

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Ronan Jackson Silva

**CARACTERIZAÇÃO DE SISTEMA TRIBOLÓGICO E SELEÇÃO DE LIGAS PARA
REVESTIMENTO DE CHUTES DE TRANSFERÊNCIA DE MINÉRIO**

Belo Horizonte

Junho de 2016

Ronan Jackson Silva

**CARACTERIZAÇÃO DE SISTEMA TRIBOLÓGICO E SELEÇÃO DE LIGAS PARA
REVESTIMENTO DE CHUTES DE TRANSFERÊNCIA DE MINÉRIO**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

Belo Horizonte

Junho de 2016

Silva, Ronan Jackson.
S586c Caracterização de sistema tribológico e seleção de ligas para revestimento de chutes de transferência de minérios / Ronan Jackson Silva. - 2016.

91 f. : il.; tabs. ; grafs. –

Orientador: Ernane Rodrigues da Silva.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2016.

Bibliografia.

1. Desgaste abrasivo. 2. Tribologia. 3. Revestimento de superfície. 4. Carbonetos. 5. Beneficiamento de minérios. I. Silva, Ernane Rodrigues. II. Título.

CDD: 620.11292

CARACTERIZAÇÃO DE SISTEMA TRIBOLÓGICO E SELEÇÃO DE LIGAS PARA REVESTIMENTO DE CHUTES DE TRANSFERÊNCIA DE MINÉRIO

Dissertação de Mestrado apresentada em 24 de junho de 2016 por Ronan Jackson Silva, ao Curso de Mestrado em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na linha de pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, aprovada pela banca examinadora constituída dos professores:

Prof. Ernane Rodrigues da Silva - orientador

Doutor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof^ª. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Doutora, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Leonardo Neves

Doutor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Belo Horizonte, 24 de junho 2016.

A todos que trabalham e se empenham para fazer da educação e da ciência um motor do desenvolvimento da nossa sociedade.

AGRADECIMENTOS

A Deus que transcende o pensamento humano e se faz presente nas atitudes mais humanas e, por sua graça, me concedeu a vida.

À Luana, minha companheira, amiga, amada e parceira de todas as horas.

Aos meus pais, pelo amor que me deram.

Aos meus amigos e familiares pela compreensão e amizade.

Ao meu orientador, estimado professor, Ernane Rodrigues pelo valoroso apoio, parceria, orientação e paciência.

Aos engenheiros Ricardo Melo e Carlos Lara pelo apoio técnico e ajuda na obtenção das amostras de materiais de desgaste.

À professora Dra. Ângela Arns da UNESC pelo apoio na disponibilização da máquina de ensaio de desgaste.

Ao professor Aderci de Freitas Filho pelo suporte na preparação das amostras e ensaios.

A todos os professores do departamento de engenharia de materiais do CEFET-MG, em especial à coordenação do mestrado, pelo conhecimento transmitido ao longo do curso e apoio na realização do curso.

Aos meus colegas de trabalho pelo apoio durante essa trajetória e amizade.

À VALE e aos meus gerentes pela oportunidade.

“Ouse saber”
(Immanuel Kant)

RESUMO

O fenômeno de desgaste é um dos principais fatores que influenciam o aumento de custo dentro das indústrias de beneficiamento mineral. A resistência ao desgaste abrasivo é uma característica requerida para aplicação de materiais de revestimento, visando proteger as superfícies dos componentes. O desenvolvimento de materiais para revestimento passa necessariamente por uma avaliação do comportamento destes materiais quando submetidos ao desgaste abrasivo. O objetivo deste trabalho foi caracterizar o sistema tribológico em chutes e avaliar a resistência à abrasão de três ligas de revestimento, por meio de ensaio de roda de borracha, realizado segundo a norma ASTM G65, de três ligas metálicas. A primeira liga composta pelo sistema Fe-Cr-C (carboneto de cromo), a segunda liga composta pelo sistema Fe-Cr-C com adição de nióbio e boro (nano carbonetos) e a terceira liga composta por Fe-Cr-C com adição de nióbio, boro, molibdênio, vanádio e tungstênio (carbonetos complexos). Os revestimentos foram aplicados em chapas de aço carbono pelo processo de soldagem com arame tubular auto protegido (FCAW). Com o propósito de identificar os constituintes que influenciam na resistência ao desgaste do revestimento, as amostras foram analisadas microscopicamente pelos métodos ópticos e via microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que a liga constituída pelo sistema Fe-Cr-C que contém os elementos nióbio, boro, molibdênio, vanádio e tungstênio (carbonetos complexos) apresentou maior resistência ao desgaste.

PALAVRAS-CHAVE: Desgaste Abrasivo. Sistema Tribológico. Revestimento de Superfície. Ensaio em Roda de Borracha. Beneficiamento de Minério de Ferro. Ligas de Carboneto de Cromo.

ABSTRACT

The wear phenomenon is one of the main factors that influence the cost increase in the mineral processing industries. The abrasive wear resistance is a characteristic required for the application of coating materials to protect the surfaces of the components. The development of materials for coating necessarily involves an assessment of the behavior of materials when subjected to abrasive wear. The objective of this study was to characterize the tribological system chute and to evaluate the abrasion resistance through rubber wheel test, performed according to ASTM G65, three metal alloys. The first consists of Fe-Cr-C system (chromium carbide), the second Fe-Cr-C with addition of niobium and boron (nano-carbides) and third Fe-Cr-C with added niobium, boron, molybdenum, vanadium and tungsten (complex carbides). The coatings were applied to carbon steel sheets by the welding process with self-protected cored wire. In order to identify the components that influence the wear resistance of the coating, the samples were analyzed microscopically by optical methods and via scanning electron microscopy. The results showed that the alloy constituted by the Fe-Cr-C system that contains the elements niobium, boron, molybdenum, vanadium and tungsten (complex carbides) showed better wear resistance.

KEYWORDS: Abrasive Wear. Tribological System. Surface Coating. Iron Ore Beneficiation. Rubber Wheel Test, Chromium Carbide Alloys.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema de abrasão a baixa tensão.....	18
Figura 2 – Esquema de abrasão a alta tensão	20
Figura 3 – Esquema de abrasão por goivagem	21
Figura 4 – Esquema de soldagem SMAW	24
Figura 5 – Esquema de soldagem FCAW.....	25
Figura 6 – Esquema de soldagem SAW	25
Figura 7 – Entradas e saídas do sistema tribológico	35
Figura 8 – Taxa de desgaste em função da razão Ha/Hm.....	37
Figura 9 – Perda de massa por fração volumétrica de carboneto – abrasivo sílica..	39
Figura 10 – Perda de massa por fração volumétrica de carboneto – alumina.....	39
Figura 11 – Perda de massa x dureza do revestimento.....	41
Figura 12 – Perda de massa x % carbono depositado;	41
Figura 13 – Microscopia ótica matriz austenítica e carboneto primário NbC.....	45
Figura 14 – Esquema de um chute de transferência de minério.....	47
Figura 15 – Esquema de abrasão a dois corpos.....	48
Figura 16 – Vista superior de um chute durante queda de material	49
Figura 17 – Esquema de revestimento de placa de desgaste por solda	54
Figura 18 – Esquema de equipamento para ensaio de abrasão tipo roda de borracha.....	57
Figura 19 – Equipamento utilizado no ensaio.....	58
Figura 20 – Análise do regime de carga no chute 01.....	63
Figura 21 – Análise do regime de carga no chute 02.....	64
Figura 22 – Análise do regime de carga no chute 03.....	64
Figura 23 – Análise da vida útil do revestimento x regime de carga nos chutes	65
Figura 24 – Variação teor de sílica média diária das amostragens	66
Figura 25 – Análise vida útil de revestimento x teor de sílica	67
Figura 26 – Análise vida útil de revestimento x teor de sílica	68
Figura 27 – Durezas médias dos corpos de prova.....	73
Figura 28 – Conjunto de amostras ensaiadas.....	74
Figura 29 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga A (500X)	77
Figura 30 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga B (500X)	77
Figura 31 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga C (500X).....	78
Figura 32 – Imagem ótica trilha da Liga C ótica (200X). Detalhe (500X).....	78
Figura 33 – Imagens de MEV da liga A (Carboneto de Cromo).....	79
Figura 34 – Imagens de MEV da liga A (500x)	79
Figura 35 – Imagens de MEV da liga B.....	80
Figura 36 – Imagens de MEV da liga C	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem	27
Tabela 2 – Dureza típica de minerais e fases de metais	29
Tabela 3 – Composição química das ligas A, B e C.	53
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem	55
Tabela 5 – Parâmetros de ensaio - Norma ASTM-G65 – Procedimento A.....	60
Tabela 6 – Teores de sílica e alumina no minério de ferro - 2015.....	69
Tabela 7 – Granulometria média nas fases dos chutes 01.....	70
Tabela 8 – Granulometria média nas fases dos chutes 02.....	70
Tabela 9 – Granulometria média nas fases dos chutes 03.....	71
Tabela 10 – Análise química ligas depositadas	72
Tabela 11 – Resultados da perda média de material (em mm ³) do ensaio de roda de borracha das ligas A, B e C.	74
Tabela 12 – Resultados do ensaio de abrasão.....	75
Tabela 13 – Resultados de EDS (% em peso) Liga A	80
Tabela 14 – Resultados de EDS (% em peso) Liga B	81
Tabela 15 – Resultados de EDS (% em peso) Liga C	82

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 OBJETIVOS	15
2.1 Objetivo geral	15
2.2 Objetivos específicos	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 O fenômeno do desgaste	16
3.2 Categorias de desgaste	17
3.2.1 Abrasão	17
3.2.1.1 Abrasão a baixa tensão	17
3.2.1.2 Abrasão a alta tensão	20
3.2.1.3 Abrasão por goivagem	21
3.2.2 Desgaste por Erosão	22
3.2.3 Desgaste adesivo	22
3.3 Soluções para resistência ao desgaste	23
3.3.1 Revestimentos por processo de soldagem	24
3.3.2 Ligas resistentes ao desgaste	28
3.3.2.1 Aços baixa liga	31
3.3.2.2 Ligas do tipo carbonetos de cromo	32
3.3.2.3 Ligas de ferro-cromo-carbono	33
3.4 Sistema tribológico	34
3.4.1 Variáveis do sistema tribológico	36
3.4.2 Influência da microestrutura	38
3.4.2.1 Influência dos elementos de liga na microestrutura	42
3.4.3 Sistema tribológico em chutes de transferência	47
4 METODOLOGIA	51
4.1 Análise qualitativa	51
4.1.1 Regime de carga do sistema tribológico	51
4.1.2 Teores de sílica	52
4.2 Materiais selecionados para teste	52
4.2.1 Processo de revestimento das ligas por soldagem	53
4.2.2 Ensaio de desgaste	56
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
5.1 Sistema Tribológico	62
5.1.1 Análise do regime de carga	62
5.1.2 Análise do teor de sílica e alumina	66
5.1.3 Granulometria do Minério	69

5.2 Materiais de Revestimento	71
5.2.1 Composição química das ligas depositadas	71
5.2.2 Medições de dureza	72
5.2.3 Ensaio de abrasão.....	73
5.2.4 Microestrutura	79
6 CONCLUSÕES	84
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	85
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	86

1 INTRODUÇÃO

O fenômeno do desgaste é uma das principais fontes de custo dentro da indústria de beneficiamento mineral. A correta caracterização do sistema complexo de atuação dos mecanismos de desgaste é um pré-requisito para a seleção adequada de materiais e, conseqüentemente, a otimização dos custos, daí a necessidade de se estudar os mecanismos, caracterizando a complexidade de tribossistemas atuantes, e definir um modelo científico que se distancie do método atual aplicado nas indústrias, que se baseiam na tentativa e erro.

O fenômeno do desgaste está presente em praticamente todos os processos industriais, em especial naqueles que envolvem a exploração e beneficiamento de minério e seus agregados. O desgaste é definido como um dano gerado nas superfícies sólidas, envolvendo perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre uma superfície e um material cortante (GAHR, 1987).

Neste contexto, a tribologia tem o papel importante de fornecer os requisitos necessários à compreensão deste fenômeno, podendo assim ser definida como a ciência que estuda o contato de superfícies em movimento relativo, envolvendo a investigação científica de todos os tipos de fricção, lubrificação e desgaste e também as aplicações técnicas do conhecimento tribológico (GAHR, 1987). A tribologia congrega, portanto, conhecimentos de física, química, mecânica e da ciência e engenharia de materiais para descrever e prever o comportamento dos materiais atuantes em sistemas mecânicos.

Logo, a seleção e aplicação adequada de materiais com as propriedades requeridas em sistemas onde atuam um ou vários mecanismos de desgaste requer, antes de tudo, um estudo minucioso das interações presentes, das propriedades dos materiais e características do processo, para que o material empregado seja, não apenas economicamente viável, mas também a melhor solução possível, do ponto de vista técnico e financeiro.

O desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste evoluiu significativamente nas últimas décadas, permitindo que um leque de soluções se abra no campo da aplicação industrial. A questão é que, em muitos casos, a escolha é realizada sem

uma análise ou estudo técnico da aplicação, muitas vezes sugerida pelo próprio fornecedor com interesse comercial, adotando um método de tentativa e erro.

As soluções atualmente disponíveis passam pelas ligas de aço com médio e alto teor de carbono, tratados termicamente com vistas a um aumento da dureza de determinados constituintes, e demais aços ligados, cujos elementos de liga principais na composição de ligas resistentes ao desgaste são o cromo (Cr), o níquel (Ni) e o Molibdênio (Mo).

Outra opção encontrada no mercado para a redução do desgaste de peças metálicas é o revestimento com materiais de origem polimérica, como UHMW (Ultra High Molecular Weight), polímero com baixíssimo coeficiente de atrito dentro da classe dos polímeros.

Há também aplicações de materiais cerâmicos e cermets (compósitos de cerâmicos e metais), que se apresentam como soluções de combate ao desgaste.

Com o intuito de reduzir o desgaste produzido pelo atrito mecânico, todos os equipamentos utilizados nos processos de beneficiamento de minério, cuja superfície interna tem contato direto com o minério, minerais, tem sua superfície interna revestida com algum material que reduz os efeitos provocados pela abrasão e protege a carcaça dos equipamentos. Os materiais utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste são, em geral, do tipo polifásicos, constituídos, normalmente, de uma fase dura com características próximas às dos materiais cerâmicos, envolvida por uma matriz dúctil.

Dentre as soluções de revestimento atualmente consideradas no universo da indústria, estão as placas com revestimento soldado, comercialmente conhecidas como CDP, sigla de CastoDur Diamond Plate®, denominação comercial para placas de aço carbono revestidas com carbonetos do tipo carbonetos de cromo, de titânio ou vários outros elementos, como boro, vanádio, tungstênio, etc.

A aplicação dessas placas tem sido amplamente difundida como opções de revestimento contra desgaste de elevada vida útil, por sua compatibilidade com as carcaças dos equipamentos e pela facilidade de instalação. Contudo, a ausência de um estudo que caracterize o tribossistema de forma adequada e de uma ferramenta

de seleção, as operações aplicam os revestimentos sem os parâmetros necessários a uma avaliação técnico-econômica que possibilite a escolha da melhor solução, utilizando apenas referências empíricas ou históricas que apresentam soluções implantadas em determinados sistemas, mas que não necessariamente apresentam os mesmos resultados em sistemas similares.

Nesse contexto, este trabalho propõe analisar as características do sistema tribológico atuante em chutes de transferência de minério. Chute é um termo em inglês utilizado para denominar dispositivos de queda ou condutores de fluxo, tais como, “calha”, “rampa”, “tubo de escoamento”, “escorregador” (como os dispositivos de emergência em aviões), duto, etc. O termo foi aportuguesado e no meio industrial é o termo técnico comumente utilizado para descrever caixas de transferência ou dutos utilizados para conduzir materiais sólidos ou granéis de um nível superior para um nível inferior.

A partir da caracterização foi possível identificar as propriedades ou variáveis adequadas para servir à seleção do melhor material de revestimento disponível no mercado, visando o aumento da vida útil do revestimento e conseqüentemente da vida útil do chute.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Este trabalho tem como objetivo geral caracterizar o sistema tribológico atuante no conjunto mecânico dos chutes de transferência de minério durante a interação do fluxo de partículas de minério com a superfície dos materiais de revestimento e analisar comparativamente três tipos de revestimento formado por ligas do sistema Fe-Cr-C (Ferro-Cromo-Carbono).

2.2 Objetivos específicos

- Identificar as principais variáveis que influenciam o comportamento do sistema tribológico;
- Analisar a variação da vida útil de revestimentos em chutes de transferência em função das variáveis de influência;
- Analisar comparativamente, por meio de ensaio de abrasão, a resistência ao desgaste entre ligas de revestimento;
- Analisar a influência da dureza, da microestrutura e da composição química das ligas de revestimento sobre o comportamento ao desgaste;
- Avaliar se as ligas analisadas atendem aos parâmetros de desgaste do sistema tribológico dos chutes de transferência de minério de ferro.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são abordados os conceitos relativos à tribologia e ao desgaste, descritos, especialmente, por autores clássicos da disciplina da tribologia, buscando-se uma conexão entre esses conceitos e a bibliografia referente a revestimentos à base de ligas de carbonetos para aplicação industrial.

