	481	7,85	465	8,53
Revestimento Bruto de Fusão	479	8,61	467	9,14
Revestimento Normalizado	503	7,93	489	8,27
Revestimento Temperado	683	13,68	679	15,27
Revestimento Temperado / N ₂	704	13,49	691	16,18
Revestimento temp./ revenido 360°C	595	10,56	622	11,74
Revestimento temp./ revenido 420°C	557	8,97	561	9,42
Revestimento temp./ revenido 480°C	518	8,56	547	8,96

A tabela 4.4 exhibe os valores resultantes dos ensaios de microdureza realizados nas amostras do revestimento. Cada valor de microdureza da tabela corresponde a média aritmética de sete medidas sobre a mesma fase microestrutural de uma amostra.

Tabela 4.4 Valores de microdureza Vickers das fases do revestimento

	Matriz	Fase eutética M7C3 + γ	NbC
Revestimento bruto fusão	478 HV	1127 HV	1984 HV
Revestimento normalizado	495 HV	–	–
Revestimento temperado	732 HV	1268 HV	1943 HV
revestimento temp./ N ₂	767 HV	–	–
revest. t./revenido 360°C	644 HV	–	–
revest. t./revenido 420°C	621 HV	–	–
revest. t./revenido 480°C	614 HV	–	–

Foram utilizadas diferentes cargas no ensaio de microdureza devido à diferença de tamanho das fases exibidas na microestrutura do revestimento, tendo sido o valor da carga aplicada inversamente proporcional ao tamanho da fase.

Para o cálculo das perdas volumétricas nos ensaios de abrasão, fez-se necessário o conhecimento das densidades dos materiais utilizados neste trabalho.

O aço ABNT 1020, utilizado como material de referência, apresentou a densidade média de 7,81 g / cm³ enquanto que 7,89 g / cm³ foi exibido pelas amostras de aço SAE 5160.

A densidade dos revestimentos no entanto, foi aproximada à 7,52 g / cm³, que corresponde a densidade da vareta produzida na fundição da liga ferrosa. isto foi feito em razão da dificuldade em obter uma amostra composta apenas pelo revestimento, ou seja, sem a presença de metal-base uma vez que a espessura do revestimento após a retificação foi de 4 mm.

4.4- ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

4.4.1- ENSAIO DO TIPO “PINO SOBRE LIXA”

Os resultados do ensaio realizado com equipamento pino sobre lixa, demonstraram uma boa confiabilidade, pois não houveram uma dispersões nos valores de perdas de massa para cada tipo de amostragem, o que proporcionou coeficientes de variação menores que sete, como os sugeridos pela norma ASTM G65.

A tabela 4.5 apresenta com perdas de massa dos corpos de prova de todos os materiais estudados, desenvolvidas durante o ensaio de desgaste a dois corpos com a utilização de SiC 220 # como abrasivo.

Tabela 4.5 Perdas de massa e de volume obtidas no ensaio de pino

Material	Perda de Massa (mg)	Perda Volumétrica (mm ³)	Desvio Padrão	Variação porcentual
ABNT 1020	301,7	38,63	1,08	2,80
SAE 5160	229,8	29,13	0,79	2,70
Revest. Bruto F.	216,8	28,83	0,75	2,60
Revest.Norm.	211,3	28,10	0,56	2,00
Revest. T. Rev. 480	201,1	26,74	0,62	2,30
Revest. T. Rev. 420	188,9	25,12	0,53	2,10
Revest. T. Rev. 360	148,6	19,76	0,45	2,30
Revest. Temp. /N ₂	102,4	13,62	0,37	2,70
Revest. Temp	99,3	13,20	0,42	3,20

A inclinação das curvas apresentadas até a efetivação dos primeiros duzentos ciclos representam o regime não linear de perda de massa mencionado no capítulo anterior. A perda de massa deste período foi descartada da quantificação do desgaste por corresponder ao período em que há uma microtopografia muito irregular na lixa nova devido à diferença de altura em que se encontram as partículas abrasivas.

As taxas de desgaste abrasivo dos materiais de acordo com a equação (21), e acompanhadas de cálculos estatísticos do espaço amostral ensaiado, estão exibidas no gráfico da figura 4.13a.

Figura 4.13a Taxas de desgaste dos materiais obtidos no ensaio de pino sobre lixa.

Dentre as amostras revestidas, a que melhor desempenho apresentou, foi a amostra temperada em óleo, enquanto que o maior desgaste ficou por conta da amostra normalizada.

Comparando-se as taxas de desgaste destas amostras citadas e aquelas obtidas pelo aço SAE 5160, nota-se que todas as amostras de revestimento demonstraram uma melhor resistência à abrasão embora, a diferença entre amostra normalizada e a do aço tenha sido pequena.

Quanto a influência da dureza na resistência ao desgaste do revestimento, tem-se o gráfico da figura 4.14.

Figura 4.14 Perdas de massa obtidas no ensaio pino sobre lixa em função da dureza

Nota-se que a relação de resistência à abrasão a dois corpos foi proporcional à dureza das amostras revestidas, excetuando-se apenas àquelas que representam o revestimento com tratamento criogênico.

4.4.2- ENSAIO DO TIPO "RODA DE BORRACHA-AREIA SECA"

O ensaio no equipamento "roda de borracha" apresentou resultados com coeficientes de variação menores que o valor sete, demonstrando estar confiável e apto a realizar ensaio de abrasão a três corpos. A

reprodutibilidade dos ensaios, foi confirmada com a proximidade dos resultados de perdas de massa do material de referência, o aço ABNT 1020, com os resultados obtidos por SIGNORINI (1993), em outro equipamento "roda de borracha" .

As perdas volumétricas obtidas pelos materiais nos ensaios de abrasão a três corpos e seus respectivos desvios padrão e coeficientes de variação, estão contidos na tabela 4.6.

Tabela 4.6 Perdas de massa e de volume obtidas com o ensaio roda de borracha.

Material	Perda de Massa (mg)	Perda de Volume (mm ³)	Desvio Padrão	Variação percentual
ABNT 1020	294,5	37,7	0,94	2,5
SAE 5160	223,7	28,4	1,19	4,2
Revest.Temp.	208,2	27,7	1,80	6,5
Revest.T./N ₂	206,3	27,4	1,67	6,1
Revest.Revesti mento.360	201,3	26,8	0,91	3,4
Revst.Rev.420	191,5	25,5	0,94	3,7
Revest.Revesti mento.480	194,2	25,8	1,06	4,1
Revest. Norm.	214,2	28,5	1,28	4,5
Revest. BrutoF.	219,7	29,2	1,14	3,9

O equipamento roda de borracha utilizado demonstra uma boa precisão de acordo com a norma ASTM G 65 pois apresenta coeficientes de variação dos resultados menor que o valor admitido, ou seja, inferiores a sete.

Os resultados da tabela exibem uma melhor resistência ao desgaste do revestimento diante do aço SAE 5160, novamente havendo apenas uma pequena vantagem da amostra normalizada sobre este aço.

A maior resistência ao desgaste, desta vez, foi alcançada pelo revestimento temperado e revenido a 420 °C porém, houve uma diferença mais discreta entre os desempenhos das amostras revestidas.

O gráfico da figura 4. 15 apresenta o desgaste abrasivo do revestimento em função da durezas de suas amostras.

Figura 4.15 Perdas de massa obtidas no ensaio roda de borracha em função da dureza.

A curva exibida indica uma complexidade na relação da resistência ao desgaste e a dureza do revestimento quando comparadas na abrasão três corpos quantificada nos ensaios na roda de borracha.

4.5- OBSERVAÇÕES ATRAVÉS DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

4.5.1- CARBONETOS

O ataque químico profundo propiciou, às amostras do revestimento, um relevo oportuno para a compreensão visual da rede de carbonetos enquanto a microsonda e análise por feixe de raio-X proporcionaram a identificação dos tipos de carbonetos.

As figuras apresentadas no final deste item, exibem os carbonetos existentes nas amostras do revestimento tratadas termicamente ou não, sendo semelhante para todas as condições como mencionado no item “metalografia”.

A microestrutura de uma amostra do revestimento na condição bruta de fusão pode ser observada na figura 4.16 (p.111). Nota-se uma rede contínua de carbonetos ao redor de regiões dendríticas que foram corroídas pelo ataque químico e carbonetos pequenos e arredondados.

Um detalhe da figura anterior, caracterizando o relevo da rede de carbonetos está apresentado na figura 4.17.

A análise qualitativa por feixe de raio-X, apresentada na figura 4.18, indica a presença de Fe, Cr e muito pouco Ni no carboneto interdendrítico.

X-RAY: 0 - 20 keV Window : Be
 Live: 100s Preset: 100s Remaining: 0s
 Real: 109s 8% Dead

Figura 4.18 Análise qualitativa do carboneto M_7C_3

A micrografia contida na figura 4.19 foi obtida de uma amostra temperada e tratada criogenicamente e selecionada para apresentar os orifícios encontrados no interior de carbonetos M_7C_3 . Provavelmente, estes orifícios correspondem a regiões de austenita que formavam a fase eutética e foram corroídas, como observado por GREGOLIN (1990).

A rede de carbonetos eutéticos encontrada em uma amostra do revestimento temperada em óleo é exibida em relevo na figura 4.20.

Comparando esta figura com as duas anteriores, observa-se que existe uma diferença entre os fundos das regiões dendríticas, tendo a última, uma rugosidade maior do que as primeiras. Este fato, pode estar relacionado com a diferença de matrizes, ou seja, austenita nas primeiras figuras e martensita e austenita na última.

Através de análise quantitativa por microsonda sobre o carboneto interdendrítico, obteve-se as seguintes porcentagens atômicas para os principais elementos: 73,375 % de Fe, 22,913 % de Cr, 1,816 % de Ni, 0,068 % de Nb e 0,781 de Mn.

Estas porcentagens confirmam a análise metalográfica que indicava estes carbonetos como sendo do tipo M_7C_3 , sendo M correspondente a dois átomos de Cr e cinco átomos de Fe.

Os cálculos abaixo, apresentam a estequiometria do carboneto do tipo $(Cr_2 Fe_5) C_3$:

$$Cr = [(52,0 \times 2) \times 100] / [(52,0 \times 2) + (56,0 \times 5)] = 27,1\%$$

$$Fe = 100\% - 27,1\% = 72,9\%$$

Comparando-se as porcentagens de Cr e Fe obtidas por microsonda com estas calculadas, nota-se a proximidade dos valores e fica confirmada a afirmação de que se trata do carboneto $(Cr_2 Fe_5) C_3$.

Para propiciar uma idéia tridimensional da rede de carbonetos, realizou-se um ataque químico mais longo em uma amostra temperada e revenida a 420 °C. O efeito deste ataque mais profundo pode ser observado na figura 4.21.

Uma região com carbonetos massivos de NbC dispersos pode ser vista na figura 4.22 que ilustra o revestimento temperado e revenido a 360 °C. A morfologia destes carbonetos concordam com o estudo de Fiset *et al* (1993), que menciona a formação de carbonetos NbC nodulares quando a quantidade de nióbio for cerca de 2%.

A análise qualitativa por feixe de raio-X realizada em um destes carbonetos, demonstra que se trata de um NbC, como pode ser observado na figura 4.23.

Figura 4.23 Análise qualitativa do NbC.

Alguns carbonetos, através da observação com maiores aumentos, puderam ser identificados de acordo com suas morfologias. A figura 4.24 exibe um carboneto complexo do tipo NbC em forma de pétalas, semelhante ao apresentado por BAIK (1988).

Outro carboneto complexo, localizado nas extremidades das ramificações do carboneto M_7C_3 foi registrado na figura 4.25. Este carboneto não foi identificado pois, e sua morfologia difere das encontradas na literatura e suas pequenas dimensões causariam uma análise pouco confiável por microsonda.

Figura 4.16 Revestimento no estado bruto de fusão

Figura 4.17 Revestimento no estado bruto de fusão

Figura 4.19 Revestimento temperado e submetido a tratamento sub-zero

Figura 4.20 Revestimento temperado

Figura 4.21 Revestimento temperado e revenido a 420 °C

Figura 4.22 Revestimento temperado e revenido a 360 °C

Figura 4.24 Carboneto NbC em forma de pétalas

Figura 4.25 Carboneto complexo NbC

5.5.2- SUPERFÍCIES DESGASTADAS POR ABRASÃO A DOIS CORPOS

Para facilitar o entendimento dos mecanismos de remoção de material e conseqüentemente das taxas de desgaste, realizou-se a observação e documentação das superfícies desgastadas em ensaios de abrasão.

Assim, as figuras 4.26 a 4.35 (p. 118 a 122), apresentadas no final deste capítulo, ilustram as superfícies dos materiais estudados, resultantes do ensaio "pino sobre lixa".

Cabe lembrar que nos ensaios de abrasão a dois corpos, os abrasivos utilizados foram partículas de SiC 220 # que se encontravam fixas em lixas comerciais.

A figura 4.26 e 4.27 exibem amostras do aço ABNT 1020 que sofreram microcortes e muitos microsulcamentos, estes caracterizados pela quantidade de material que foi deslocada para as bordas dos microsulcos. A grande ocorrência de microsulcamentos pode ter levado a perda de material por microfadiga, como mostrado na figura 4.27, onde está indicada uma região fraturada por fadiga, uma vez que se trata de um material dúctil.

O revestimento no estado bruto de fusão está representado pela figura 4.28 e 4.29 que apresenta microcortes, muito menores que aqueles do material de referência, e em alguns casos, microcortes com pequenos pits internos. Estes pits correspondem ao resultado de arrancamento ou trincamento seguido de destacamento de carbonetos, formando pequenos orifícios como os identificados na figura 4.29.

Microcortes também são predominantes nas amostras temperadas e revenidas, sendo mínima a diferença encontrada entre o tamanho deles nas amostras revenidas a temperaturas diferentes. As figuras 4.30 e 4.31 referem-se a uma amostra revenida a 480°C cuja matriz, como pode ser visto na fig.4.31, apresentou uma trinca decorrente da fratura de um carboneto .

O revestimento com melhor desempenho nos ensaios é exibido pelas figuras 4.32 e 4.33. Trata-se do revestimento temperado em óleo, que apresentou pits e microcortes menos profundos que os anteriores. Na figura 4.33, encontra-se uma linha de carbonetos fraturados.

O aço SAE 5160 observado nas figuras 4.34 e 4.35 exhibe microsulcamentos em grande número, microcortes e alguns destacamentos de material, como o enfatizado pela figura 4.35.

5.5.3-SUPERFÍCIES DESGASTADAS POR ABRASÃO A TRÊS CORPOS

As figuras 4.36 a 4.43 que estão apresentadas no final do capítulo, ilustram os danos causados as superfícies das amostras ensaiadas em um equipamento do tipo roda de borracha, onde o abrasivo, no caso partículas de sílica, pode desenvolver movimento de deslizamento e/ou rolamento.

As figuras 4.36 e 4.37 (p. 123) mostram a superfície de amostras do revestimento na condição bruta de fusão. Pode-se observar microcortes, pits e algumas regiões de destacamento de material. Na figura 4.37 está identificado um arrancamento de carboneto e sua trajetória sobre a superfície da amostra.

Uma amostra normalizada está ilustrada pela figura 4.38 onde se observa os mesmos danos causados as amostras apresentadas anteriormente porém, com microcortes menos profundos.