3.1 O fenômeno do desgaste

O fenômeno do desgaste está presente em praticamente todos os processos industriais. De modo geral, quaisquer atividades que envolvam contato formado por fases sólido-sólido, sólido-líquido, sólido-gás ou mesmo a mistura sólido-líquido com superfícies sólidas. Um fenômeno tão presente entre superfícies sólidas deve ser estudado de forma a conseguir prever e medir seus resultados, especialmente quando estes impactam diretamente os custos dos processos produtivos. Nesse sentido, cabe estabelecer uma definição do desgaste, enquanto fenômeno presente no comportamento dos materiais.

O desgaste é definido como um dano gerado nas superfícies sólidas, envolvendo perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre uma superfície e um material cortante (GAHR, 1987).

Budinski (1988) definiu desgaste como o dano causado às superfícies sólidas, devido ao movimento relativo entre a referida superfície e o contato com substâncias, normalmente envolvendo uma a perda progressiva de material.

Há apenas duas maneiras de remover o material de uma superfície sólida: dissolvendo por meio de uma reação química ou fraturando a superfície. Contudo, a maioria dos mecanismos de desgaste envolvem algum tipo de fratura do material.

Segundo Ribeiro (2004) diversos autores propuseram diferentes tipos de desgaste em função dos mecanismos de desgaste encontrados, dentre eles, cita-se os desgastes por: abrasão, adesão, corrosão, fadiga superficial, impacto, erosão, cavitação e atrito, enquanto que a norma DIN 50320, classifica os mecanismos de desgaste em quatro principais que são: adesão, reação triboquímica, fadiga superficial e abrasão.

Segundo Budinski (1988), a enorme quantidade de termos usados para descrever os vários efeitos do desgaste pode confundir o entendimento acerca dos seus modos e a maneira correta de tratar cada um. Essa dificuldade conceitual reclama uma correta descrição desses fenômenos. Parece mais adequada, de fato, uma definição de acordo com os efeitos que podem ser observados na atuação dos mecanismos de desgaste.

3.2 Categorias de desgaste

A descrição dos mecanismos de desgaste conhecidos tem relevância para se caracterizar o sistema tribológico, identificando os tipos que ocorrem no sistema estudado. Nesta seção serão apresentadas as principais características de cada um dos tipos.

3.2.1 Abrasão

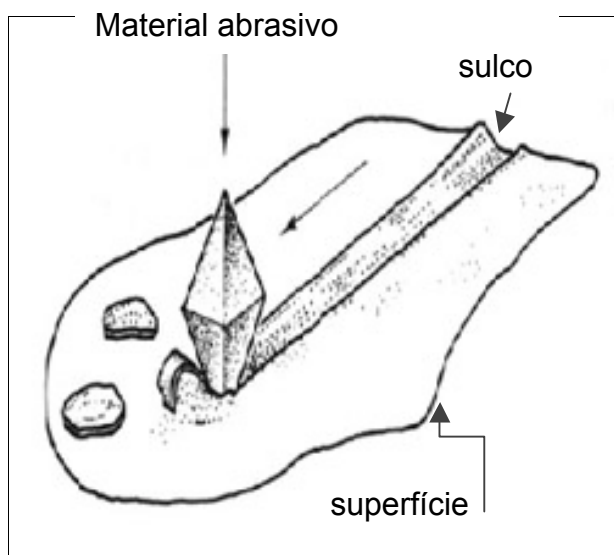
A abrasão é um dos modos de desgaste que ocorrem com maior frequência nos ambientes industriais e, provavelmente, um dos mais estudados. A abrasão consiste no desgaste produzido por partículas duras ou protuberâncias forçadas contra uma superfície sólida em movimento relativo, ou seja, o desgaste produzido por irregularidades de uma superfície quando um corpo sólido se move ao longo de outra superfície sólida (BUDINSKI, 1988). O desgaste abrasivo acontece quando um objeto duro é pressionado contra partículas de uma substância que contém rigidez igual ou superior à sua (VENKATESH, et al., 2014). O conceito de abrasão, entretanto, não se limita a essa descrição, pois há subcategorias de desgaste abrasivo que merecem ser destacadas, conforme se verá a seguir.

3.2.1.1 Abrasão a baixa tensão

A abrasão a baixa tensão consiste no mecanismo primário de dano, que promove a remoção de material pelo movimento relativo entre o sólido abrasivo e a superfície. É um mecanismo de desgaste relativamente comum, especialmente em sistemas onde prevalece o deslizamento do material abrasivo sobre uma superfície. Superfícies submetidas a este tipo de abrasão apresentam sulcos, ou riscamento provocados pela remoção de material por partículas duras ou cortantes, conforme esquema apresentado na Figura 1. Pode ser facilmente identificado pelo exame

superficial da região afetada pelo desgaste, por meio de instrumentos óticos ou microscópicos).

Figura 1 – Esquema de abrasão a baixa tensão



Fonte: BUDINSKI, 1988.

Outra característica desse tipo de abrasão, segundo Budinski (1988), é o aumento da taxa de abrasão quanto mais agudo for o abrasivo, ou seja, a forma do abrasivo tem impacto no desgaste que ele imprime na superfície do material. Esta característica aponta um elemento relevante para a caracterização de um sistema tribológico.

Outra característica importante é o decréscimo da taxa de abrasão na medida em que a dureza da superfície submetida à abrasão aumenta, ou seja, superfícies mais duras tendem a sofrer menos com desgaste por abrasão à baixa tensões. A melhoria da resistência ao desgaste dos componentes de uma máquina pode ser conseguida, por uma seleção adequada de materiais resistentes à abrasão obtidos por meio da deposição de camadas de material de dureza elevada. Essa deposição pode ser feita por meios de processo de eletrodeposição, soldagem de revestimento ou deposição química (YÜKSEL; SAHIN, 2014).

O tamanho da partícula do abrasivo também influencia a taxa de abrasão. Uma diminuição no tamanho das partículas abrasivas leva a uma queda na taxa de abrasão. Partículas de tamanho inferior a cerca de $3\mu\text{m}$ (0,0012 polegadas), faz

cessar a formação de ranhuras típicas da abrasão a baixa tensão, dando lugar ao polimento abrasivo, desaparecendo também o desprendimento de lascas na superfície (BUDINSKI, 1988).

Mantendo-se o mesmo material e o mesmo tipo de abrasivo e variando o tamanho de partícula, haverá certo tamanho crítico tal que a taxa de desgaste será independentemente do tamanho da partícula abrasiva quando estiver acima desse valor crítico (RABINOWICZ, 1995). Por outro lado, será extremamente dependente para partículas abaixo desse valor.

Outra questão importante acerca da influência das variáveis do sistema onde ocorre a abrasão a baixa tensão é o significativo aumento da taxa de abrasão quando a dureza do abrasivo é maior que duas vezes a dureza da superfície do material sujeito à abrasão trazido por (BUDINSKI, 1988)

Complementando essa ideia, a taxa de desgaste de uma superfície tende a ser inversamente proporcional à sua dureza. A ressalva em relação à dureza, é que, deve-se evitar relacionar esta propriedade diretamente com a resistência à abrasão, considerando-se que os ensaios de dureza convencionais são ensaios quase estáticos e não se relacionam muito bem com a dureza nas situações onde a superfície metálica é atingida por partículas abrasivas em velocidades relativamente elevada (REBELLO, et al., 1987). Contudo, é razoável considerar que, a priori, uma superfície com índice de dureza relativamente superior a outra, terá sim um comportamento de resistência à abrasão mais favorável. Nesse sentido, é importante ter sempre em mente que nenhum abrasivo poderá cortar uma superfície mais dura que o próprio abrasivo, o que já aponta um caminho para se delimitar as soluções para a resistência à abrasão: a dureza dos materiais.

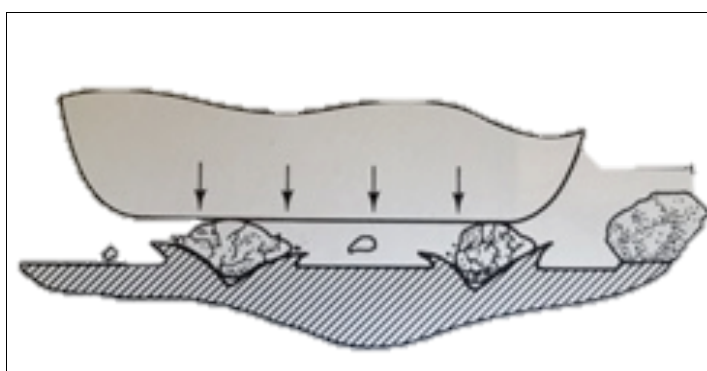
Ainda com relação à influência da dureza no comportamento ao desgaste, deve-se destacar o papel da microestrutura. As características microestruturais podem influenciar nas características superficiais, impactando diretamente a taxa de abrasão. No caso dos metais, cuja relevância é absoluta para esse estudo, a presença de microconstituintes duros tende a proporcionar uma redução no desgaste, em comparação aos metais sem estes componentes.

A taxa de abrasão também sofre influência da distância de deslizamento e da carga nas partículas, sendo diretamente proporcional a estas variáveis. A abrasão a baixa tensão normalmente é identificada em deslizamento de partículas em chutes, usinagem de materiais contendo substâncias abrasivas, deslizamento em sistemas em ambientes contaminados, equipamentos de manuseio mineral, manuseio de cinzas, alvenaria, etc. Esse tipo de situação se aproxima de forma bastante considerável do encontrado em chutes de transferência de minério de ferro.

3.2.1.2 Abrasão a alta tensão

A abrasão à alta tensão é caracterizada pela formação de ranhuras acompanhada de deformação plástica e *pitting* (pequenas cavidades pontuais), causado pela impressão de partículas na superfície. Na Figura 2 observa-se um esquema de abrasão à alta tensão, onde o corpo superior exerce uma força de compressão sobre a partícula abrasiva, fazendo com que a partícula provoque deformações sobre a superfície do corpo inferior. Neste tipo de abrasão, o dano causado tende a ser mais severo que nas situações de abrasão à baixa tensão (RIBEIRO, 2004). A maioria das interações que ocorrem neste tipo de abrasão são as que também ocorrem na abrasão a baixa tensão. O comportamento mais relevante é o da tensão de compressão sobre a superfície, o que demanda da superfície uma resistência à compressão maior que a do abrasivo, para suportar este tipo de solicitação.

Figura 2 – Esquema de abrasão a alta tensão



Fonte: BUDINSKI, 1988.

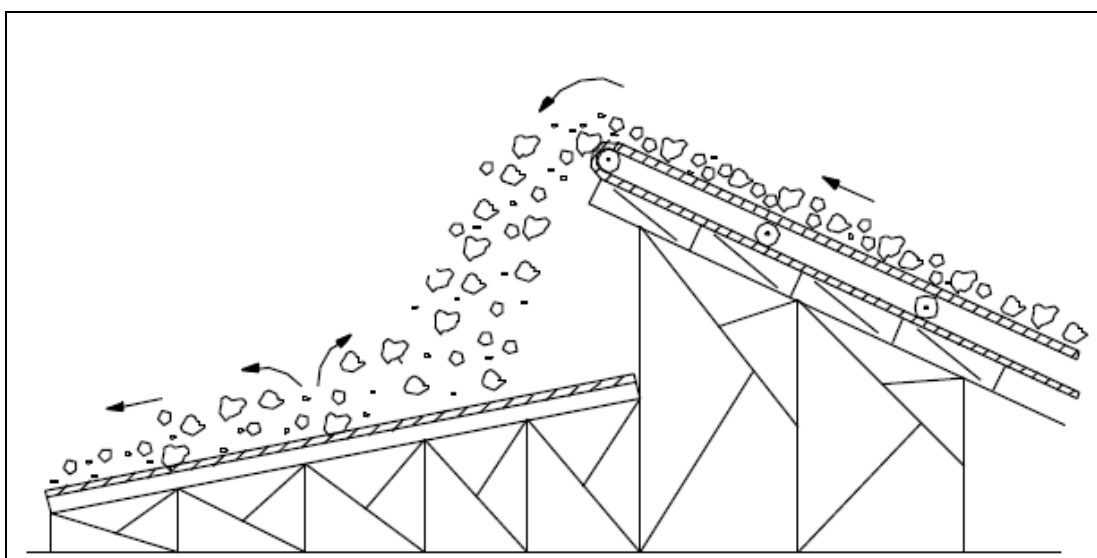
Esse tipo de abrasão é comum em sistemas de cominuição de minério, processo no qual os pedaços de rocha são fragmentados em partículas menores, por meio de equipamentos tais como britadores cônicos e de mandíbulas, até atingirem o

tamanho adequado às fases posteriores de beneficiamento. A abrasão à alta tensão também é observada em equipamentos de movimentação de terra (escavadeiras, pás-carregadeiras, etc.), implementos agrícolas e em sistemas onde ocorre o deslizamento metal-metal com altas cargas em ambientes contaminados, dentre outros.

3.2.1.3 Abrasão por goivagem

Esse tipo de desgaste por abrasão consiste na remoção de material causada pelo carregamento repetitivo de compressão por materiais duros contra superfícies macias, por exemplo, quando ocorre o impacto de rochas contra superfícies de metais. Vide esquema da Figura 3. Nesse esquema observa-se uma situação típica de transporte de minério por meio de correias transportadoras, no qual a transferência de uma correia para a outra é feita de modo direto, sem o auxílio de um chute para amortecer e orientar o fluxo de partículas. Ao cair de um nível para outro, o impacto da contínua projeção de partículas provoca danos na superfície da correia. Os danos são mais severos, se a superfície, ao invés de borracha (como no caso de correias transportadoras) for de metal, como no caso de alimentadores de sapata.

Figura 3 – Esquema de abrasão por goivagem



Fonte: RIBEIRO, 2004.

É comum a ocorrência da abrasão por goivagem em conjunto com abrasão à baixa ou à alta pressão, sendo o dano maior causado pela goivagem. O mecanismo de abrasão por goivagem consiste em deformação plástica combinada com remoção de lascas da superfície do material, ambas com efeitos macroscópicos (BUDINSKI, 1988). Cabe destacar que a fadiga também assume um papel neste sistema, considerando que o impacto repetitivo de rochas na superfície do metal produz, além da deformação plástica, a remoção de material. Esse mecanismo pode ser observado, geralmente, em moinhos de martelo, britadores giratórios, britadores de mandíbulas, moinhos de bola e em equipamentos de movimentação de solo. Em chutes de transferência, só será observado quando houver uma combinação de partículas grandes de material abrasivo, acima de 60 mm de diâmetro, com elevadas alturas de queda.

3.2.2 Desgaste por Erosão

A erosão pode ser definida como o desgaste de uma superfície sólida provocado pelo impacto de partículas sólidas contidas no fluido ou das próprias gotas de líquido (RABINOWICZ, 1995).

Um dos mecanismos mais frequentes é a erosão por choque de partículas, produzido pela sucessão contínua de impactos de partículas sólidas na superfície. O mecanismo de dano pode ser a deformação plástica, com cada partícula provocando uma cratera, ou pode ocorrer a remoção de micro camadas (lascas) do material. De acordo com Budinski (1988), impactos não repetitivos normalmente produzem crateras cuja profundidade é cerca de dez por cento do tamanho do diâmetro da partícula. Impactos repetitivos, todavia, produzem uma cratera macroscópica cuja profundidade varia essencialmente com o perfil de velocidade do fluxo de partículas, o centro da cratera coincide com o centro do fluxo de partículas.

3.2.3 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo consiste na perda progressiva de material de superfícies sólidas em movimento relativo que tenham, no mínimo, iniciado por uma ligação localizada entre estas superfícies. Nestes sistemas, a força de atrito que tende ao movimento relativo ocorre devido à adesão entre duas superfícies (BUDINSKI, 1988). No

desgaste adesivo pode ocorrer fratura da superfície de um dos materiais, provocada pela ligação entre as superfícies em contato. A nomenclatura de desgaste adesivo, é criticável, porque após o passo inicial, as superfícies se separam, podendo não mais ocorrer a adesão entre as superfícies, tornando-se o mecanismo em abrasão, na maioria dos casos. Nesse caso, sugere o uso de termos como “desgaste metal-metal”, por exemplo, ao invés de desgaste adesivo (BUDINSKI, 1988).

Esse mecanismo também não é frequente em tribossistemas de chutes de transferência de minério de ferro. Quando ocorrem, normalmente tornam-se imperceptíveis em função da presença mais marcante do desgaste à baixa e à alta tensões e por goivagem.