A figura 4.39 exhibe uma das amostras que sofreu menor desgaste, pertencente ao grupo do revestimento temperado e revenido a 420°C. Os microcortes vistos nesta figura, são ainda menores que os pertencentes a amostra normalizada enquanto que os pits e destacamentos são semelhantes.

Amostras temperadas estão apresentadas nas figuras 4.40, 4.41, 4.42, 4.43, tendo a última recebido tratamento criogênico. Nestas amostras foram encontrados maiores destacamentos e em maior quantidade que nas

demais amostras. Outra observação importante foi a presença de microtrincas em regiões próximas aquelas onde ocorreram grandes destacamentos de material.

Os danos causados às superfícies do aço SAE 5160 correspondem a microcortes e grandes quantidades de pits e destacamentos maiores de material, como pode ser observado nas figuras 4.44 e 4,45.

5.5.4- PARTÍCULAS ABRASIVAS

As partículas abrasivas utilizadas nos dois tipos de ensaios de desgaste foram examinadas por microscopia de varredura para fins comparativos.

A figura 4.46 apresenta os grãos de sílica sem uso, ou seja, sem terem sido esfregados pela roda de borracha nos corpos de prova. Por outro lado, as partículas de sílica utilizadas no ensaio de abrasão a três corpos estão contidas na figura 4.47.

A amostra da lixa de SiC sem uso é exibida pela figura 4.48 e a utilizada no ensaio de abrasão a dois corpos está apresentada na figura 4.49.

Figura 4.26 Superfície do aço ABNT 1020 desgastada por abrasão a dois corpos
E = esmagamento de material
S = Microsulcamento

Figura 4.27 Superfície do aço ABNT 1020 desgastada por abrasão a dois corpos
F = perda de material por microfadiga

Figura 4.28 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a dois corpos

Figura 4.29 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão, desgastada por abrasão a dois corpos
A = arrancamento de carboneto
C = microcorte
P = pit

Figura 4.30 Superfície do revestimento temperado e revenido a 480°C desgastada por abrasão a dois corpos
C = microcorte

Figura 4.31 Superfície do revestimento temperado e revenido a 480°C desgastada por abrasão a dois corpos
T = microtrinca do carboneto
TM = microtrinca da matriz
P = pit

Figura 4.32 Superfície do revestimento temperado
desgastada por abrasão a dois corpos
C = microcorte
D = destacamento de carbonetos
P = pit

Figura 4.33 Superfície do revestimento temperado
desgastada por abrasão a dois corpos
D = destacamento de carbonetos

Figura 4.34 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a dois corpos

Figura 4.35 Superfície do aço SAE 5160 desgastada por abrasão a dois corpos
D = destacamento de material
E = esmagamento de material
M = material destacado
S = microsulcamento

Figura 4.36 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a três corpos

Figura 4.37 Superfície do revestimento no estado bruto de fusão desgastada por abrasão a três corpos

D = destacamento de carboneto

DS = dano superficial causado por carboneto

P = pit

Figura 4.38 Superfície do revestimento no estado normalizado
desgastada por abrasão a três corpos
C = microcorte
P = pit

Figura 4.39 Superfície do revestimento temperado e revenido
a 420°C, desgastada por abrasão a três corpos
C = microcorte
P = pit

Figura 4.40 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a três corpos

C = microcorte
D = destacamento de material
P = pit
T = microtrinca

Figura 4.41 Superfície do revestimento temperado desgastada por abrasão a três corpos

C = microcorte
D = destacamento de material
T = microtrinca

Figura 4.42 Superfície do revestimento temperad. desgastada por abrasão a três corpos
 D = destacamento de material por microtrinca
 T = microtrinca

Figura 4.43 Superfície do revestimento temperado, submetido a tratamento sub-zero e desgastada por abrasão a três corpos
 D = destacamento de material por microtrinca
 T = microtrinca

Figura 4.44 Superfície do SAE 5160 desgastada no ensaio de abrasão a três corpos

Figura 4.45 Superfície do SAE 5160 desgastada no ensaio de abrasão a três corpos

Figura 4.46 Partículas de sílica, antes de serem utilizadas no ensaio de abrasão a três corpos

Figura 4.47 Partículas de sílica, após serem utilizadas no ensaio de abrasão a três corpos

Figura 4.48 Lixa de SiC 220 # antes de ser utilizada no ensaio de abrasão a dois corpos

Figura 4.49 Lixa de SiC 220 # depois de ser utilizada no ensaio de abrasão a dois corpos

5. DISCUSSÃO

5.1- COMPOSIÇÃO DA LIGA UTILIZADA

A definição da composição da liga para compor o revestimento deste trabalho, teve como ponto de partida, as composições de ligas ferrosas especificadas por GREGORY (1980), na composição de aços ao cromo martensíticos utilizados na confecção de lâminas para guilhotina e na composição de ferros fundidos martensíticos para confecção de ferramentas de corte.

Optou-se por uma quantidade de carbono para liga, inferior às encontradas para composições de ferros fundidos brancos, visando uma maior tenacidade, pois um dos objetivos do trabalho seria comparar o revestimento com um aço utilizado na confecção de componentes agrícolas que necessitam de uma certa tenacidade para não terem suas arestas cortantes fraturadas em serviço.

Como elementos formadores de carbonetos, adicionou-se a liga, o Cr e Nb, muito conhecidos na literatura por formarem carbonetos Cr_7C_3 e NbC , respectivamente, úteis em situações tribológicas de causa abrasiva (CHIAVERINI, 1988; GREGOLIM *et al.*, 1990; POHL & AL-RUBAIE, 1994; SAWAMOTO *et al.*, 1986). O cromo além de aumentar a temperabilidade dos aço (TYLCZAK, 1985), fornece a resistência a oxidação.

O nióbio forma o carboneto NbC que é muito eficiente para aumentar a resistência a abrasão de um material, por ser muito duro e porque sua formação é preferencial à dos carbonetos Cr_7C_3 (FISSET, 1993), diminuindo a quantidade formada de Cr_7C_3 mas, aumentando o conteúdo de cromo na matriz e, conseqüentemente, a temperabilidade da liga (GUESSER *et al.*, 1983).

A presença de Ni, se deve ao fato de ser conhecido o efeito benéfico deste elemento em aumentar a tenacidade das ligas a base de ferro (MARATRAY, 1981; TYLCZAK, 1985), enquanto que o Mn está presente por elevar a temperatura de crescimento de grão austenítico, aumentar a resistência ao impacto (CHIAVERINI, 1988) e a resistência ao desgaste de aços não temperados (TYLCZAK, 1985).

Quanto ao boro, o seu efeito também seria para aumentar a temperabilidade da liga (CHIAVERINI, 1988), havendo ainda, a possibilidade de formação de boretos de M_3B_2 que poderiam auxiliar, da mesma forma que os carbonetos, na resistência ao desgaste (BERNS & FISCHER, 1985), no entanto, estas partículas não foram identificados metalograficamente na liga estudada.

5.2- TRATAMENTOS TÉRMICOS, ENSAIOS DE DUREZA E MICRODUREZA

Os tratamentos térmicos realizados nos corpos de prova revestidos atingiram o objetivo de alterar sua microestrutura, ou melhor, sua matriz, pois apesar de se tratar de uma liga polifásica com carbonetos, a temperatura de austenitização utilizada foi suficiente para desestabilizar a austenita e não para obter a dissolução dos carbonetos e posteriormente alterar suas características com o resfriamento (TRAVASSOS, 1991; DOGAN *et al.*, 1995).

Foram obtidos revestimentos com matrizes austeníticas, martensíticas com austenita retida e martensita revenida com austenita retida.

A velocidade de resfriamento obtida com a exposição ao ar das amostras austenitizadas, não foi suficiente para a transformação martensítica, como mostraram as análises metalográficas, porém, ocasionou uma dureza sensivelmente superior a do revestimento no estado bruto de fusão.

O tratamento sub-zero aplicado a algumas amostras temperadas proporcionou uma pequena diferença de dureza a elas, em relação a dureza das amostras somente temperadas.

Segundo GAHR & DOANE (1980) e MENG (1994), o tratamento sub-zero após a têmpera é eficiente para reduzir a quantidade de austenita retida em matrizes predominantemente martensíticas e um dos fatos que indicam a diminuição da quantidade de austenita retida em um tratamento térmico é o aumento de dureza da matriz (FARAH, 1997).

Por estes motivos, supõe-se que as amostras que tiveram tratamento sub-zero neste trabalho, possuem uma quantidade menor de austenita retida que as amostras temperadas.

Como consequência da alteração microestrutural, obteve-se diferenças em uma propriedade de muita importância para o estudo do processo de desgaste, a dureza. A amostragem do revestimento apresentou durezas que variaram de 479 HV a 704 HV.

Diferenças de dureza e microdurezas, foram apresentadas pelos revestimentos revenidos a três temperaturas distintas, devido a transformação da martensita existente nos corpos de prova antes do revenido, em martensitas revenidas com diferentes durezas (CHIAVERINI, 1988)

5.3- DESGASTE ABRASIVO A DOIS CORPOS

5.3.1- OBSERVAÇÕES DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS

As observações das superfícies dos corpos de prova, após os ensaios de abrasão, possibilitaram o conhecimento dos mecanismos que, provavelmente, causaram as remoções de materiais.

No caso dos corpos de prova revestidos, figuras 4.28 (p. 119) a 4.33 (p.121), o mecanismo predominante foi o microcorte, tendo ocorrido corte da

matriz e também dos carbonetos, pois as partículas de SiC possuem valores de dureza em torno de 2590 HV, enquanto que as maiores durezas encontradas no revestimento, foram 1286 HV para os carbonetos do tipo M_7C_3 e 1984 HV para o NbC. Outros fatores importantes que colaboraram para o acontecimento dos microcortes foram a carga aplicada e o ângulo de ataque das partículas abrasivas.

Nas superfícies dos revestimentos, ainda foram observados pits, ocasionados por arrancamento e/ou destacamento de pequenos volumes de carbonetos, pois, a possibilidade de terem sido causados por microfadiga é remota, uma vez que se trata de um material duro e por não terem sido observados danos superficiais resultantes de deformações plásticas, como esmagamento ou sulcamentos que deslocam o material para os lados do sulco.

A deformação plástica e o destacamento por fadiga são danificações superficiais características de materiais dúcteis (TYLCZAK, 1992; GAHR, 1987), como no caso do material utilizado como referência, o aço ABNT 1020. As figuras 4.26 e 4.27 (p.118) exibem microsulcos, esmagamentos, devido a passagem de partículas abrasiva sobre um volume de material deslocado anteriormente por outro abrasivo, e destacamento de material por microfadiga como consequência de sucessivas deformações plásticas.

Nas superfícies desgastadas do terceiro material ensaiado, o aço SAE 5160, figuras 4.34 e 4.35 (p.122), foram vistos, predominantemente, microcortes e microssulcamentos, acompanhados de alguns destacamentos de material e uma insignificante quantidade de pits, quando comparada a superfície do revestimento.

5.3.2- A INFLUÊNCIA DA DUREZA DO MATERIAIS

Analisando o gráfico da figura 4.14, pode se dizer que as perdas de massa resultantes dos ensaios de abrasão a dois corpos, foram inversamente proporcionais as durezas dos materiais, com exceção do

revestimento que sofreu tratamento criogênico, cuja causa será discutido no próximo item.

As danificações superficiais observadas por microscopia eletrônica de varredura corresponderam a esta proporcionalidade, pois os tamanhos dos microcortes e microsulcamentos, ou seja, as profundidades e a larguras, aumentaram de acordo com a diminuição de dureza dos materiais, ocasionando a remoção de maiores volumes de material superficial.

XU *et al.* (1993) encontraram a mesma relação de tamanho de ranhura para dureza de três tipos de ferros fundidos ao cromo ensaiados em um equipamento pino sobre lixa, utilizando SiC como abrasivo.

Assim, de acordo com esta relação, pode-se observar os maiores microcortes e microsulcamentos na superfície do aço ABNT 1020 (p. 118), que obteve a maior perda de massa e, por outro lado, os menores danos superficiais pertencem a superfície do revestimento temperado (p. 121).

Comparando a superfície deste revestimento temperado com a do aço SAE 5160 (p.122), nota-se que, apesar da maior quantidade de pits ser encontrada no revestimento, os microcortes mais profundos e os maiores destacamentos de material foram encontrados no aço, sendo, possivelmente, os responsáveis pela diferença de 120 % de perda volumétrica.

Uma porcentagem semelhante, 118 %, foi equivalente a diferença entre a taxa de desgaste apresentada pelo revestimento com maior dureza e a taxa do revestimento de menor, que corresponde aquele no estado bruto de fusão (p. 119).

Os revestimentos temperados e revenidos a três temperaturas diferentes, tiveram características superficiais semelhantes, porém, ocorreram diferenças de perdas volumétricas que obedeceram uma proporcionalidade inversa às suas durezas. O revestimento revenido a 480°C teve uma dureza 7,5% menor que a do revenido a 420°C, que lhe proporcionou um desgaste 6,5 % maior, enquanto que a diferença entre as durezas do revestimento revenido a 420 °C e a do revenido a 360 °C foi 6,8 %, acarretando uma perda de volume de 27 % menor a este ultimo revestimento.

Com estas porcentagens fica claro que a resistência ao desgaste abrasivo do revestimento, para uma mesma microestrutura, no caso martensita revenida, foi determinada pela dureza da matriz, porém de uma forma não linear.

5.3.3- A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS

Como mencionado anteriormente, as microestruturas apresentadas pela amostragem do revestimento foram semelhantes quanto a morfologia e quantidade dos carbonetos, diferindo apenas quanto as matrizes, que variaram entre austenita, martensita com austenita retida e martensita revenida com austenita retida.

A análise metalográfica mostrou semelhantes microestruturas para o revestimento temperado e o revestimento que foi submetido a têmpera e tratamento sub-zero, porém, ensaios de dureza indicaram, como mencionado no item 5.3.1, uma quantidade maior de austenita retida na matriz do primeiro revestimento.

Esta diferença microestrutural, pode ter sido responsável pela pequena vantagem de 3,2 % na resistência a abrasão, obtida pelo revestimento temperado em relação a resistência revestimento que sofreu tratamento sub-zero, como ocorrido em outros trabalhos utilizando o ensaio de pino sobre lixa (SINATORA et al., 1989; POHL & AL-RUBAIE, 1994). Segundo estes estudos, o aumento na resistência a abrasão ocorreu devido ao encruamento da austenita após deformações sucessivas, ou seja, a quantidade de energia que seria utilizada para fraturar a estrutura martensítica, é consumida para deformar a austenita durante a passagem da partícula abrasiva sobre a superfície do material ensaiado.

As estruturas martensíticas dos revestimentos citados acima, apresentaram menores taxas de desgaste que as estruturas austeníticas dos revestimentos no estado bruto de fusão e normalizado, mas esta comparação somente é válida para dar importância a utilização do

tratamento térmico de têmpera, pois, não seria pertinente a discussão destes resultados quanto a microestrutura, uma vez, que os revestimentos apresentam grande diferença de dureza.