3.3 Soluções para resistência ao desgaste

O processo de deterioração provocado pelo desgaste não pode ser completamente evitado, contudo é possível promover a mitigação, o controle e a redução dos efeitos deste processo. A aplicação de técnicas específicas e bem dimensionadas para cada situação podem ser bastante eficazes nesse processo de controle e redução dos efeitos do desgaste.

As técnicas conhecidas são divididas basicamente em duas categorias: tratamentos superficiais e processos de revestimento (BOWDEN, 1964).

Tratamentos superficiais, em regra, produzem uma alteração metalúrgica na superfície dos metais, promovendo uma melhora nas propriedades de resistência ao desgaste da superfície, em relação ao metal de base.

Os processos de revestimento consistem, basicamente, em cobrir a superfície do material com a aplicação de um material de maior dureza e resistência ao desgaste. Esse revestimento pode ser aplicado através de soldagem, metalização ou associação de processos de soldagem para reduzir a perda de material por abrasão, impacto, erosão, deslizamento superficial e cavitação (HENDERSON, 1991).

Outra solução conhecida na indústria é a composição de materiais, ou seja, a combinação de diferentes tipos de materiais, que são unidos por meio de soldagem ou outro método de fixação como ancoragem com utilização de parafusos. Nesse

método, uma placa de material metálico, cerâmico, polimérico, cermet – composto de cerâmica e metal - ou outro tipo de composto é unida ao material de base que se deseja revestir, visando a proteção contra a ação danosa do desgaste.

3.3.1 Revestimentos por processo de soldagem

Os processos de soldagem, comumente utilizados na união de peças, em reparo e recuperação de superfícies, podem ser utilizados também para a obtenção de um material mais resistente ao desgaste. Isto se dá através da deposição de materiais de revestimento, especialmente selecionados de acordo com as propriedades desejadas.

Os processos mais utilizados são os de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido, SMAW – “Shielded Metal Arc Welding”, (Figura 4), a soldagem a arco elétrico com arame tubular, FCAW – “Flux cored Arc Welding” (Figura 5) e a soldagem a arco submerso, SAW – “Submerged Arc Welding” (Figura 6).

Figura 4 – Esquema de soldagem SMAW

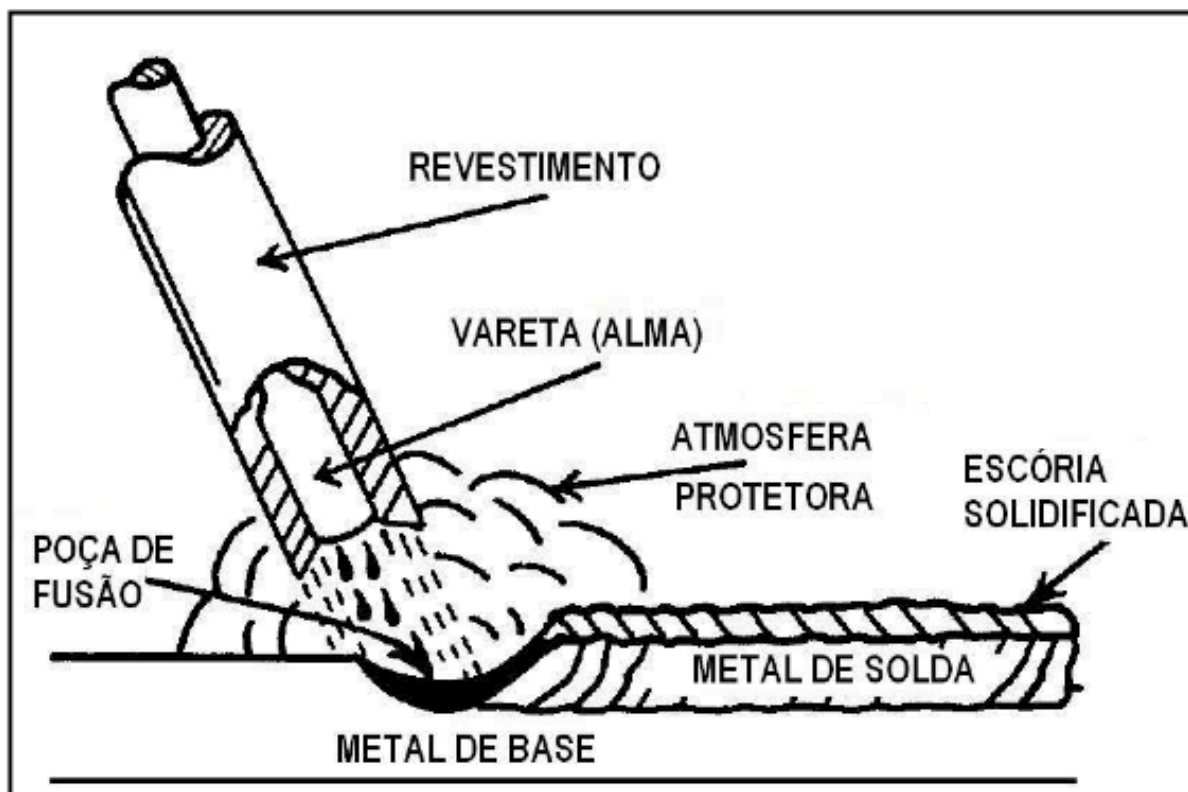
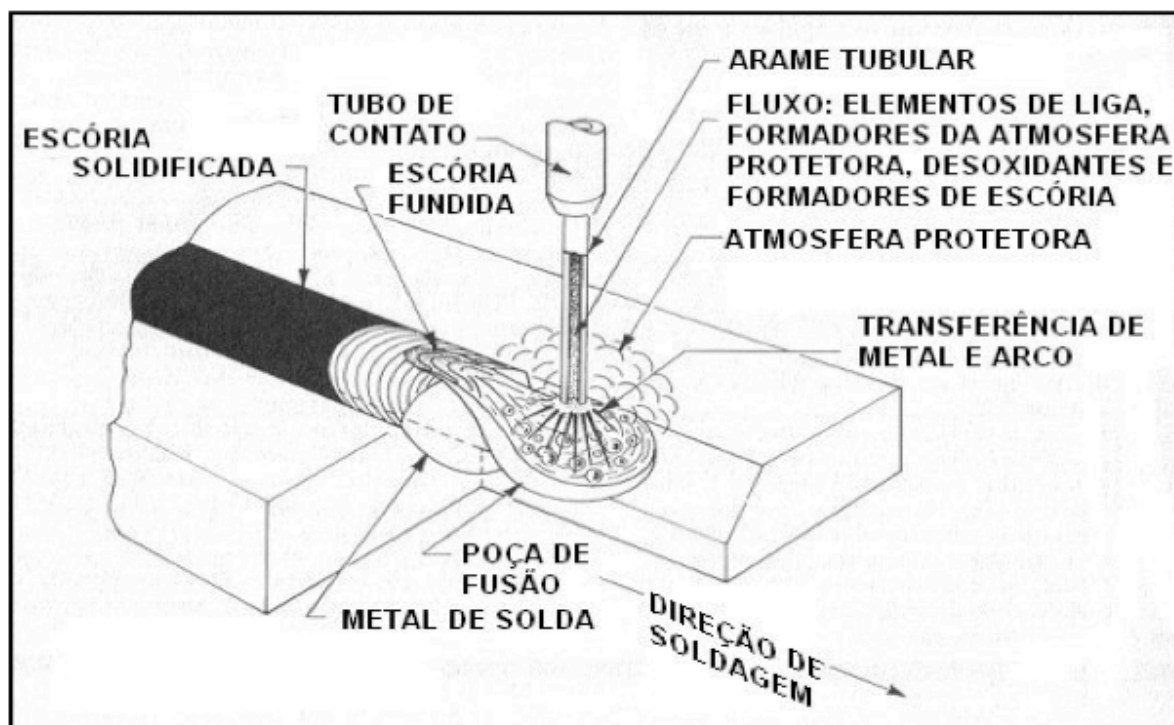
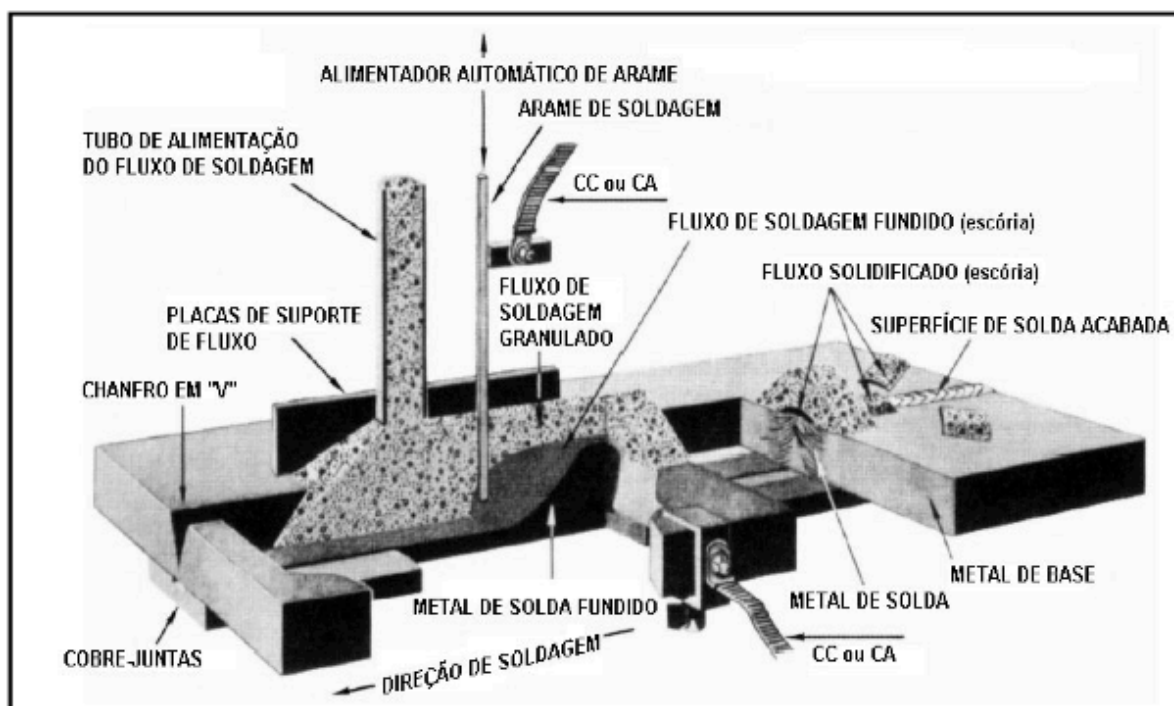


Figura 5 – Esquema de soldagem FCAW



Fonte: FORTES, 2004.

Figura 6 – Esquema de soldagem SAW



Fonte: FORTES, 2004.

A soldagem pelo método FCAW apresenta algumas vantagens que a tornam indicada para o processo de aplicação de revestimentos duros. A necessidade da aplicação de múltiplas camadas para se obter bons resultados, associados a uma estrutura metalúrgica adequada é uma boa vantagem desse método em relação aos outros (SMAW e SAW). Por meio desse processo é possível alcançar deposições mais espessas com uma única camada.

O processo FCAW é caracterizado por produzir a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico tubular, contínuo, consumível, e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ou não ser suplementado por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, semelhantes às dos revestimentos dos eletrodos, como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga à solda, bem como fornecer elementos estabilizadores do arco, entre outros (MARQUES, 2002).

Para revestimentos duros, o processo FCAW utiliza consumíveis que consistem basicamente de um arame tubular de alto teor de carbono, contendo em seu interior os elementos de liga que irão conferir as características de resistência ao desgaste. O equipamento utilizado é mais complexo que o do processo SMAW e exige uma unidade de alimentação do arame. Sua taxa de deposição está situada na faixa de 8 kg/h. Devido ao processo de alimentação mecanizada, este processo também é denominado de semiautomático. Este processo se assemelha à soldagem com eletrodos revestidos, do ponto de vista metalúrgico. A soldagem FCAW é um processo que possui vantagens como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição, alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda produzida, bem como alta versatilidade e possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo (MARQUES, 2002). A principal desvantagem do seu uso está no maior custo do equipamento e também dos consumíveis. Ainda assim, quando comparado aos demais métodos para aplicação de ligas de revestimento por meio de soldagem, o FCAW pode ser considerado o mais versátil, especialmente em se tratando de placas de revestimento, podendo ser aplicado com uma gama bem diversificada de ligas.

A Tabela 1 apresenta um quadro resumo das principais vantagens e desvantagens de cada um dos processos, o que justifica a escolha do método adotado, depende, das condições nas quais o processo será executado, dos materiais envolvidos e do resultado que se deseja obter.

Tabela 1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem

VANTAGENS	SMAW	FCAW	SAW
Disponibilidade de ligas	X	X	
Possibilidade de soldagem de mais partes de uma mesma peça	X	X	
Altas taxas de deposição		X	X
Variedade nas posições de soldagem	X		
Facilidade de operação	X	X	
Fácil automação		X	X
Bom aspecto do depósito			X
DESVANTAGENS	SMAW	FCAW	SAW
Necessidade de múltiplas camadas	X		X
Baixa taxa de deposição	X		
Recomendado apenas nas posições planas e horizontais			X
Limitado na soldagem de várias partes			X
Alta energia de soldagem		X	X
Gasto adicional com fluxo			X
Diluição		X	X

Fonte: OLIN, et al, 1998 – adaptada.

O processo de soldagem por arames tubulares, fundamentalmente é o mesmo processo MIG (metal inerte gás), ou seja, tem o mesmo princípio de funcionamento e utiliza o mesmo equipamento. A diferença mais significativa é a forma do arame que ao invés de sólido, como no processo MIG/MAG, é constituído de um tubo revestido por dentro com fluxo. Neste fluxo estão presentes vários elementos de liga, pó de ferro e elementos formadores de gás e escória (em alguns casos). Com isso, torna-se possível a soldagem sem gás de proteção, sendo necessário somente em alguns tipos de arame (EUTECTIC, 2009).

3.3.2 Ligas resistentes ao desgaste

O desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste evoluiu significativamente nas últimas décadas.

As soluções disponíveis passam pelas ligas de aço com médio e alto teor de carbono, tratados termicamente com vistas a um aumento da dureza de determinados constituintes, e demais aços ligados, cujos elementos de liga principais na composição de ligas resistentes ao desgaste são o cromo (Cr), o níquel (Ni) e o Molibdênio (Mo).

Outra opção encontrada no mercado para a redução do desgaste de peças metálicas é o revestimento com materiais de origem polimérica, como UHMW (Ultra High Molecular Weight), polímero com baixíssimo coeficiente de atrito dentro da classe dos polímeros. Há também aplicações de materiais cerâmicos e cermets que se apresentam como soluções de combate ao desgaste.

As ligas para revestimentos resistentes ao desgaste podem apresentar alta resistência a solicitações de abrasão, impacto, erosão, calor e corrosão. Não é comum encontrar essas solicitações atuando de forma isolada. Logo, há uma complexidade de se obter uma liga que seja resistente a todos os diferentes tipos de desgaste, conveniente para os usuários (WEYMUELLER, 1987). Contudo, a busca por um material que atenda a todas essas solicitações só e viável se tais solicitações estiverem presentes no tribossistema, caso contrário, será adotada uma solução cara demais. Não existe uma solução única, ou seja, toda solução deve ser customizada.

Para o caso de abrasão a baixas tensões, há uma tendência no mercado em recomendar as ligas contendo carbonetos de cromo, enquanto para o caso de abrasão a altas tensões, as ligas recomendadas e utilizadas com sucesso são as austeníticas-martensíticas, os aços martensíticos e algumas ligas contendo carbonetos pequenos, como exemplo, os carbonetos de titânio, em uma matriz resistente (MENOWN, 1989). Portanto, as ligas de revestimento duro necessitam de uma variedade de diferentes propriedades, para resistir aos diferentes mecanismos de desgaste, quando estes ocorrerem em conjunto.

As ligas para revestimento duro possuem dureza de 250HV (escala de dureza Vickers) até 1000HV. São valores altos se comparados com os do aço para construção mecânica comuns, cuja dureza gira em torno de 150HV. A Tabela 2 apresenta os valores médios de dureza para alguns minerais, carbonetos e constituintes das matrizes de ligas ferrosas. Observa-se pela Tabela 2 que o quartzo, constituinte majoritário nos minerais abrasivos, é mais duro que a maioria das matrizes de ligas ferrosas, o que indica que estas ligas são facilmente desgastadas por este mineral.

Tabela 2 – Dureza típica de minerais e fases de metais

Materiais brutos	Dureza Vickers (HV)	Estrutura e fase	Dureza Vickers (HV)
Carvão	32	Ferrita	70 – 200
Gesso	36	Perlita	250 – 460
Cal	110	Austenita	170 – 350
Calcita	140	Martensita	500 – 1010
Fluorita	140	Carboneto de ferro	1100 (Fe ₃ C)
Coque	200	Carboneto de cromo	1800 (Cr ₇ C ₃)
Sínter	250	Carboneto de molibdênio	1800 (Mo ₂ C)
Minério de Ferro	470	Carboneto de tungstênio	2100 (WC)
Vidro	500	Carboneto de nióbio	2400 (NbC)
Quartzo	900/1280	Carboneto de vanádio	2800 (VC)
Corindu (Corundum)	1800	Carboneto de titânio	3200 (TiC)

Fonte: EYRE, 1978 – adaptada.