Uma pequena diferença de dureza, 15 HV, ocorreu entre o revestimento temperado e revenido a 480 °C e o revestimento normalizado, ambos tendo microcorte, pits e destacamento de carbonetos. A matriz com predominância de martensita revenida (p. 120) teve um melhor desempenho, tendo perdido 5 % a menos de massa que o revestimento normalizado, dando indícios de que a martensita revenida, apesar da semelhança das durezas, é mais resistente a abrasão que a austenita.

Microestruturas diferentes e mesma dureza, possuem o revestimento no estado bruto de fusão e o aço SAE 5160. O aço apresentando uma estrutura de martensita temperada e revenida sofreu um desgaste 6% maior que o revestimento com carbonetos NbC dispersos em matriz autenítica com rede de carbonetos M7C3.

A observação das superfícies desgastadas dos dois materiais (p. 119 e 122) indica que houveram mecanismos diferentes, como microsulcamento no aço e pits no revestimento, e um mecanismo em comum, o microcorte, que agiu de maneira diferente. O microcorte causou no aço ranhuras que, ao longo de suas extensões, mantiveram profundidades e larguras homogêneas, enquanto que, no revestimento as ranhuras foram menores, com diferenças de profundidade e de largura, e caracterizadas por irregularidades em seu interior, como pits e exposição de carbonetos. Estas observações sugerem que os carbonetos foram benéficos para resistência ao desgaste do revestimento, interferindo na profundidade e largura das ranhuras, ou melhor, dificultando a penetração das partículas abrasivas e a remoção de material.

Resumindo, o revestimento apresentou maior resistência ao desgaste que o aço SAE 5160 nos ensaios do tipo "pino sobre lixa", indicando que existe a possibilidade dele substituir o aço na confecção de componentes que são submetidos a abrasão a dois corpos em situações que tenham uma boa correlação com este tipo de ensaio.

5.4 - DESGASTE ABRASIVO A TRÊS CORPOS

5.4.1- OBSERVAÇÕES DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS

As superfícies desgastadas dos corpos de prova ensaiados no equipamento roda de borracha / areia seca estão apresentadas pelas figuras 4.36 a 4.45 (p. 123 a 127), exibidas no final do capítulo.

As superfícies resultantes do ensaio de abrasão a três corpos, apresentaram diferenças mais discretas que as obtidas no outro tipo de ensaio, indicando uma menor variação de perdas de massa para os materiais.

Todos corpos de prova, com exceção do aço ABNT 1020 que não teve sua superfície documentada, exibiram microcortes, pits, microtrincas e destacamentos de material, tendo estes mecanismos de remoção de material, variado, de uma amostragem para outra, em tamanho e quantidade.

5.4.2- A INFLUÊNCIA DA DUREZA DOS MATERIAIS

Com base no gráfico da figura 4.15, que representa as perdas de massa em função da dureza dos corpos de prova revestidos, pode-se afirmar que a resistência ao desgaste dos corpos de prova revestidos, quantificada pelo ensaio de abrasão a três corpos, não é proporcional a dureza dos mesmos.

Os revestimentos temperados e revenidos, possuindo a mesma microestrutura, obtiveram perdas de massa que ilustram bem esta relação complexa, pois, o de melhor desempenho nos ensaios abrasivos foi o revenido a 420 °C (p. 124), que possui dureza intermediária entre os outros dois revestimentos revenidos.

O revestimento no estado bruto de fusão, com a menor dureza, apresentou em sua superfície (p.123), maiores tamanhos de destacamentos

e microcortes que os revestimentos revenidos, justificando seu maior desgaste. Os microcortes mais largos e profundos ocorreram devido a maior penetração do abrasivo que, conseqüentemente, fraturou ou apenas arrancou maiores volumes de carbonetos.

Revestimentos temperados e revenidos tiveram menores perdas de massa que revestimentos temperados com maiores durezas. Exemplificando, o revestimento temperado e revenido a 420 °C com 561 HV (p. 124), perdeu 8,7 % de massa a menos que o revestimento temperado com 679 HV (p. 125), indicando que o aumento de dureza, obrigatoriamente, não implica em menor desgaste, ou melhor, que o tratamento de revenido após a têmpera resultou em uma maior resistência ao desgaste abrasivo.

A maior resistência ao desgaste do revestimento revenido pode ser esclarecida comparando-se as figuras 4.39 (p. 124) e 4.40 (p.125). Os danos causados por microcortes são maiores no corpo de prova revenido, porém, a maior quantidade de material destacado, está no revestimento temperado. Observando superfícies do material temperado com maiores aumentos, figuras 4.41 (p. 125) e 4.42 (p. 126), nota-se a existência de danos de um mecanismo que não havia sido observado nas superfícies do revestimento em outros estados de tratamento térmico, a microtrinca.

As microtrincas são mecanismos que surgem quando a carga aplicada pela partícula abrasiva supera a tenacidade a fratura do material, sendo, geralmente, responsáveis por desgaste de materiais frágeis (GAHR, 1987). Assim, supõe-se que a tenacidade do revestimento temperado é a propriedade que determinou sua resistência ao desgaste e portanto, o mecanismo de microtrinca não será discutido neste item que diz respeito a influência da dureza e sim, no próximo, sobre a influência da microestrutura do material.

5.4.3- A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS

A microestrutura do revestimento no estado bruto de fusão não apresentou uma resistência ao desgaste superior a microestrutura temperada e revenida do aço SAE 5160 de mesma dureza. A diferença de perdas de massa foi cerca de 1,8 %, o que não justificaria a substituição de um componente confeccionado com este aço, por um revestido sem tratamento térmico.

No entanto, os revestimentos temperados e revenidos ou simplesmente temperados, apresentaram um melhor desempenho que o aço SAE 5160, nos ensaios de abrasão a três corpos. O revestimento revenido a 420 °C sofreu um desgaste 16,7 % menor que o aço SAE 5160, sendo observado em sua superfície (p.124), menores microcortes e uma menor quantidade de destacamentos e pits.

As microestruturas austeníticas do revestimento normalizado e bruto de fusão tiveram resistências ao desgaste inferiores a martensita e a martensita revenida. O revestimento temperado, por exemplo, teve um desempenho 6,5 % melhor que o bruto de fusão.

A diferença de desgaste entre o revestimento temperado e submetido ao tratamento sub-zero e o revestimento somente temperado, apesar de conterem quantidades distintas de austenita retida, foi insignificante, não chegando a 1 %, o que foi confirmado pela semelhança das danificações observadas em suas superfícies.

A diferença da resistência a abrasão entre o revestimento temperado e o temperado e revenido, como foi comentada no item anterior, foi causada pelo maior volume de material destacado do revestimento temperado, em consequência do mecanismo de microtrinca

Os destacamentos que haviam sido notados nos outros corpos de prova revestidos (p. 123 e 124), eram destacamentos de carbonetos que poderiam ter sido provocados por arrancamentos ou pelo trincamento e fragmentação deles, porém, microtrincas propagadas pela matriz, não tinham sido observadas.

XU et al. (1993) observaram mecanismo de microtrincas semelhantes aos ocorridos, após executarem o mesmo tipo de ensaio para ferros fundidos 10 Cr - 3,5 Ni e 15 Cr - 3 Mo. Nas amostras do primeiro material com dureza de 600 HV, ocorreram trincas na matriz e, como consequência, os carbonetos M_7C_3 foram fraturados e destacados juntos, ocasionando grande perda de material. As trincas foram atribuídas a martensita grosseira que predominava na matriz. No segundo material com dureza de 737 HV, as trincas se originaram entre a matriz e os carbonetos, durante o desgaste, provocando o destacamento dos carbonetos.

GAHR (1987) também realizou estudos com diferentes tipos de ferros fundidos brancos, avaliando suas resistências ao desgaste em função de suas tenacidades, através de ensaios com equipamento roda de borracha. Foi descrito que o mecanismo de remoção de material para matrizes martensíticas, a partir de uma dada tenacidade a fratura, passou de uma predominância de microcortes para uma de microtrincas, aumentando as perdas de massa dos materiais.

Portanto, com base nos trabalhos citados acima, supõe-se que a diferença de perdas de massa entre o revestimento temperado e o temperado e revenido, tenha sido determinada pela tenacidade a fratura de suas martensitas.

Assim, a tenacidade da martensita no revestimento temperado, não teria sido suficiente para suportar a carga aplicada pelas partículas de sílica, ocasionando a nucleação na matriz e a propagação de trincas pelos carbonetos, ou ainda, não teria sido capaz de conter as trincas nucleadas nos carbonetos.

Por outro lado, na matriz do revestimento temperado e revenido, não ocorreram trincas devido o tratamento de revenido que proporcionou a martensita, um alívio de tensões e a mudança de um reticulado instável para o cúbico centrado estável (CHIAVERINI, 1988), e consequentemente, uma maior tenacidade para suportar a carga dos abrasivos e conter as microtrincas dos carbonetos.

Outro fato que pode ter contribuído para a perda de massa do revestimento temperado, é a formação em rede apresentada pelos carbonetos M_7C_3 . Esta característica microestrutural, segundo HURRICKS (1973), facilita a propagação de trincas, criando, por consequência, uma maior dependência da microestrutura da matriz.

Assim, fechando esta discussão, pode-se sugerir que o revestimento temperado e revenido a 420 °C seria o mais apropriado para substituir o aço SAE 5160 em situações de abrasão a três corpos que apresentassem boa correlação com os ensaios do tipo ensaio "roda de borracha".

5.5- COMPARAÇÃO ENTRE OS DOIS ENSAIOS ABRASIVOS

Os resultados de perdas de massa obtidos nos dois ensaios e análise das superfícies desgastadas demonstraram que os equipamentos utilizados submetem os corpos de prova a condições tribológicas diferentes.

As diferenças entre as perdas de massa dos materiais, obtidas no ensaio do tipo pino sobre lixa, foram muito superiores as diferenças encontradas no ensaio da "roda de borracha". O revestimento de maior resistência a abrasão no ensaio de "pino sobre lixa", teve uma perda de massa 120 % menor que a do aço SAE 5160, enquanto que no outro ensaio, a diferença entre o revestimento temperado e revenido a 420°C, com o melhor desempenho, e o mesmo aço, foi de 16,7 %.

Assim, o ensaio "pino sobre lixa" proporcionou uma maior confiabilidade quanto a possível substituição do aço SAE 5160 pelo revestimento, em condições de serviço onde ocorra abrasão a dois corpos.

A observação das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura, identificou os mecanismos predominantes e responsáveis pelas diferentes perdas de massa. O ensaio de abrasão a dois corpos resultou em predominância de microcorte e pit para o revestimento e

microcorte e microsulcamento para o aço SAE 5160. No ensaio de abrasão a três corpos, por sua vez, os mecanismos encontrados nas superfícies do aço e do revestimento foram semelhantes, tendo havido microcorte, pit e destacamento para os dois materiais e também, microtrinca para os dois tipos de revestimento temperado.

As condições de ensaio, como características e movimento do abrasivo, área de contato, carga, distancia percorrida e velocidade foram diferentes para os dois tipos de ensaios abrasivos, ocasionando os mecanismos de remoção de material citados acima.

* O abrasivo do ensaio de abrasão a dois corpos, o SiC, possui uma dureza de 2590 HV, enquanto que as partículas de sílica, utilizadas no ensaio "roda de borracha", chegam a 1260 HV. Portanto, a dureza relativa do abrasivo em relação ao material, foi muito maior no ensaio "pino sobre lixa", havendo assim, maior penetração da partícula abrasiva e uma condição mais favorável ao microcorte (GAHR, 1987). Acrescentando a esta condição (TYLCZAK, 1992), o formato das partículas de SiC que possuem ângulo de ataque, provavelmente superior ao ângulo crítico, como pode ser visto na figura 4.48 (p.129), ao contrário das partículas de sílica que são arredondadas (p.128).

† O movimento do abrasivo durante o ensaio, é fundamental para determinar os mecanismos de remoção de material. No ensaio "pino sobre lixa" a interação entre o corpo de prova e o abrasivo é previsível, pois este é fixo a lixa, funcionando, individualmente, como uma ferramenta de corte.

Por outro lado, no ensaio de abrasão a três corpos o movimento do abrasivo é mais complexo porque ele tem liberdade para deslizar e também, rolar sobre a superfície do corpo de prova, o que torna menor a probabilidade de ocorrer microcortes (FANG et al., 1992).

Outra característica que deve ter influenciado nas taxas de desgaste, foi a diferença de tamanho do abrasivo, sendo a partícula de sílica, muito maior que a partícula de SiC. Para compreensão desta influência, deve-se considerar uma condição onde a área de contato e a carga são constantes. Quanto maiores forem as partículas abrasivas, maiores serão as cargas

individuais aplicadas por elas na superfície do material a ser desgastado, pois, carga total aplicada no ensaio será dividida pelo número de partículas abrasivas que estiverem contidas na área de contato, e quanto maior for o tamanho das partículas, menor será este número na área de contato.

Assim, a carga individual do abrasivo no ensaio de abrasão a três corpos foi maior que a do ensaio de abrasão a dois corpos, pois, apesar da área de contato ser maior, a carga total imposta pelo equipamento roda de borracha é muito superior a encontrada no ensaio "pino sobre lixa", proporcionando uma maior pressão sobre a superfície do material ensaiado.

Embora, a pressão e carga sejam maiores no ensaio de abrasão a três corpos, a classificação encontrada na literatura se refere a um ensaio de baixa tensão, enquanto o ensaio de abrasão a dois corpos corresponde a alta tensão.

Segundo BLICKENSDECKER et al. (1985), a classificação dada aos ensaios abrasivos quanto a tensão, não define a tensão imposta pelo equipamento, e sim, descreve a ocorrência ou não de fragmentação do abrasivo. As figuras 4.46 a 4.49 (p.128 e 129) demonstram esta afirmação, exibindo que no ensaio de abrasão a três corpos, as partículas de sílica não tiveram sua forma alterada, enquanto que no ensaio de abrasão a dois corpos, as partículas de SiC foram fragmentadas.

A velocidade e a distância percorrida no ensaio "pino sobre lixa" foram menores que no ensaio "roda de borracha", indicando que a passagem dos abrasivos pela superfície do corpos de prova neste ensaio, foi mais lenta e durante um tempo menor.

A exposição de todas estas diferenças de condições de ensaio citadas a cima, mostram que para um mesmo material, no caso o revestimento, dois tipos de ensaios de abrasão podem exigir propriedades distintas, ocasionando diferentes desempenhos e ainda, podem ter correlações com diferentes situações reais de abrasão.