Para um mesmo nível de dureza, a liga de revestimento duro terá uma vida útil maior, por exemplo, que a do aço para a construção, se submetidas ao desgaste abrasivo, e que a diferença de comportamento reside essencialmente na microestrutura (GREGORY; BARTLE, 1980). Para esses autores, a estrutura de um aço doce na condição de normalizado, isto é, com resfriamento ao ar a partir de

aproximadamente 900°C, é composta basicamente por ferrita e perlita, com dureza em torno de 150HV. Quando temperado em água a partir de 900°C, o aço é endurecido, obtendo uma microestrutura martensítica, cuja dureza, para o caso de um aço com 0,2% de carbono, atinge valores aproximados de 400 HV. Comparando este aço doce com um aço projetado para resistir ao desgaste abrasivo, ou seja, uma liga para revestimento duro, com os mesmos 400HV, pode-se notar a superioridade do aço projetado para revestimento duro, que contém em sua composição, elementos de liga resistentes ao desgaste abrasivo, e conseqüentemente, uma microestrutura mais apropriada.

Uma liga de revestimento duro é projetada para resistir a uma combinação de condições abrasivas. A combinação de uma rede de carbonetos contendo cromo, tungstênio, nióbio, boro, etc., e uma matriz dura martensítica fornecem resistência a abrasão por riscamento a baixas tensões e a abrasão ao riscamento a altas tensões (GREGORY; BARTLE, 1980).

Sob condições de impacto, como ocorre em britadores ou cruzamentos de estrada de ferro, a propriedade de resistência ao impacto é requerida para prevenir a remoção de metal (GREGORY; BARTLE, 1980). Nestes casos, a resistência é inversamente proporcional à dureza, tanto que as ligas para revestimento duro não possuem bom comportamento em situações de alto impacto. Observa-se, como resultado da ação do impacto, o destacamento de pequenos pedaços da superfície, conduzindo a um rápido desgaste da mesma. Porém, ocasionalmente, tem-se a combinação de desgaste e impacto, como no caso do enchimento de um alto forno, onde minério de ferro, calcário e coque são abandonados da superfície do cone do alto forno. Nesta situação, tem-se o compromisso de selecionar uma liga de revestimento que tenha dupla função: absorver o impacto e resistir à abrasão.

A seleção de ligas resistentes ao desgaste deve ser feita a partir da ampla faixa de ligas existentes no mercado, portanto, a escolha de uma liga para revestimento duro depende do conhecimento das condições de serviço em que o componente vai operar. Além disso, conhecer as características dessas ligas permite uma ampliação do cardápio de soluções.

3.3.2.1 Aços baixa liga

Os aços de baixa liga têm uma larga utilização na indústria, especialmente devido ao seu custo relativamente baixo, possuindo também uma larga faixa de propriedades dependendo da composição. Este tipo de liga tem, normalmente, cerca de 0.05% de carbono e 10 % de cromo, além de outros elementos de liga. A presença de níquel, molibdênio e vanádio aumenta a temperabilidade da liga. Já a existência conjunto do cromo, molibdênio e vanádio possibilita a formação de carbonetos duros. O tungstênio também pode ser adicionado para a formação de carbonetos. Com o aumento da dureza tem-se também um relativo acréscimo na resistência à abrasão a baixas tensões, porém isso resulta em uma queda na resistência ao impacto (JACKSON, 1970).

A microestrutura dos depósitos obtidos com este tipo de liga depende da composição, porém, geralmente ela consiste de uma matriz martensítica com carbonetos de cromo ou outros carbonetos, dependendo do elemento de liga presente (NOBLE, 1987). Estas ligas possuem uma ampla faixa de propriedades mecânicas, que variam desde a resistência à baixas tensões e alto impacto até à altas tensões e baixo impacto.

Este grupo de ligas de materiais pode ser subdividido em outros cinco subtipos (EUTECTIC, 2000):

- i. Aços carbono: caracterizados pela alta resistência à tração e à compressão, alta resistência ao impacto, baixa resistência à abrasão, ser usinável e tratável termicamente (JACKSON, 1970).
- ii. Aços martensíticos: são aços com estrutura martensítica, contendo outros elementos, tais como o cromo, manganês e molibdênio, que aumentam a resistência dos aços à oxidação quando comparados aos aços de baixa liga, além de serem tratáveis termicamente.
- iii. Aços inoxidáveis martensíticos: possuem resistência a alto impacto e baixa resistência à abrasão. Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C que possuem uma estrutura cristalina martensítica na condição endurecida. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico, e resistentes à corrosão somente em meios de média agressividade. O

conteúdo de cromo é, geralmente, situado entre 10,5 e 18% e o conteúdo de carbono não pode ser superior a 1,2%. Os conteúdos de carbono e cromo são balanceados para garantir uma estrutura martensítica. Alguns elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio são, às vezes, adicionados para modificar o comportamento do aço durante o revenimento. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão. Da mesma maneira, enxofre e selênio podem ser adicionados para melhorar usinabilidade.

- iv. Aços rápidos: Retém propriedades de dureza e corte a altas temperaturas, de 500-600°C. As ligas do tipo baixo carbono possuem maior tenacidade. São tratáveis termicamente para aumentar ou diminuir a dureza. São usináveis quando recozidos.
- v. Aços austeníticos ao manganês: Estas ligas possuem melhores resistências a alto impacto do que os aços inoxidáveis austeníticos, além de serem resistentes à propagação de trincas em serviço.

3.3.2.2 Ligas do tipo carbonetos de cromo

As ligas para revestimento duro contendo acima de 16%Cr e 4%C, além de uma variedade de outros elementos, são altamente resistentes à oxidação e são geralmente denominadas do tipo “carbonetos de cromo”. Isto se deve ao fato de tal tipo de liga contar essencialmente com carbonetos duros de cromo. Sob condições de baixas tensões, essas ligas estão entre as melhores disponíveis comercialmente para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo (JACKSON, 1970). As ligas de revestimento duro de alto cromo são pouco aplicadas em condições de altas tensões devido à possibilidade de fratura dos carbonetos.

A resistência à abrasão desses tipos de ligas tem relação direta com o tipo de processamento: se fundido ou depósito de solda. Para ferro fundido de alto cromo, o tipo martensítico oferece melhor resistência à abrasão que o tipo austenítico. Entretanto, para depósitos de solda a ordem é invertida (WATSON; MUTTON, 1981).

Os principais elementos de liga são Cr, Mn e C. Em alguns casos, o Si pode estar presente em teores acima de 2%. O balanço da composição química induz uma

formação de austenita estável e uma matriz de carbonetos eutéticos com dendritas primárias M_7C_3 . Caso o conteúdo de C e Cr diminua, no caso de diluição na soldagem, austenita primária pode se formar.

Os carbonetos primários alongados, tais como se apresentam em depósitos de solda, são predominantemente Cr_7C_3 , com presença também de Mn_7C_3 e $(CrFe)_7C_3$ (NOBLE, 1987). A presença desses carbonetos foi demonstrada ainda em trabalhos de meados do século passado (AVERY; CHAPIN, 1952). Esses carbonetos, com dureza em torno de 1500 a 1780 HV quando medida nas faces longitudinais e em torno de 1680 a 1960 HV na seção transversal, estão acima da dureza do quartzo (980 a 1200 HV – Tabela 2), e, portanto, a abrasão a baixas tensões por quartzo será provavelmente bem leve se outros fatores não interferirem no processo.

Depósitos de microestrutura fina são considerados benéficos para a resistência ao desgaste abrasivo, mas nenhum teste foi realizado para dar suporte a esta afirmação. Uma conclusão oposta sugere que a resistência ao desgaste abrasivo é favorecida por uma microestrutura grosseira associada com deposição de solda sob condições de alto aporte térmico (RENSE et al., 1981).

Algumas ligas ferrosas com altos teores de carboneto de tungstênio, bem como algumas ligas não ferrosas à base de cobalto possuem boa resistência ao desgaste abrasivo, mas o elevado custo destas ligas é um fator que dificulta a utilização delas comercialmente.

3.3.2.3 Ligas de ferro-cromo-carbono

Outro grupo de ligas muito utilizado para a produção de revestimentos duros são as ligas de Fe-Cr-C. Estas ligas são, em geral, utilizadas para o combate ao desgaste por abrasão a baixas tensões. Possuem alto cromo e alto carbono, conhecidas também como ligas do sistema Fe-Cr-C (THORPE; CHICO, 1985).

Em função da composição química, as ligas ternárias Fe-Cr-C podem ser classificadas como hipoeutética ou hipereutética. Na liga hipoeutética de um sistema Fe-Cr-C a microestrutura é composta de uma fase descontínua de austenita primária, circundada de uma fase contínua formada de eutético de austenita e carbonetos (ROSAS, 1998).

No caso da liga hipereutética no sistema Fe-Cr-C, a microestrutura é composta de carbonetos primários do tipo M_7C_3 e de uma fase eutética contínua formada de austenita e carbonetos. Ligas hipereutéticas aplicadas por soldagem, em função da diluição com o metal base, podem gerar ligas hipoeutéticas, como por exemplo, em um primeiro passe com eletrodo revestido.

As microestruturas encontradas nos revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-Cr-C apresentam os seguintes constituintes: Ferrita e Bainita; Martensita; Martensita e Austenita; Austenita primária + eutético de austenita e carbonetos; quase eutético de carbonetos e austenita; carbonetos primários e matriz eutética de austenita e carbonetos (KOTECKI; OGBORN, 1995).

Dentre estas microestruturas, a que apresenta melhor resistência ao desgaste abrasivo, sendo consenso entre vários autores, é aquela contendo carbonetos primários em uma matriz eutética de austenita mais carbonetos. Estes carbonetos são chamados de carbonetos eutéticos, do tipo M_7C_3 . Em geral, tanto os carbonetos primários, quanto os carbonetos eutéticos, possuem a mesma composição química (ATAMERT; BHADSHIA, 1990). O mesmo resultado pode ser obtido para a austenita primária e austenita eutética.

Há inúmeros outros tipos de materiais que combinados podem produzir revestimentos capazes de melhorar a resistência ao desgaste. Em função das características dos materiais e, em especial, dos elementos que os compõem, pode-se avaliar a influência que provocam no comportamento ao desgaste. Esta influência será melhor descrita no capítulo seguinte que tratará do sistema tribológico.

3.4 Sistema tribológico

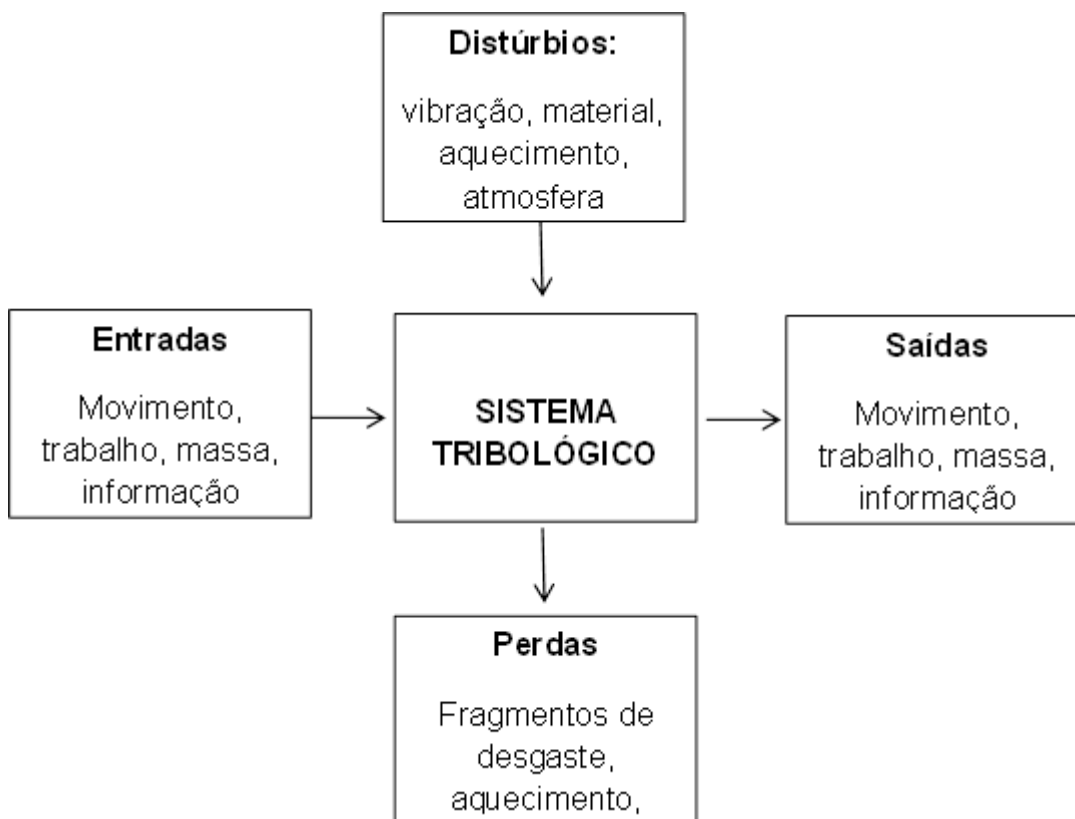
A tribologia tem o papel de fornecer os requisitos necessários à compreensão do fenômeno do desgaste, podendo assim ser definida como a ciência que estuda o contato de superfícies em movimento relativo, envolvendo a investigação científica de todos os tipos de fricção, lubrificação e desgaste e também as aplicações técnicas do conhecimento tribológico (GAHR, 1987). A tribologia congrega, portanto, conhecimentos de física, química, mecânica e da ciência e engenharia de materiais para descrever e prever o comportamento dos materiais atuantes em sistemas

mecânicos.

Estudar um sistema tribológico, ou tribossistema, envolve a descrição do comportamento das variáveis que atuam no sistema formado pelo material que sofre o desgaste e o agente causador do dano.

A relação entre as entradas e as saídas pode ser considerada como funções técnicas do tribossistema, onde se verifica que os sistemas são formados por movimento, trabalho, massa e informação. Dependendo das entradas, como vibrações, tipo de material, aquecimento e atmosfera, observa-se fragmentos de desgaste, aquecimento, vibração e ruído. O esquema da Figura 7 apresenta um fluxograma básico de entradas e saídas do sistema tribológico.

Figura 7 – Entradas e saídas do sistema tribológico



Fonte: CZICHOS, 1977.

Esse fluxograma serve de parâmetro para análise de um sistema tribológico.

3.4.1 Variáveis do sistema tribológico

Todo processo de desgaste é influenciado, entre outros fatores, por um número de propriedades dos elementos e de sua magnitude, bem como pela forma. As propriedades do corpo e contra corpo, bem como as modificações sofridas sob ação tribológica, são muito importantes. A literatura majoritariamente relaciona algumas variáveis ao desgaste, ensejando que qualquer análise em um tribossistema deve levar em conta essas variáveis que podem influenciar na taxa de desgaste.

Um dos aspectos relevantes para a análise do desgaste em um tribossistema caracterizado pelo deslizamento do material é a carga que este material exerce sobre a superfície. Isto porque, a perda de material por abrasão é diretamente proporcional ao esforço de compressão entre o abrasivo e a superfície metálica. Isso é válido até um certo valor crítico de força, que é determinada pela deformação excessiva da superfície metálica, ou então pela instabilidade das partículas abrasivas que passam a fraturar. Nesse sentido, avaliar a taxa horária de produção (quantidade de minério que percorre a superfície do chute durante intervalo determinado de tempo) permite avaliar a influência da carga da massa transportada sobre a superfície. Esta constatação permite calcular a força normal e avaliar a influência do regime de carga (variação da força normal ao longo do tempo).

Outro aspecto relevante para o desgaste abrasivo é o tamanho da partícula abrasiva. Há uma tendência de que o volume de material removido cresça com o tamanho da partícula. Não se observa uma correlação explícita entre o desgaste abrasivo e o tamanho da partícula abrasiva (RIBEIRO, 2004). Contudo, para uma série de materiais metálicos o volume removido no desgaste aumenta linearmente com o tamanho da partícula abrasiva, sendo que esta variação é bastante acentuada até um tamanho crítico da partícula e a partir dele a variação é menos sensível (WAINER et al., 1992). A granulometria, portanto, aparece neste contexto como variável para se avaliar a influência do tamanho das partículas na abrasão.

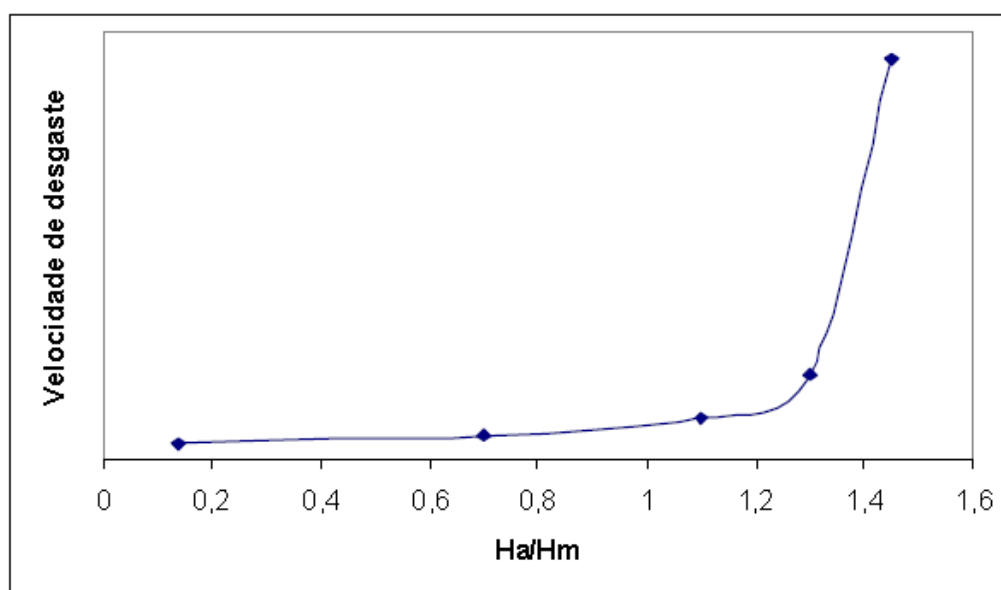
É notório que a composição química tem relação com o desgaste, uma vez que a dureza dos minerais depende diretamente dos elementos constituintes destes minerais. A análise da composição química do produto transportado tem o objetivo

principal de conhecer estes constituintes, com destaque para o teor de sílica, principal componente abrasivo do minério de ferro.

A velocidade de escoamento também deve ser levada em conta na descrição do sistema tribológico. O volume de material removido por abrasão aumenta ligeiramente com a velocidade de deslizamento até 2.5 m/s (WAINER et al., 1992). Esse fato foi atribuído ao aquecimento da superfície provocada pelo atrito das partículas abrasivas, o que provoca uma diminuição das propriedades mecânicas do material.

Conforme já descrito, a dureza tem uma relação direta com o desgaste, em especial aquele que ocorre a baixas tensões. O desgaste de um sistema depende do coeficiente de dureza, definido como a razão entre a dureza da superfície desgastada e a dureza da partícula. A Figura 8 mostra a relação entre dureza do abrasivo e a dureza do metal (H_a/H_m), indicando três comportamentos distintos com relação à velocidade de desgaste. Para H_a/H_m entre 0.7 a 1.1, o desgaste é pequeno. Já nas situações onde esta relação (H_a/H_m) está entre 1.3 a 1.7 o desgaste é elevado, havendo indício de que independe da dureza do abrasivo. Na faixa de valores intermediários observa-se uma região de transição, com o desgaste aumentando com a relação H_a/H_m , (WAINER et al., 1992).

Figura 8 – Taxa de desgaste em função da razão H_a/H_m



Fonte: WAINER, et al., 1992.

3.4.2 Influência da microestrutura

A microestrutura é um dos fatores mais importantes na determinação de uma liga resistente ao desgaste. É na microestrutura que estarão as propriedades que vão conferir a resistência ao material, em especial aquelas atribuídas à presença de carbonetos como MC – carboneto primário composto por vanádio, tungstênio e molibdênio em baixas concentrações (SERNA, 2008), M7C3 - carbonetos eutéticos compostos primordialmente por ferro e cromo (PINEDO, 2004) e M23C7 – carboneto de cromo, molibdênio e titânio (ALBERTI, et al., 2005), cuja formação depende da composição química da liga e do tratamento térmico ao qual foi submetido.

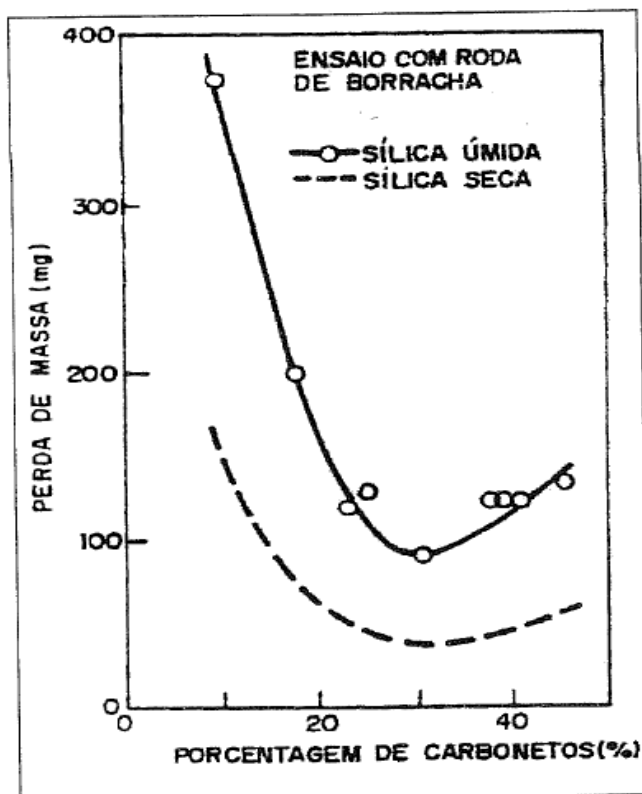
A influência de uma segunda fase na resistência ao desgaste por abrasão depende de fatores como dureza da partícula abrasiva, dureza das fases, distribuição do precipitado na matriz, fração volumétrica das fases, tipo de matriz, morfologia e estabilidade (THORPE; CHICCO, 1985).

As fases são os principais responsáveis pelo aumento substancial na resistência ao desgaste, enquanto que a matriz assegura a necessária tenacidade e ligação entre as fases (SHAKELFORD, 1996).

O aumento na fração de volume de fases duras, por exemplo, pela adição de elementos de liga formadores de promovendo não só o desenvolvimento de carbonetos primários, mas também a formação de carbonetos eutéticos/secundários, acarreta um aumento na resistência ao desgaste pela melhoria da microestrutura do material (YÜKSEL; SAHIN, 2014).

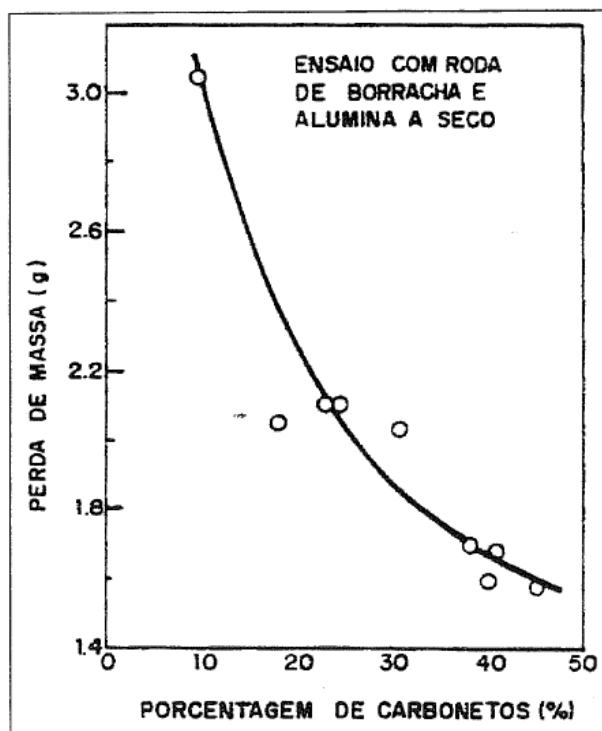
O comportamento das ligas de ferro fundido de alto cromo, com 10 % a 40% de fração volumétrica de carbonetos do tipo M7C3, ao ensaio de abrasão em roda de borracha, com areia e alumina como abrasivos, demonstra uma relação entre a perda de massa e o percentual de carbonetos (FIORE et al., 1983). As Figuras 9 e 10 mostram a correlação entre essas variáveis, estabelecida por meio de ensaios realizados com a utilização da sílica e da alumina como abrasivos, respectivamente.

Figura 9 – Perda de massa por fração volumétrica de carboneto – abrasivo sílica.



Fonte: FIORE, et al., 1983.

Figura 10 – Perda de massa por fração volumétrica de carboneto – alumina.



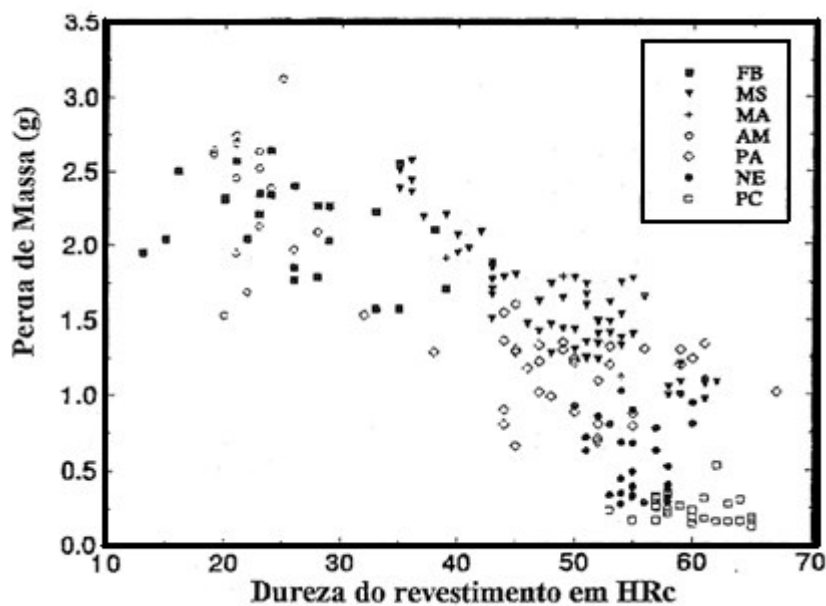
Fonte: FIORE, et al., 1983.

Tanto com um quanto com outro tipo de abrasivo (areia e alumina), a resistência ao desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas. Quando areia foi o material usado como partícula abrasiva, a resistência ao desgaste diminuiu com o aumento da fração volumétrica de carbonetos no intervalo da composição hipereutética. Isto ocorreu em função do trincamento dos carbonetos M_7C_3 . Já em relação às ligas hipoeutéticas, observou-se que aumentam a resistência ao desgaste quando os teores de C e Cr aumentam (DAVIES, 1980). As fases são os principais responsáveis pelo aumento substancial na resistência ao desgaste, enquanto que a matriz assegura a necessária tenacidade e ligação entre as fases (SHAKELFORD, 1996).

O aumento da resistência ao desgaste com o aumento da fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas é devido à proteção oferecida à matriz pelos carbonetos eutéticos. Nas ligas hipoeutéticas que desgastadas pela areia, observou que a matriz de austenita é preferencialmente removida em relação aos carbonetos eutéticos duros. As ligas hipereutéticas atuam da mesma maneira que as ligas hipoeutéticas, mas muitos dos carbonetos primários trincaram e grande parte deles foi arrancada, aumentando a taxa de desgaste. Conclui-se que carbonetos muito grandes não proporcionam aumento da resistência ao desgaste das ligas devido à sua fragilidade, embora resistam mais à abrasão que a matriz, sendo o modo como estão fixados na matriz responsável pela ocorrência ou não de trincas durante a abrasão (GREGORY, 1980).

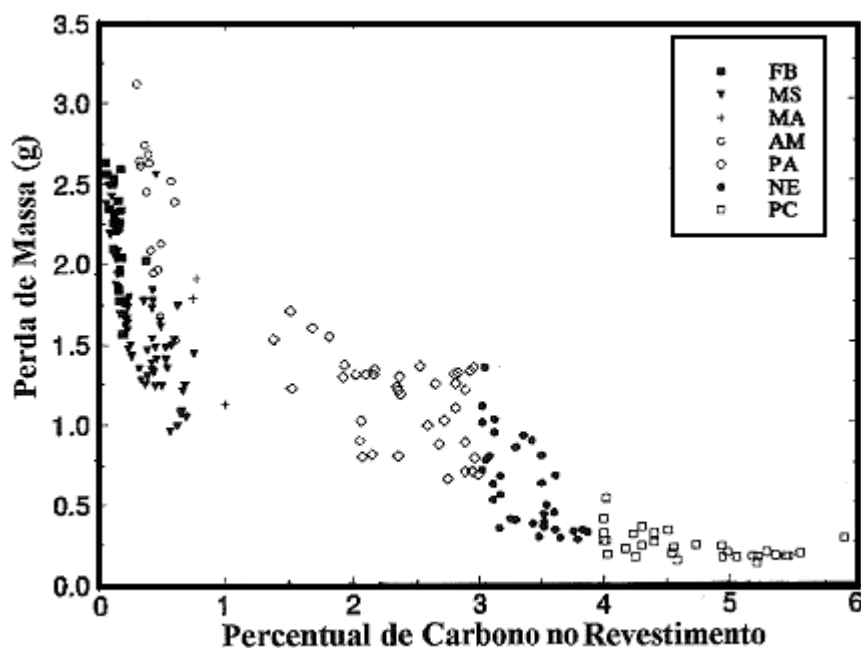
A microestrutura é o principal fator na determinação da resistência à abrasão destas ligas, estabelecendo ainda que o carbono é o elemento mais importante para a determinação da microestrutura, sendo que os melhores resultados foram produzidos com teores de carbono em torno de 4% e de cromo em torno de 16%, produzindo carbonetos primários (KOTECKI; OGBORN, 1995). Os resultados de seus experimentos estão representados nas Figuras 11 e 12. No primeiro caso, na Figura 11, observa-se a dispersão dos resultados quando se analisa a perda de volume com relação à dureza dos revestimentos, o que não acontece no segundo caso (Figura 12), o que torna evidente a importância do teor de carbono na microestrutura final do depósito, e, por conseguinte, na resistência ao desgaste do material depositado.

Figura 11 – Perda de massa x dureza do revestimento



Fonte: KOTECKI e OGBORN, 1995.

Figura 12 – Perda de massa x % carbono depositado;



Fonte: KOTECKI e OGBORN, 1995.

Legenda: FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto.

A resistência ao desgaste torna-se crescente quando a microestrutura da matriz é progressivamente alterada a partir da ferrita para a perlita, bainita e finalmente martensita (GAHR, 1987). A baixa resistência da estrutura ferrítica deve-se à sua baixa dureza. Matrizes martensíticas do tipo revenida apresentam alta resistência ao desgaste. Para um mesmo valor de dureza, contudo, as microestruturas bainíticas são superiores à martensita revenida.

3.4.2.1 Influência dos elementos de liga na microestrutura

Conforme já citado anteriormente, há um grande número de ligas para aplicação em revestimentos resistentes à abrasão, sendo que a maioria delas recebe a classificação em função do principal elemento de liga, classificadas, portanto como à base de ferro, níquel, cobalto ou cobre, sendo que as ligas à base de ferro são as mais utilizadas comercialmente (PRISCO, 1998). A utilização de outros elementos de ligas como, Si, Mo, Ni, Cr, V, W, Nb e B, com o objetivo de melhorar a resistência ao desgaste das ligas trabalhadas, também é uma prática recorrente, especialmente entre os fabricantes de consumíveis para a soldagem.

Para vários autores a microestrutura é um fator determinante na resistência à abrasão, contrariando o antigo conceito de que seria a dureza a única propriedade relacionada com a resistência ao desgaste, sendo que a presença dos elementos de liga pode produzir efeitos diversos na microestrutura dos metais.

Em ligas do sistema Fe-Cr-C, o ferro apresenta-se na matriz, cujo constituinte, em geral, está na forma martensítica ou austenítica, e também na composição dos carbonetos. Carbonetos de cromo do tipo Cr_7C_3 , por exemplo, podem ter até metade do cromo substituído por ferro (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1973).

O carbono é o constituinte mais importante das ligas à base de ferro para revestimento duro, porque na presença de outros elementos de ligas, tais como cromo, molibdênio, tungstênio, manganês, silício, vanádio, nióbio, nitrogênio e titânio, irá formar a microestrutura final resistente ao desgaste (THORPE, 1985).

O teor de carbono irá influenciar o tipo de matriz, a formação da segunda fase, bem como a dureza dos ferros e aços resistentes ao desgaste e os revestimentos duros. Em aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste, bem como em ligas para

revestimento duro a base de ferro, a microestrutura básica é constituída de uma matriz que pode apresentar-se eutética, hipo ou hipereutética, mais carbonetos (AMERICAN SOCIETY OF METALS, 1973). As matrizes são definidas em função do teor de carbono em presença de outros elementos de liga. Assim sendo, para os aços, é possível obter matrizes ferríticas, onde a ferrita tem dureza variando de 70 a 200HV, perlítica, onde a perlita com o carbono na faixa de 0,4% a 0,9% forma martensita se submetida à têmpera. Neste caso, a matriz apresenta uma dureza em torno de 250-320HV, e, com pequenas adições de elementos de liga produz perlita fina que é mais dura, conferindo dureza em torno de 300-460HV.