6.CONCLUSÕES

A análise dos resultados deste trabalho permite estabelecer as seguintes conclusões:

- A liga a base de ferro depositada em aço ABNT 1020, por soldagem "TIG", resultou em um revestimento duro cuja microestrutura corresponde a uma rede interdendrítica de fase eutética, composta por carbonetos $(Cr,Fe)_7C_3$ e austenita, acompanhados de carbonetos NbC dispersos em matriz austenítica;

- O tratamento térmico de têmpera com resfriamento em óleo a 60 °C possibilitou a transformação da matriz austenítica em uma matriz predominantemente martensítica, enquanto que o resfriamento ao ar do revestimento após autenitização, não proporcionou tal transformação;

Os ensaios de abrasão indicaram uma boa precisão dos equipamentos "pino sobre lixa" e "roda de borracha / areia seca" utilizados, pois os coeficientes de variação dos resultados foram inferiores ao valor sete, determinado pela norma ASTM G-65;

- O revestimento apresentou, através dos ensaios de abrasão, maior resistência ao desgaste que o aço SAE 5160, tendo melhor desempenho quando tratado termicamente;

- A observação das superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura foi de grande utilidade para o conhecimento dos mecanismos de remoção de material e, conseqüentemente, para o entendimento das diferenças de perdas de massa resultantes dos ensaios abrasivos;

- Os mecanismos de remoção de material mais freqüentes nos ensaios de abrasão a dois corpos foram o microcorte e o pit no revestimento e o microcorte e microcissulcamento no aço SAE 5160. Enquanto que nos ensaios de abrasão a três corpos foram microcorte, destacamento e pit para os dois materiais e ainda, microtrinca para o revestimento temperado;

- As taxas de desgaste nos ensaios de abrasão a dois corpos, foram inversamente proporcionais a dureza dos materiais ensaiados, sendo, no caso da amostragem do revestimento, inversamente proporcionais a dureza da matriz, uma vez que, os tratamentos térmicos alteraram apenas as matrizes do revestimento;

- Nos ensaio de abrasão a três corpos, as perdas de massa do revestimento foram influenciadas pela dureza, até os valores alcançarem 561 HV, a partir deste, a tenacidade a fratura da matriz teve forte influência na resistência ao desgaste, tendo ocorrido microtrincas como principal mecanismo de remoção de material nos revestimentos temperados;

- Os resultados dos ensaios no equipamento tipo "pino sobre lixa" e roda de borracha / areia seca indicaram que o revestimento temperado e o temperado e revenido a 420 °C possuem, respectivamente, os melhores desempenhos diante da abrasão a dois corpos e três corpos. Portanto, estes revestimentos, nestas condições de tratamento térmico, seriam os mais adequados para substituir o aço SAE 5160 na confecção de componentes agrícolas que, em situações reais, são submetidos a abrasão a dois corpos e três corpos, desde que estas situações apresentem boa correlação com estes tipos de ensaio.

7. SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Analisar a influência da diluição do revestimento, obtida por mudança nos parâmetros de soldagem "TIG", na resistência ao desgaste.
2. Realizar a deposição do revestimento por soldagem oxi-acetilênica e avaliar a resistência ao desgaste para fazer a comparação com o processo "TIG".
3. Analisar a influência dos parâmetros dos ensaios de abrasão, como carga, velocidade, duração e das características dos abrasivos como tamanhos, ângulos de ataque e durezas.
4. Traçar a curva transformação-tempo-temperatura do revestimento através de dilatometria.
5. Realizar ensaios de impacto do tipo Chapy para analisar a influência da tenacidade na resistência ao desgaste do revestimento
6. Realizar difração de raio-x para quantificar a austenita retida no revestimento temperados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALBERTIN, E. ; FILHO, F.A. (1994). Ensaios de desgaste de bolas de ferro fundido de alto cromo em moinho de bolas de laboratório. *Metalurgia e Materiais*, n. 2428, p. 406-417, maio.
- AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS - ASM (1983). Metals Handbook Welding and Brazing G.
- BAIK, H.K.; LOPER, C.R. (1988). The influence of niobium on the solidification structure of Fe-C-Cr alloys. *AFS Transactions*, v. 96, n. 88- 80, p. 405-412.
- BLICKENSDECKER, R.; MADSEN, B. W.; TYLCZAK, J. H. (1985). Comparison of several types of abrasive wear tests. In: THE INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Vancouver, *Wear of Materials*. p. 313-319.
- BORIK, F. (1970). Rubber wheel abrasion test. Soc. Automat. Eng., Pap. 700687, Set.
- COBB, R. R. (1988). Hard Surface coating by Electric Arc Spraying. *Welding Metal Fabrication*, july, 228-231.

- CHEN, H.; CHANG, Z.; LU, J.; LIN, H. (1993) Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. *Wear*, v. 166, p. 197-201.
- CHIAVERINI, V. (1988). *Aços e ferros fundidos*, ABM, 6 ed., 576p.
- CRNKOVIC, O. R. (1991). Desenvolvimento de aço de alto carbono microligado ao nióbio para a fabricação de discos de arado. Tese (Doutorado). Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- DAS, S.; PRASAD, K.; JHA, A. K.; MODI, O. P., YEGNESWARAN, A. H. (1993). Three-body abrasive wear of 0.98% carbon steel. *Wear*, v. 162- 164, p. 802-810.
- DIN 50320: VERSCHELP - Begriffe, Analyse von Verleipvorgängen, Gliedrung desgaste Verleipgebietes. Beuth Verlag, Berlin. (1979).
- DOGAN, O.N. ; LAIRD II, G.; HAWK, J.A. (1995). Abrasion resistance of the columnar zone in high Cr white cast irons. *Wear*, v.181-183, p.342-349.
- EL-KOUSSY, R.; EL-RAGHY, S. M.; EL-MEHAIRY, A. E. (1981). Effect of heat treatment conditions and composition on the wear resistance of some chromium steel. *Tribology International*, v. 6, n. 14, p. 323-328.
- EYRE, Terceiro Mundo. S. (1978). Wear characteristics of metals. In: *Source Book on Wear Control Technology*, ASM, Ohio, p.1-10.
- FARAH, A.F. (1997). Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com Nióbio, tratada termicamente, para resistência ao desgaste abrasivo. Dissertação de mestrado. EESC-USP.

- FISET, M.; PEEV, K.; RADULOVIC, M. (1993). The influence of niobium on fracture toughness and abrasion resistance in high-chromium white cast irons. *Journal of Materials Science Letters*, v. 12, n.9, p. 615-617.
- GAHR, K.H.Z.; DOANE, D.V. (1980). Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons. *Metallurgical Transactions A*, v. 11', p. 613-620. abr.
- GAHR, K.H.Z. (1985). Abrasive wear of two-phase metallic materials with a coarse microstructure. In: *WEAR OF MATERIALS*, Ludema, K C., ed., ASME, New York, p. 45-58.
- GAHR, K.H.Z. (1987). *Microstructure and Wear of materials*. Amsterdam, Elsevier.
- GREGOLIN, J.A.R. (1990). *Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste*. Campinas, Tese (Doutorado) – UNICAMP.
- GREGORY, E.N.; PEATE, S.S. (1980). Welding surface in perspective. *Welding Surface and Hardfacing*, The Welding Institute, Cambridge, p.1-3.
- GREGORY, E.N. ; BARTLE, M. (1980). Materials for hardfacing. *Welding Surface and Hardfacing*, The Welding Institute, Cambridge, p. 11-21.
- GUESSER, W. L.; CARPINETTI COSTA, P. H.; PIESKE, A. (1989). Nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo para aplicações em desgaste abrasivo. *Metalurgia ABM*, v. 45, n. 381, p. 768-776.
- HAWORTH, R. D. Jr. (1949). The abrasion resistance of metals *Transactions of the A. S. M.* v. 41, p.818-855.

HUKUDA, S. S. (1993). *Correlação entre condições de aplicação, a microestrutura e resistencia ao desgaste de revestimentos cerâmicos aplicados por aspersão térmica*, Dissertação (Mestrado)-Universidade Federal de São Carlos.

HURRICKS, P. L. (1973). Some metallurgical factors controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steels. *Wear*, v.26, p. 285-304.

JONES, M. H.; SCOTT, D. (1991). *Industrial tribology*. 2. ed. Amsterdam, Elsevier.

KHRUSCHOV, M. M. (1974). Principles of abrasive wear. *Wear*, v. 28, p. 69-88.

KRUSCHOV, M. M.; BABICHEV, M.A. (1958). Resistance to abrasive wear of structurally inhomogeneous materials, *Friction Wear Machinery*, v12.