É possível também obter uma matriz martensítica, cuja estrutura é mais resistente e possui dureza em torno de 500-1010HV. Em depósitos de solda, a martensita ocorre devido ao rápido resfriamento e aos elementos de liga, caso estes existirem e estiverem devidamente balanceados. Para aplicações em revestimento duro, o teor de carbono deve variar de 0,25 a 1,5% (LEITE, 2008).

Por fim, a matriz austenítica com dureza que varia de 170-350 HV, apresentando notável capacidade de endurecer por trabalho mecânico quando deformada (THORPE; CHICCO, 1985). A depender do teor de elementos de liga, aumentando-se o conteúdo de liga, aumenta-se a proporção de austenita até que o aço se transforme totalmente em austenítico (BALSAMO, 1995).

Os ferros fundidos brancos, com alto teor de cromo, que são empregados para resistir ao desgaste por abrasão a baixa tensão, apresentam matriz contínua, que pode ser austenita ou martensita a temperatura ambiente. Essas ligas apresentam composições químicas geralmente compreendidas em uma faixa de teor de carbono de 1,2 a 4%, e de cromo entre 6% e 28% (GREGOLIN, 1990).

Os microconstituintes finais de ligas resistentes ao desgaste tais como matriz carbonetos primários e secundários, são produtos de transformação. As matrizes eutéticas, hipo e hipereutéticas, e os carbonetos primários são formados a partir das transformações do estado líquido e os carbonetos secundários, são oriundos de reações do estado sólido, podendo ambos os tipos de carbonetos apresentarem-se de forma dispersa ou na forma de precipitados. (GREGORY, 1980). Estes

carbonetos são chamados de carbonetos primários quando são oriundos de uma reação eutética, e secundários quando oriundos de transformações do estado sólido.

O cromo é um elemento que normalmente é adicionado com o objetivo de formar carbonetos, melhorar a resistência à corrosão e estabilizar a estrutura para aplicações a altas temperaturas. Geralmente, é encontrado ligado com outros elementos formadores de carbonetos tais como vanádio, nióbio, molibdênio e tungstênio (MENOW, 1989). Quando adicionado nos ferros fundidos, o cromo impede a formação da grafita fazendo com que o carbono se apresente na forma de carbonetos, Fe_3C e Cr_7C_3 . Quando o teor de cromo no ferro fundido é maior do que 10%, os carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 são formados antes dos carbonetos M_3C . Os carbonetos M_7C_3 ficam enclausurados por uma matriz de austenita ou algum outro produto de sua transformação. Além disso, os altos teores de cromo causam mudança no modelo de solidificação de uma estrutura. A boa resistência à abrasão, tenacidade e à corrosão encontradas nestas ligas propiciaram o desenvolvimento de uma série de ligas para comercialização, contendo de 12 a 28% de cromo.

No limite inferior desta faixa, os ferros fundidos com 12% de cromo, associados com o molibdênio ou níquel, apresentam matriz austenítica, sendo muito usados em função de sua resistência à abrasão a baixas tensões. No limite superior desta mesma faixa, encontram-se as ligas com aproximadamente 28% de cromo.

É importante destacar que um alto teor de cromo associado a um alto teor de carbono permite a formação de carbonetos duros do tipo Cr_7C_3 na estrutura. Neste caso, a austenitização da matriz, pode ser obtida adicionando de 4 a 8% de manganês ou 2 a 5% de Ni. Podem-se adicionar ainda outros elementos tais como, tungstênio, nióbio, molibdênio ou vanádio, com a função de melhorar a resistência à abrasão e elevar a dureza a quente.

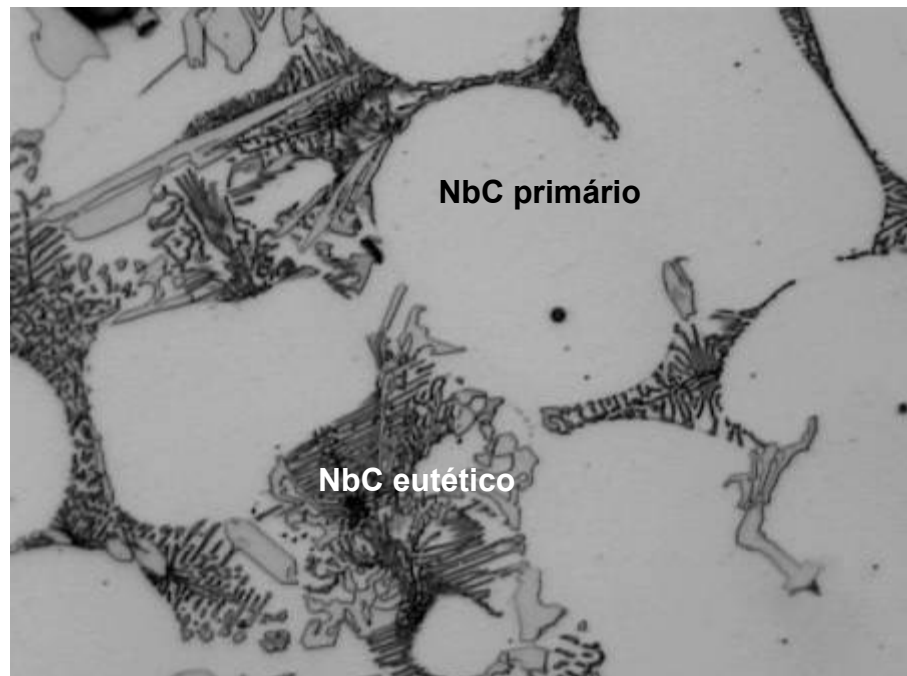
O silício aparece relacionado com a melhoria da temperabilidade e resistência à fadiga, quando está na faixa de 1 a 2%. Está presente no aço em teores acima de 0,35% e é comumente usado como agente desoxidante quando há quantidades suficientes de elementos inibidores de perlita, tais como o molibdênio e o cromo, a tenacidade dos ferros fundidos brancos martensíticos é aumentada.

O Nióbio também é um elemento formador de carbonetos e sua presença nos aços proporciona a formação de carbonetos do tipo MC. Os carbonetos de nióbio podem se apresentar como carbonetos primários ou eutéticos (GREGORY, 1980). Os carbonetos do tipo MC são carbonetos primários pré-eutéticos e os carbonetos do tipo M₂C e M₆C são carbonetos primários eutéticos (FISCHMEISTER et al.1998).

Contrapondo essa afirmação, é definido como primário somente o carboneto formado antes do ponto eutético da liga. O carboneto do tipo NbC com morfologia octaédrica é o carboneto primário de nióbio e o carboneto com morfologia de “escrita chinesa” é o carboneto eutético (ADNANE; KERSI, 1992).

A figura 13 apresenta uma microestrutura típica com a morfologia “escrita chinesa” de matriz austenítica e uma precipitação eutética primária carboneto de nióbio, esse último representado pelas partes brancas.

Figura 13 – Microscopia ótica matriz austenítica e carboneto primário NbC.



Fonte: ADNANE e KERSI, 1992.

O carboneto de nióbio NbC atua como nucleador e refinador do carboneto de cromo, caso este elemento exista na composição do material, aumentando a resistência à

abrasão a baixas tensões, tanto pela presença de carboneto de nióbio, quanto pela maior nucleação de carbonetos de cromo refinados (CHATTERJEE; PAL, 2003).

A presença de carbonetos primários de nióbio (NbC) dispersos aleatoriamente na em uma matriz eutética apresentam uma microestrutura com resistência à abrasão muito superior aos sistemas de F-Cr-C sem a presença desse elemento. Além disso, a baixa fração de volume do carboneto primário M₇C₃ contribui para um melhor desempenho contra o desgaste, considerando que esses grandes carbonetos sofrem microfraturas e são facilmente removidos da matriz, o que permite a penetração do abrasivo na matriz eutética (CORREA, et. al, 2015).

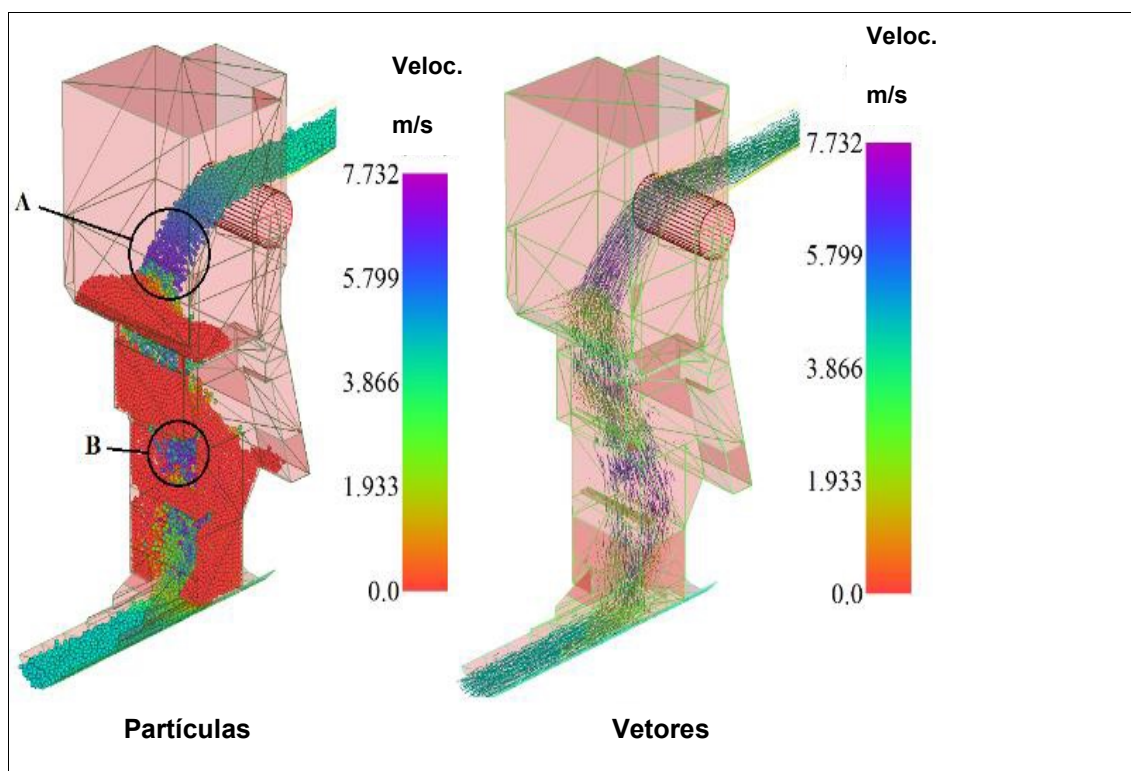
O último elemento que merece destaque é o boro. O carboneto de boro se apresenta geralmente na forma B₄C, contudo há pouquíssimos estudos à respeito do uso deste elemento para aplicação de revestimento duro. O boro, quando adicionado em pequenas quantidades, melhora a temperabilidade do aço, diminui a tendência a trincas de têmpera, diminui as distorções durante o tratamento térmico e melhora as propriedades de conformação mecânica. O percentual de boro adicionado aos aços pode variar desde 0,0005%, quando se deseja obter efeitos de temperabilidade, passando por 0,0015%, quando se obtém a melhor combinação de resistência e tenacidade nos aços, até chegar a teores mais elevados, de 0,5 a 0,8%, quando se deseja a formação de carbonetos de boro, com a finalidade de aumentar a resistência ao desgaste abrasivo de uma liga metálica (EUTECTIC, 2000).

As ligas de revestimento contendo baixo cromo com o sistema Fe-C-B, formando carbonetos do tipo M_zB, M₃C ou M_zsB_c alcançam valores de dureza entre 1090 e 1740HV, numa estrutura cristalina a partir da massa fundida. A matriz formada nessas ligas é, em geral, eutética com carbonetos/fases duras do tipo M₇C₃, M₃C, M₃B e MZ₃BS, e com martensita ou austenita como o metal constituinte. Os diferentes tipos de microestrutura encontrados definem o comportamento mecânico e as propriedades de desgaste abrasivo para esses materiais (BERNS; FISHCER, 1998).

3.4.3 Sistema tribológico em chutes de transferência

O sistema tribológico nos chutes de transferência de minério de ferro é composto basicamente pela superfície interna dos chutes, qual seja a superfície as placas de revestimento e pelo minério de ferro em movimento, representado o material abrasivo do sistema. Os chutes têm a função de direcionar o fluxo de minério, transferindo-o entre transportadores de correia dispostos em níveis diferentes, conforme ilustra a Figura 14, na qual está representada a trajetória das partículas de minério de ferro dentro do chute (figura à direita) e a representação dos vetores (figura à esquerda). As regiões A e B são os trechos onde as partículas desenvolvem maior velocidade de queda. Esse tipo de construção é bastante comum nas usinas de beneficiamento de minério de ferro, especialmente aquelas que trabalham com processos a seco, nos quais o transporte é realizado de uma etapa a outra essencialmente por meio de transportadores de correia. A geometria dos chutes visa reduzir a velocidade das partículas de minério até que atinjam o transportador inferior, para que o impacto nesse equipamento seja minimizando, evitando desalinhamentos na correia e danos na estrutura.

Figura 14 – Esquema de um chute de transferência de minério

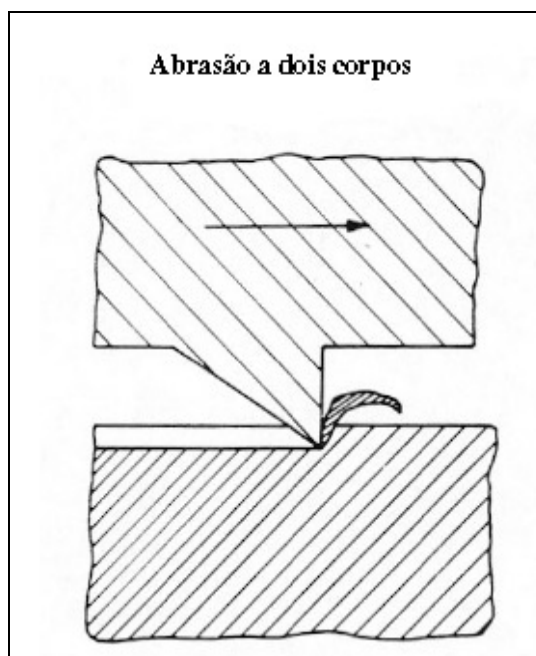


Fonte: Próprio autor – relatório simulação de trajetória de partículas - *software* ESSS.

Esses chutes recebem o minério, a uma altura de queda que varia bastante de uma usina para outra, redirecionando sua trajetória e impedindo impacto no transportador inferior ou mesmo a projeção de minério para fora do sistema, o que resulta em perdas e retrabalho.

O mecanismo de desgaste que pode ser observado, a priori, é o da abrasão a baixa tensão, em função do deslizamento das partículas de minério sobre a superfície da parede interna do chute. Em alguns casos, podem estar presentes também a abrasão a baixa tensão. Importante destacar que nesse sistema selecionado a abrasão ocorre a dois corpos, ou seja, resulta do contato do minério escoando sobre a superfície interna do chute, sem a presença de um terceiro corpo abrasivo. Conforme mostrado na Figura 15, na abrasão a dois corpos somente o deslocamento do elemento abrasivo sobre a superfície é responsável por produzir a remoção de material.

Figura 15 – Esquema de abrasão a dois corpos



Fonte: GAHR, 1987.

Na Figura 16 é possível observar a vista superior de um chute, a título de exemplo, no início de um carregamento de minério, no qual as partículas começam a atingir a superfície do revestimento interno do chute, onde a seta indica a trajetória das

partículas e a região circulada a superfície do revestimento. Ao atingirem a superfície as partículas são amortecidas, reduzem a velocidade de deslizam sobre a superfície, provocando abrasão. Nesse sistema o revestimento é um composto cerâmico, escolhido porque o material abrasivo é considerado fino e não há esforço de impacto relevante.

Essa definição é essencial para se identificar as análises que serão abordadas para caracterização do sistema tribológico atuante e avaliar o comportamento dos materiais que são apresentados como prováveis soluções de revestimento. É a partir da identificação do sistema tribológico que se torna possível a sua caracterização. Utilizando os resultados para descrever o comportamento das variáveis do sistema, é possível avaliar, por meio de ensaios específicos, se os materiais selecionados são aptos promover um aumento na vida útil dos chutes de transferência de minério de ferro.

Figura 16 – Vista superior de um chute durante queda de material



Fonte: Próprio autor.

Um fator de extrema importância no sistema de transferência de minério é o conjunto de características do corpo sólido que se desloca sobre a superfície, ou seja, a característica do abrasivo. Em se tratando de minério de ferro, é pacífico na literatura

específica que a presença da sílica pode acelerar o desgaste por abrasão. Esta substância está presente no minério de ferro também como componente indesejado no produto final beneficiado, por questões de parâmetros de qualidade. A presença dessa substância se deve a questões mineralógicas, relacionadas diretamente ao tipo de mineral e às características da jazida.

O minério de ferro encontrado nas minas que abastecem o sistema estudado podem ser divididos em dois tipos principais: o minério hematítico, caracterizado por possuir alto teor de ferro e o minério itabirítico, caracterizado por uma maior resistência mecânica da rocha (alta dureza), teores mais elevados de sílica e, em geral, teor de ferro menor que as matrizes hematíticas (VALE, 2009). O minério itabirítico é constituído por camadas de óxido de ferro e de sílica, que se alternam e possuem espessuras variadas, com teores de ferro de 20% e 55% de Fe total. Em geral, os minérios que abastecem as usinas de beneficiamento são blindados, de acordo com as matrizes encontradas nas jazidas. Isso faz com que minérios de características variadas abasteçam as usinas e conseqüentemente, há uma variação nas características físico-químicas do minério. Nesse sentido, a variação dessas características pode produzir efeitos diversos no sistema tribológico, fazendo com que os revestimentos dos chutes se desgastem a taxas maiores ou menores, conforme, por exemplo, os percentuais de ferro, sílica ou mesmo de alumina presentes no minério.

Além disso, as características do minério irão influenciar diretamente na granulometria das partículas em cada etapa do beneficiamento. Isto porque os minérios de matriz itabirítica, em geral, apresentam-se de forma maciça, sendo denominados nesse caso como itabiritos compactos, cuja resistência à fratura é maior, logo, nas primeiras fases de cominuição, as partículas obtidas na saída do processo de britagem são maiores, ou seja, possuem maior granulometria. A granulometria é um fator que influencia diretamente no tipo de desgaste. Quanto maiores as partículas maiores tendem a ser as taxas de desgaste por abrasão a baixas tensões e abrasão por goivagem.

4 METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados os métodos de análise utilizados para a caracterização do sistema tribológico, os materiais e os respectivos ensaios realizados para sua caracterização.

4.1 Análise qualitativa

Para este estudo, foram definidas algumas análises com o objetivo de melhor compreender o sistema tribológico que se deseja atender com a seleção de materiais de revestimento que permitam o aumento da vida útil do revestimento em chutes de transferência de minério.

4.1.1 Regime de carga do sistema tribológico

A observação do fenômeno do carregamento objetivou a caracterização do regime de trabalho, ou seja, da descrição da forma como ocorre o deslizamento do minério ao longo da superfície do chute.

Para isto foram coletados dados cronológicos, através de sistema de controle de processo do tipo PIMS – “Process Information Management System” – Sistema de Gerenciamento de informações de Processo. Foram analisados os dados de carregamento durante o período de 01 ano.

Foram selecionados três chutes (chute 1, chute 2 e chute 3), localizados em pontos distintos, objetivando uma observação de regimes de carga diferentes. Por estarem situados entre etapas diferentes de cominuição (britagem secundária, britagem primária, secundária e terciária), os chutes selecionados permitiam também uma observação quanto à influência da granulometria do minério do minério de ferro. Para isso, foram avaliadas as medições granulométricas do minério nessas três fases, realizada pelo método de sequência de peneiras em laboratório.

A análise foi feita por meio de gráficos do tipo *Box Plot*. *Box Plot* é uma ferramenta estatística, uma representação gráfica que permite comparar o comportamento da saída do processo (Y) contínua para diferentes níveis de uma potencial fonte de variação (X) discreta. Funciona como se fosse uma “vista de topo” da distribuição,

permitindo tanto avaliar a tendência central quanto a dispersão da distribuição (PEZEIRO, 2005).

4.1.2 Teores de sílica

A composição química do minério depende da jazida do qual ele é retirado e do tipo de mineral que forma a rocha (hematita, itabiritos, magnetita, etc.). Em geral, além do próprio ferro (Fe) – principal componente, estão presentes a sílica (SiO_2), a alumina (Al_2O_3), o fósforo, o manganês, água absorvida, dentre outros vários minerais em menor concentração.

Ressalta-se que as análises realizadas referem-se aos teores desses componentes no minério já beneficiado. Por ser um processo mineralógico dominado, a praxe nas indústrias de extração e beneficiamento do minério de ferro é avaliar os teores no produto final ou ao término da fase de concentração (processos físico-químicos que visam aumentar a concentração do teor de ferro no produto final), uma vez que o mais importante, na perspectiva dos produtores, é a garantia dos teores exigidos pelo mercado no produto final.

Baseando-se na literatura, cujos estudos indicam que a sílica é o componente abrasivo com alto grau de influência no comportamento abrasivo do minério de ferro, foram analisados os resultados de análises químicas de amostras de minério de ferro beneficiado, a fim de conhecer o teor deste constituinte na composição química. Também foram avaliados os teores de alumina com o mesmo propósito de conhecer os teores deste constituinte.

Em seguida foram comparados os valores médios do teor de sílica obtidos em um período de 01 ano, com o tempo médio de duração (vida útil média) das chapas de revestimento neste mesmo período.

4.2 Materiais selecionados para teste

Para a realização dos testes foram selecionados três diferentes tipos de materiais projetados para resistir ao desgaste abrasivo a baixas tensões. Esses materiais selecionados são materiais comerciais e de desenvolvimento industrial, utilizados na aplicação por soldagem em placas, denominadas placas de desgaste.

As ligas metálicas estudadas neste trabalho, bem como suas propriedades físico-químicas, referem-se ao metal depositado dos corpos de prova. Os corpos de prova foram obtidos de três placas de desgaste revestidas por soldagem.

A primeira liga metálica (A) é constituída do sistema Fe-Cr-C, a segunda liga, denominada de liga B, constituída de Fe-Cr-C-Nb-B e a terceira liga (C) constituída de Fe-Cr-C-Nb-Mo-V-W.

As três placas de desgaste foram fabricadas com a deposição de uma camada de 5mm de solda em uma chapa de aço ASTM-A36 de 7mm de espessura, obtendo-se, para cada uma das ligas metálicas, uma placa revestida de 12mm de espessura total, onde 7mm correspondem ao metal base, e 5mm correspondem ao revestimento aplicado.

As ligas A, B e C são comercialmente denominadas de carboneto de cromo, nanocarbonetos de cromo, nióbio e boro e carbonetos complexos (Cr, Nb, C, Mo, V, W), respectivamente. A Tabela 3 apresenta a composição química das ligas.

Tabela 3 – Composição química das ligas A, B e C.

Liga	Sistema	C	Cr	Si	Nb	B	Mo	Mn	W	V	Fe
A	Fe-Cr-C	3,05	20,9	0,41	-	-	-	0,2	-	-	balanço
B	Fe-Cr-C-Nb-B	3,1	19,0	0,5	5,0	0,6	-	0,1	-	-	balanço
C	Fe-Cr-Nb-C-Mo-V-W	3,2	20,5	0,44	2,0	-	3,0	0,2	2,0	1,1	balanço

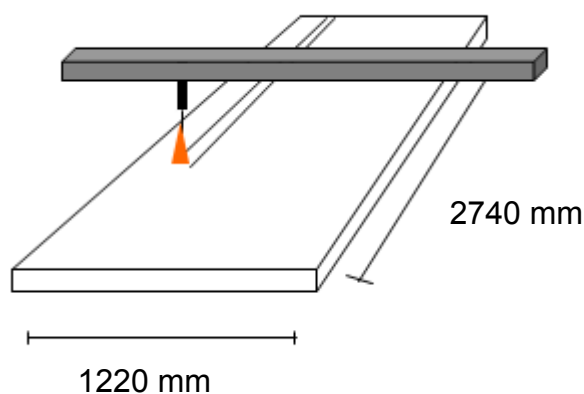
Fonte: EUTECTIC, 2015.

4.2.1 Processo de revestimento das ligas por soldagem

O revestimento das placas de desgaste foi feito pelo processo FCAW, utilizando-se uma fonte de energia do modelo LAF 1250, marca ESAB. Esta fonte de soldagem é acoplada a um robô equipado com sistema de controle lógico programável (PLC) do modelo CAB 300 (ESAB), contendo um cabeçote de soldagem. A posição de soldagem utilizada foi a horizontal plana, por se tratar de uma chapa de desgaste sem conformação geométrica especial, o que permite realizar o procedimento em

uma operação considerada ideal, ou seja, ambiente controlado e peça totalmente apoiada. A Figura 17 representa de forma esquemática, o processo de deposição de solda durante a fabricação de uma placa de desgaste.

Figura 17 – Esquema de revestimento de placa de desgaste por solda



Fonte: EUTECTIC, 2000.

A preparação das placas para serem soldadas foi efetuada de modo a obter uma superfície isenta de óleo, graxa e óxidos. Caso as peças estejam muito engorduradas, especialmente nos trabalhos em série, devem desengordurar-se com tricloroetileno ou com tetracloreto de carbono. Para este procedimento foi efetuado um leve esmerilhamento, com o objetivo de remover escamas e outras contaminações superficiais. A limpeza pode ser efetuada tanto com rebolos e lixas ou com limas, dependendo da extensão da peça.

Recomenda-se o pré-aquecimento em função da porcentagem de carbono contida no aço e da espessura da peça, de acordo com os valores de carbono equivalente total. Assim, podem ser adotadas as seguintes faixas:

- até 0,25% não é necessário pré-aquecimento;
- entre 0,25% e 0,45% pré-aquecer de 100 a 200 °C;
- entre 0,45 e 0,80% pré-aquecer de 200 a 300 °C.

Considerando que as chapas são de aço baixo carbono (ASTM-36 com 0,25 a 0,3% de Carbono), não foi necessário o pré-aquecimento. Entretanto, as chapas de aço

ASTM-A36 foram posicionadas em mesas com sistema de refrigeração, com o objetivo de controlar a temperatura e, por consequência, a propriedade do metal depositado, dentre elas a microestrutura, além de reduzir os riscos de empenamento das chapas. A solda foi efetuada com corrente contínua, tocha no polo positivo. É recomendável o balanceamento em arco de círculo do eletrodo para se obter um depósito compacto e homogêneo. Após a abertura do arco, manter uma distância de 50 a 70 mm entre a peça e a extremidade da tocha. Para se interromper a soldagem, deve-se afastar a tocha até cortar o arco. É recomendável no mínimo dois passes para se obter as características do depósito desejadas. Optou-se por realizar a soldagem de revestimento das placas com três passes, efetuada em camada única, com cordões de 2740 mm de comprimento por 30 mm de largura, com os mesmos parâmetros de soldagem (Tabela 4), em chapas de aço ASTM-A36 (aço baixo carbono para construção mecânica) de 7,0 x 1500 x 3000mm. O gás recomendado é 97,5% de Argônio (Ar) 2,5% de CO₂, porém o fabricante do eletrodo oferece como alternativa a utilização de 80% de Ar e 20% de CO₂ 20%, com vazão de 16 l/min, tendo sido adotada a composição alternativa.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem

Liga metálica depositada	Diâmetro do arame (mm)	Velocidade de alimentação do arame (cm/min)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Corrente de soldagem (A)
Liga A	2,8	470	20	300
Liga B				
Liga C				

Fonte: próprio autor.

As placas receberam os depósitos das ligas A, B e C, contidas em arame tubular de diâmetro de 2,8mm, formando três placas de desgaste distintas, cada uma com sua respectiva liga. Os revestimentos utilizados para cada uma das ligas foram:

- Arame tubular EC 4601, liga de Fe, C, Cr – para a Liga A.
- Arame tubular AN 3965, nano – para a liga B.

- Arame EnDOtec DO* 395N: Liga de Carboneto Complexo – para a Liga C.

Após a soldagem foi realizado o procedimento de corte dos corpos de prova a partir da extremidade das placas, em um equipamento de corte a plasma CNC. Para usinagem dos corpos de prova, utilizou-se uma fresadora de topo e uma retífica plana de precisão com rebolo abrasivo. É recomendável o corte a partir de uma região central, contudo, por se tratar de materiais de produção, o corte das amostras foi feito a partir da extremidade, evitando-se reduzir a área útil da chapa.

Para se estimar número mínimo de corpos de prova (n) para o ensaio foi utilizado o modelo de estimativa de intervalo, considerando que os trabalhos que utilizam a norma ASTM G65 como referência, estabelecem uma confiabilidade desejada de 95% e admitem um erro de 5%. Assim, a estimativa do número de amostras pode ser feita pela Equação 1.

$$n = (Z \cdot V / E)^2 \quad (1)$$

Onde, n é o número de amostras, E é o erro admissível e V o coeficiente de variação. O coeficiente de variação V representa uma medida de dispersão relativa, empregada para estimar a precisão do experimento e equivale ao desvio-padrão expresso como porcentagem da média. Para uma confiabilidade de 95%, o Z associado, em uma distribuição normal, equivale a 1,96. O desvio padrão para esse tipo de experimento é de 5% (LEITE, 2008).

Assim, para os valores descritos acima, obteve-se: $(1,96 \cdot 5 / 5)^2 = 3,84$, ou seja, 4 corpos de prova. Optou-se por testar 5 amostras de cada material, ao invés de 4, para garantir uma maior confiabilidade.

As amostras foram usinadas nas dimensões de 10 x 25 x 75 mm para obter-se uma superfície uniforme, conforme norma ASTM G65 (2010).

4.2.2 Ensaio de desgaste

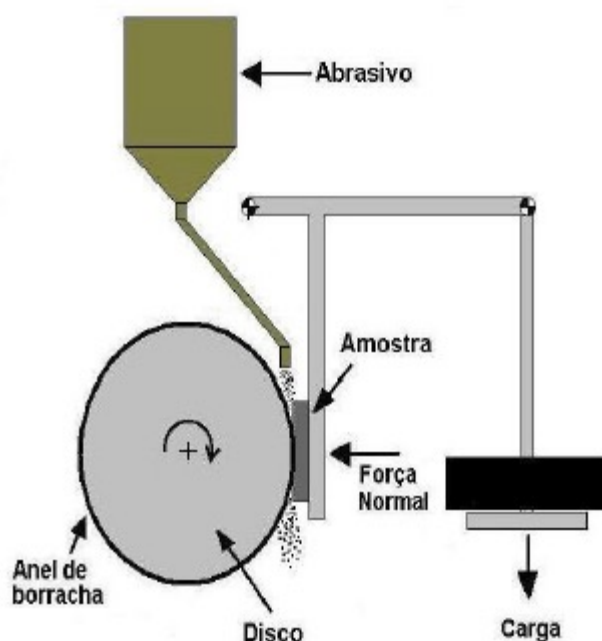
O ensaio de desgaste foi realizado segundo a norma ASTM G65 (2010), no qual aplica-se uma rotação a um disco metálico revestido por borracha e o mesmo entra em contato com o corpo de prova que permanece estático, enquanto o material

abrasivo, areia de sílica (AFS 50/70) flui por entre ambos, gerando um desgaste abrasivo na camada de revestimento duro.

O ensaio dos corpos de prova foi realizado segundo o procedimento A da norma ASTM G65 (2010), que é o procedimento recomendado para materiais de média a alta resistência à abrasão. É considerado pela norma um procedimento severo, do ponto de vista da abrasão. A norma ASTM G65 (2010) estabelece para o procedimento A um número de 6000 revoluções da roda de borracha e uma força de 130 N sobre a amostra. O tempo de ensaio recomendado para o procedimento A é de cerca de 30 minutos e a taxa de alimentação da areia (fluxo de areia) deve ser de 300 a 400 g/min minutos. Todos os demais parâmetros foram devidamente seguidos.

O equipamento foi fabricado pela EUTECTIC do Brasil de acordo com as instruções contidas na norma ASTM-G65. A máquina para ensaio de abrasão, também denominada abrasômetro de roda de borracha, é constituída por um conjunto motor-variador de velocidade, conectado a uma roda metálica sobre a qual é fixada um anel de borracha. A Figura 18 apresenta de forma esquemática o equipamento para ensaio de abrasão tipo roda de borracha.

Figura 18 – Esquema de equipamento para ensaio de abrasão tipo roda de borracha



Fonte: LEITE, 2008.

Destaca-se na Figura 18 o disco revestido de borracha, o reservatório do abrasivo, o sistema de carga, para aplicação da força normal N . Observa-se ainda a amostra posicionada entre o disco e o sistema de aplicação da força. Na parte superior do equipamento foi colocado o reservatório de abrasivo (areia), que por meio de dutos, é escoado com uma taxa fixada de 300 g/min até a interface roda de borracha/amostra, por meio da ação da força da gravidade. Um braço de alavanca é posicionado à frente da roda de borracha com a finalidade de fixação do corpo de prova e da aplicação da carga de ensaio. Para monitoramento tanto da rotação da roda de borracha quanto do número de revoluções até o final do ensaio foi utilizado um sistema de monitoração composto por tacômetros digitais com sensores.