KLIAUGA, A.M. ; PADILHA, A. F.; ROTONDARO, R.G. (1991). Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de ligas do sistema Fe-Cr-C por meio do ensaio de abrasividade de Bond. *Seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, ABM*, São Paulo, p. 63-84.

LARSEN-BADSE, J. (1975). The influence of the atmospheric humidity on abrasive wear - II . 2 body abrasion. *Wear*, v. 32, p. 9-14.

LARSEN-BADSE, J.; MATHEW, K G (1969). Influence of structure on the abrasion of a steel. *Wear*, v. 14, n.3, p. 153-220.

LIU, J.; MAN, Y. (1993) Development of abrasion-resistant Ni-hard 4 cast irons. *Wear*, v. 162-164, p. 833-836.

- LUCAS, W. (1994) Arc surfacing and cladding processes - to enhance performance in service and to repair worn components. *Welding and Metal Fabrication*,, p. 55-62, fev.
- LUDEMA, K.C. (1981). Selecting material for wear resistance. In: WEAR OF MATERIALS. Rhee, s.k. *et al.* eds. ASME, New York, p. 1-6.
- MACHADO, I. G. (1996). *Soldagem 8 Técnicas Conexas: Processos*. Porto Alegre, Cap.1, p.14-1B.
- MARATRAY, F. (1981). Improvment of and research into new abrasion resistant materials. *AFS International Cast Metals Journal*, v. 6, n. 4, p. 55-61, dez.
- MENG, F.; TAGASHIRA, K.; AZUMA, R.; SOHMA, H. (1994). Role of etacarbide precipitation in the wear resistance improvments of Fe-12Cr- Mo-V-1,4C tool steelby cryogenic treatment. *ISIJ International*, v. 34, n.2, p. 205-210.
- MISRA, A.; FINNIE, I. (1983). An experimental study of three-body abrasive wear. *Wear*, v. 85, p. 57-68.
- MOORE, M. A. (1974). A review of two-body abrasive wear. *Wear*, 27: p. 1-17.
- MOURITZ, A. P.; HUTCHINGS, I. M. (1989). The abrasive wear of steel during rolling-sliding contact with rock counterfaces. *Wear*, v. 134, p. 99-113.
- MURRAY, M, J; MUTTON, P.J.; WATSON, J.D. (1982). Abrasive wear mechanism in steels. *Journal ofluftrification technology*, v. 104, p. 9-16.

- MUTTON, P. J.; WATSON, J. D. (1978). Some effects of microstructure on the abrasion resistance of metals. *Wear*, v. 48, p.385-398.
- PAPST, N. A. (1989). Aspersao Térmica - Metalização. Programa de cursos modulares da ABS: módulo de metalização, Sao Paulo, 88p.
- POHL, M.; AL-RUBAIE, K.S. (1994). Heat treatment and abrasion resistance of white cast irons. *Anais do 49º Congresso Anual da ABM*, v. 1, p. 201-213.
- PRASAD, B. K.; KULKANI, S. V. (1991). Abrasion - induced microstructural changes during low stress abrasion of a plain carbon (0,5 %) steel. *Wear*.
- RABINOWICZ, E. (1965). *Friction and wear of materials*. New York. John Wiley & Sons. Cap. 7, p. 109-123: Types of wear. Cap. 7, p. 167-184: Abrasive and others types of wear.
- RADULOVIC, M.; TOMOVIC, M.; MARTINOVIC, M.; PEEV, K.; TOMOVIC, M. N. (1992). Microstructure and properties of vanadium alloyed chromium white iron, Sao Paulo, Brasil.
- RESENDE, I.M. ; MELLO, J.D.B. (1991). Influência da velocidade de solidificação no comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos ao cromo. In: II SEMINÁRIO BRASILEIRO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, UBERLÂNDIA, 1991.
- RICHARDSON, R.C.D. (1967). The wear of metals for hard abrasives. *Wear*, v. 10, p. 291-300.

- RICHARDSON, R.C.D. (1967). The maximum hardness of strained surfaces and the abrasive wear of metals and alloys. *Wear*, v. 110, n. 5, p. 353-382.
- ROTONDARO, R. G. (1988). *Mecanismos de desgaste abrasivo*. São Paulo. 125 p. Tese (Doutorado) - EPUSP - USP.
- SANTANA, S. A.; MELLO, J.D.B. (1994). Abrasão a três corpos de ferros fundidos brancos eutéticos. II *Seminário Brasileiro sobre materiais resistentes ao desgaste*, Fortaleza, CE, p. 147-165.
- SARE, I. R. ; ARNOLD, B. K. (1989). Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons. *Wear*, v. 131, p. 15-38.
- SAWAMOTO, A.; OGI, K.; MATSUDA, K. (1986) Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys. *AFS Transactions*, v. 94, n. 86-72, p. 403-416.
- SEDRIKS, A. J.; MULHEARN, T. O. (1964). The effect of work-harden on the mechanics of cutting in simulated abrasive process. *Wear*, v.7, p. 451.
- SILVA, S. L. R. (1993). Caracterização do desgaste do aço 1020 e do revestimento Al_2O_3 . TiO_2 submetido a erosão em suspensão aquosa de alumina. Dissertação de Mestrado, UFSCar, 135p.
- SINÁTORA, A.; SCHON, C. G.; TSCHIPTSCHIN, A. P. (1988). Estudo do revenido de ferros fundidos brancos de alto cromo. *Fundição e Matérias Primas*, p. 33-37.
- SINÁTORA, A.; MEI, P.R.; TSCHIPTSCHIN, A .P. (1989). Efeito da porcentagem de austenita retida na taxa de desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo contendo ou não vanádio. *Anais do I*

Seminário sobre Materiais Resistentes ao desgaste, São Paulo, p. 183-198.

SINÁTORA, A.; SCHON, C. G.; TSCHIPTSCHIN, A.P. (1991). Estudo do revenido de ferros fundidos brancos de alto cromo. *Artigos Técnicos*. p.33-37.

SINÁTORA, A.; MEI, P.R.; TSCHIPTSCHIN, A .P. (1991). Resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos com 13% de cromo, temperados. *Metalurgia ABM*, v. 47, n. 396, p. 231-235, jul-ago.

SOENMANTRI, S.; McGEE, A. C.; FINNIE, I. (1985). Some aspects of at elevated temperatures. *Wear*, v. 104, p. 77-91.

STACHOWIAK, G.W. ; BATCHELOR, A W. (1993). *Engineering tribology* Amsterdam, Elsevier.

TAYLOR, T. A.; BERGERON, C. G. and EPPLER, R. A. (1990). Ceramic Coating. In: *Metals Handbook*, 19th ed., vol.5. ASM, Ohio, p. 532-547.

TYLCZAK, J.H. (1985). *Correlating alloy composition to wear in low-alloy steels*. *Wear of materials*. Vancouver, p. 73-78.

TYLCZAK, J.H. (1992). Abrasive wear. In: *ASM Handbook Friction, lubrication and waer technology*, v. 18, p.184-190.

XU, L.; VOSE, C.; StJOHN, D. (1993). Abrasive wear study of selected white cast irons as linear materials for mining industry. *Wear*, v. 162-164. P 820-832.

XU, L.; KENNON, F. (1991). A study of abrasive wear of carbon steels. *Wear*, v. 148, n. 1, p. 101-112.

YANG, G. H.; GARRISON, W. M. Jr. (1989). A comparison of microstructural effects on two-body and three-body abrasive wear. *Wear*, v. 129, p. 93-103.

YUST, C. S. (1985). Tribology and wear. *International Metals Reviews*, v. 30, n.3, p. 141-154.

ZAMPIERI, P.R.; NAZAR, A.M.M.; BRESIANI, E.F. (1989). Ensaio de desgaste abrasivo em liga para revestimento duro contendo nióbio. Seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, ABM, p. 77-92.