A roda de borracha utilizada é de clorobutil com diâmetro externo inicial de 228,5 mm, e dureza de 60 Shore A. A dureza da borracha foi medida em vários pontos, antes e depois dos ensaios, não sofrendo variações significativas, mantendo uma dureza média 60 shore, após o ensaio.

A figura 19 é uma fotografia do próprio equipamento utilizado nos ensaios de desgaste.

Figura 19 – Equipamento utilizado no ensaio.



Fonte: Laboratório engenharia de materiais – UNESC.

O sistema de peneiramento da areia para classificação e reutilização consiste de duas peneiras de aço inoxidável sobrepostas, com malhas número 50 e 70 segundo a norma AFS. Tais medidas de verificação e controle das variáveis do teste, como a dureza da borracha e a granulometria da areia são importantes para assegurar a repetibilidade dos resultados e que o coeficiente de variação dos resultados dos testes de abrasão seja menor ou igual a 7%, conforme ASTM G65.

Antes de iniciar o ensaio, as amostras foram limpas com solvente e devidamente secas, com o intuito de eliminar qualquer resíduo metálico, carepa ou demais substâncias que pudessem interferir no ensaio.

As amostras foram devidamente pesadas. O método de avaliação da resistência ao desgaste pela norma ASTM G65 consiste em medir a diferença de massa, conforme Equação 2.

$$\Delta V \text{ (mm}^3\text{)} = (\Delta m/d) \quad (2)$$

Onde, ΔV é a perda de volume em mm^3 , Δm é a perda de massa em gramas (g) e d é a densidades em g/cm^3 . Destaca-se que a pesagem dos corpos de prova, antes e depois dos ensaios de desgaste, para obtenção da perda de massa, foi realizada em uma balança analítica da marca “Denver *Instrument*” modelo APX-200, com precisão de 0,1mg, atendendo à exigência da norma ASTM G65, e capacidade máxima de 200g.

Na sequência foram feitos os ensaios em cada uma das amostras, tomando o cuidado de repeneirar o abrasivo e recompor o alimentador com a areia padrão entre os ensaios. Esse procedimento é importante porque evita a contaminação da areia, com resíduos metálicos. A realização do ensaio fora dos parâmetros estabelecidos pela norma pode gerar erro e inviabilizar a comparação dos resultados, principalmente porque o abrasivo contaminado poderia provocar um desgaste mais acentuado. A Tabela 5 apresenta os parâmetros utilizados durante os ensaios de desgaste.

Tabela 5 – Parâmetros de ensaio - Norma ASTM-G65 – Procedimento A

Parâmetros de ensaio ASTM-G65 - A						
Duração do ensaio (min)	Carga Aplicada (N)	Velocidade roda (rpm)	Número de revoluções	Diâmetro da roda (mm)	Granulometria da areia (50/70)	Dureza da borracha (shore)
30	130	200	6000	228,5	50/70	60

Fonte: Próprio autor.

Nas amostras testadas foram feitas as análises micrográficas e de dureza (Rockwell C) do metal depositado. Para a determinação dos valores de dureza superficial Rockwell C nos corpos de prova, foi utilizado um durômetro Reicherter com carga de 150 kgf diretamente sobre a superfície dos corpos de prova, durante aproximadamente 10 segundos. Foram realizadas cinco medições de dureza para cada corpo de prova, em pontos equidistantes, a partir de uma distância de 10 mm medida de uma das extremidades do corpo de prova. Assim, foram realizadas para as amostras A, B e C, um total de vinte e cinco medições para cada liga.

As amostras foram devidamente preparadas para metalografia. Considerando que as amostras possuem 75mm de comprimento por 25mm de largura, optou-se por não embutir o corpo de prova, uma vez que essas dimensões compõem uma superfície suficientemente grande para o manuseio. Foram feitas seções 15 mm a partir da extremidade de uma amostra de cada material. O equipamento utilizado para o corte conhecido como “*cut-off*”, ou policorte, com discos abrasivos.

Após o corte, os corpos de prova foram limpos e devidamente lixados com lixadeira rotativa de bancada, lixando a amostra sucessivamente com lixas 100, 220, 320, 400, 600, respectivamente, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior.

Em seguida, foi realizado o polimento, visando um acabamento superficial polido isento de marcas. Primeiramente foi feita a limpeza na superfície das amostras, lavando com água e limpando com álcool etílico. Após esse passo, as amostras foram polidas em politriz, utilizando pasta de diamante como abrasivo.

Por fim, foi realizado o ataque químico, utilizando-se reagente Nital 3 % (97 % álcool etílico e 3 % ácido nítrico), imergindo as amostras em solução, visando atingir os contrastes necessários a uma boa visualização micrográfica.

Para análise micrográfica foi utilizado o método de microscopia óptica, MEV (microscopia eletrônica de varredura) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

A utilização de MEV para a caracterização de microestruturas é uma técnica já bastante difundida em engenharia de materiais. O Microscópio Eletrônico de Varredura convencional é utilizado para análise de superfície e microanálise elementar, especialmente para a análise morfológica e química elementar de materiais sólidos. Sua utilização permitiu um mapeamento da microestrutura do material, das fases e tamanho das partículas. qualitativo e semi-quantitativo de elementos químicos, além de permitir a observação de descontinuidades, fraturas e linhas de desgaste. Sua utilização em conjunto com EDS teve o objetivo de identificar de forma qualitativa e semi-quantitativa a presença dos elementos químicos constituintes do revestimento aplicado nas placas de desgaste.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta etapa do estudo serão apresentados os resultados dos ensaios e análises realizados e a discussão dos pontos relevantes.

5.1 Sistema Tribológico

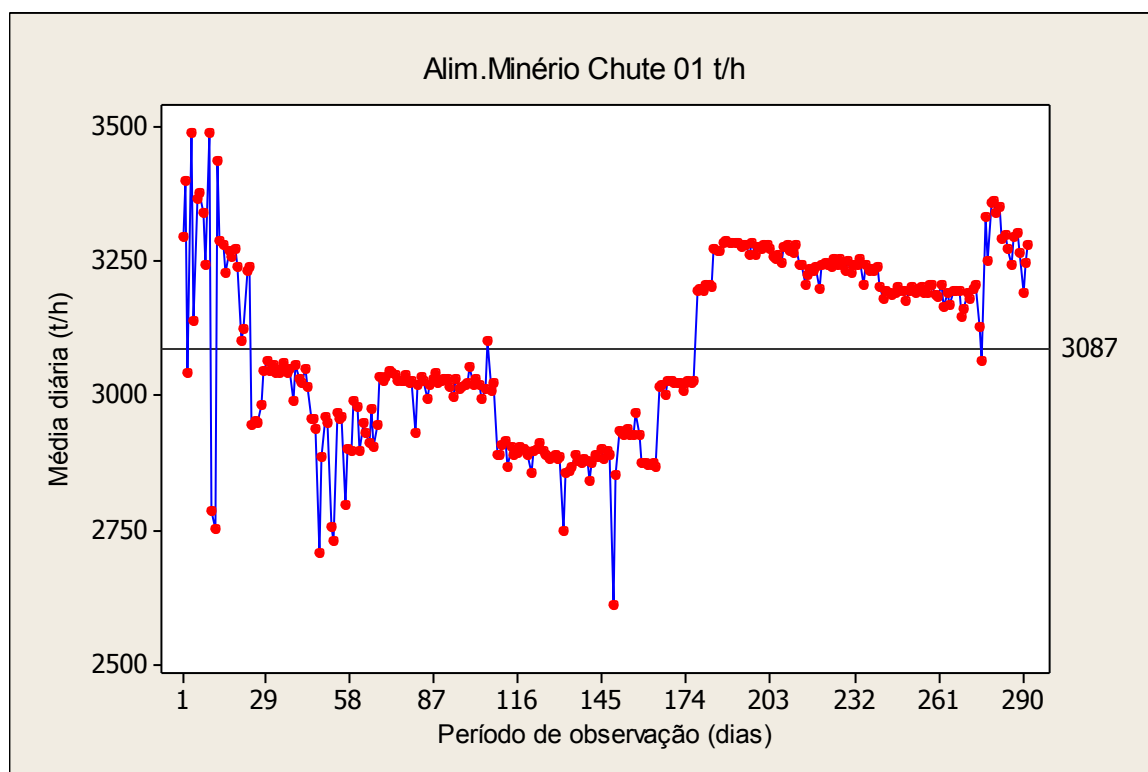
Os primeiros resultados apresentados são referentes às análises realizadas com o intuito de melhor descrever o sistema tribológico nos chutes de transferência de minério de ferro. Nos tópicos seguintes serão apresentadas as análises relativas ao regime de carga e às características do abrasivo (minério de ferro de matriz hematita) selecionados para observação.

5.1.1 Análise do regime de carga

As análises relativas ao regime de carga revelaram um regime de trabalho com alta variabilidade na quantidade de material que desliza sobre a superfície, em função do tempo. Essa análise teve por objetivo identificar, ainda que de forma qualitativa, a influência da frequência da força exercida pelo minério sobre a superfície do material. Esta variação é relevante porque, constatada uma variação na vida útil do revestimento para regimes de carga diferentes, pode se atribuir essa variação à ocorrência de desgaste devido ao impacto do material sobre a superfície interna do chute. Além disso, a força normal exercida pelo volume de minério se deslocando pelo chute tem relação direta com o desgaste. Uma variação no regime de carga pode alterar o modo como o material se comporta sob a solicitação (constante ou variável) de desgaste a baixas tensões.

A Figura 20 representa o regime de carga ocorrido no Chute 01, em um período de 290 dias. A observação original compreendia o período de um ano, mas foram excluídos os dias nos quais não houve alimentação, indicados no histórico pelo valor zero ou por números muito baixos, da ordem de grandeza de 10 toneladas ou menos. Os valores nulos ou muito baixos indicam parada do equipamento, para manutenção ou devido às falhas nos processos anteriores ou posteriores, ou ainda, uma eventual falta de minério na alimentação do sistema. Para efeito de comparação, os demais chutes também foram observados durante o mesmo período de 290 dias.

Figura 20 – Análise do regime de carga no chute 01



Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

Observa-se que o regime de carga incidente sobre o chute 01 variou ao longo do tempo. Enquanto a média foi cerca de 3087t/h em cada dia, o desvio padrão de 163,89 t/h. Mesmo em intervalos pequenos observa-se uma variação. Esse comportamento é típico do local onde está instalado o chute, o início do processo de beneficiamento, cujo regime de trabalho sofre mais influência do processo de lavra, anterior ao beneficiamento. As etapas de carregamento e transporte do minério lavrado (ROM – *Run of mine*), por serem realizadas por meio de equipamentos móveis como carregadeiras de grande porte e caminhões fora-de-estrada, imprimem um regime geralmente intermitente, gerando reflexos na alimentação do processo de beneficiamento mineral.

Na Figura 21, representando o regime de carga no Chute 02, observa-se uma variação maior para os valores de taxa horária, especialmente abaixo da mediana (3044 t/h). Enquanto a média, nesse chute é de 1386 t/h, o desvio padrão é de 336,25 t. No mesmo sentido, tem-se a Figura 22 representando o regime de carga observado no chute 03, onde as taxas de alimentação (massa em t/h) são menores, média em torno de 547 t/h por dia.

Figura 21 – Análise do regime de carga no chute 02

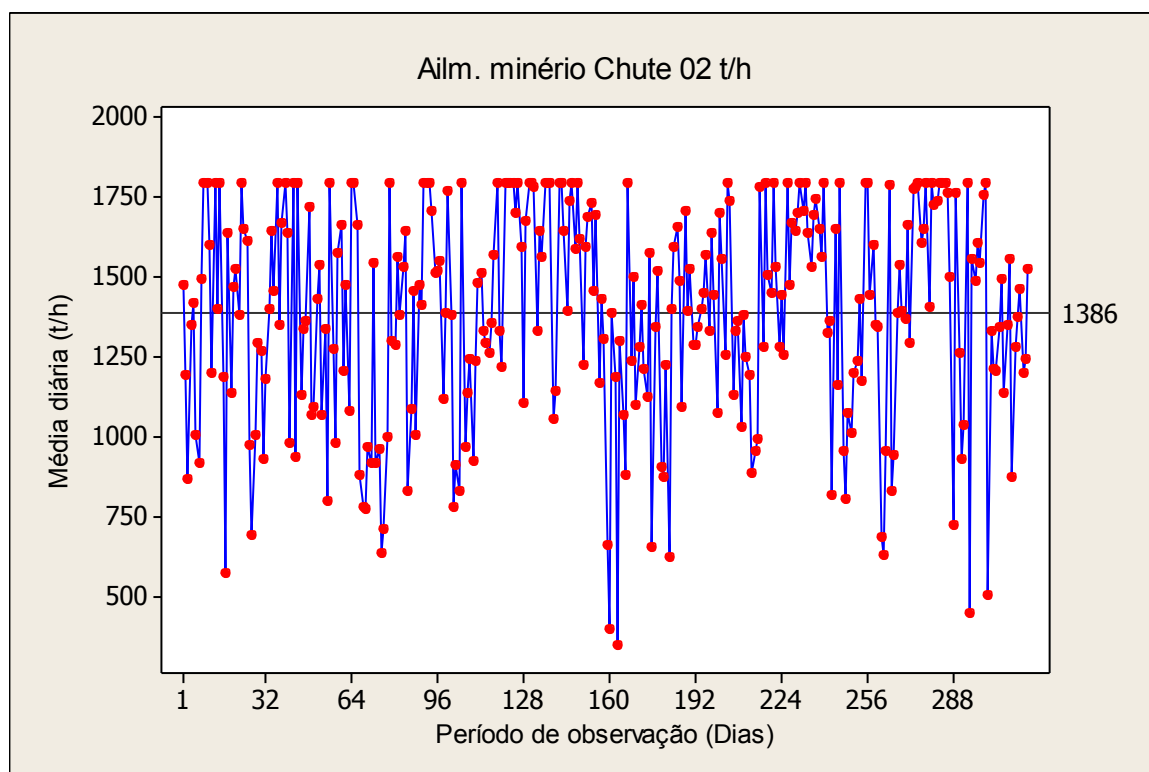
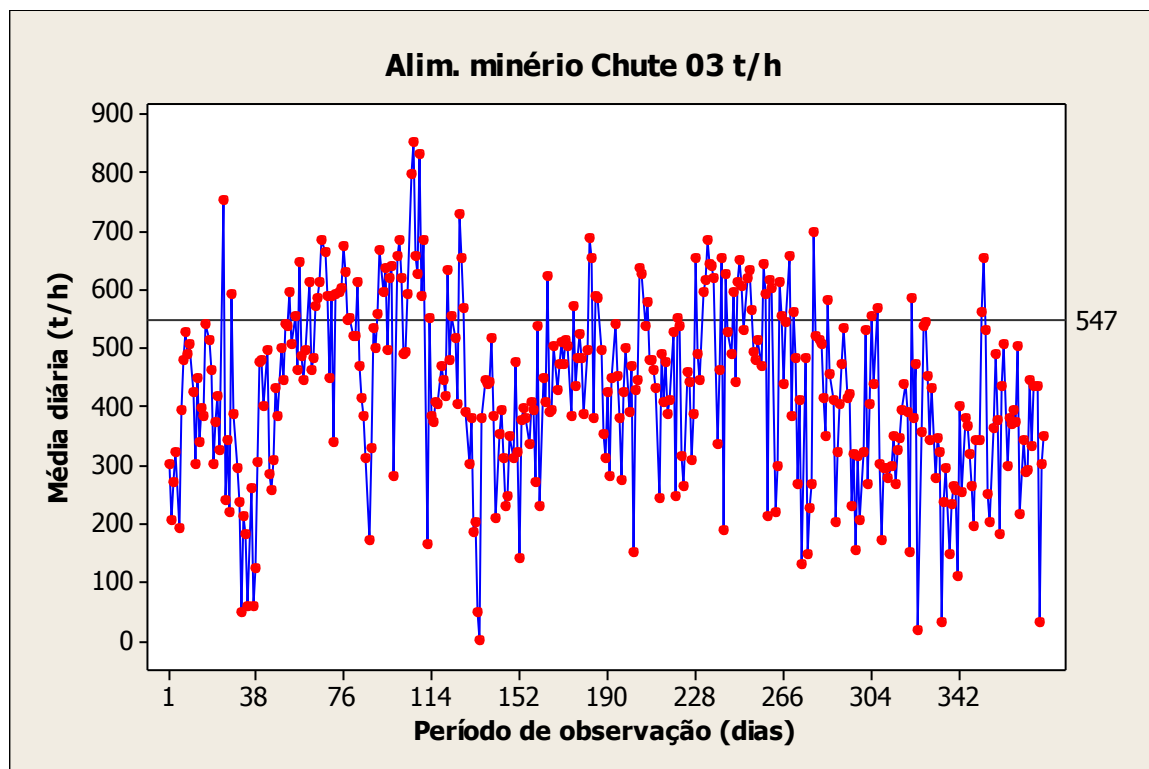
Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

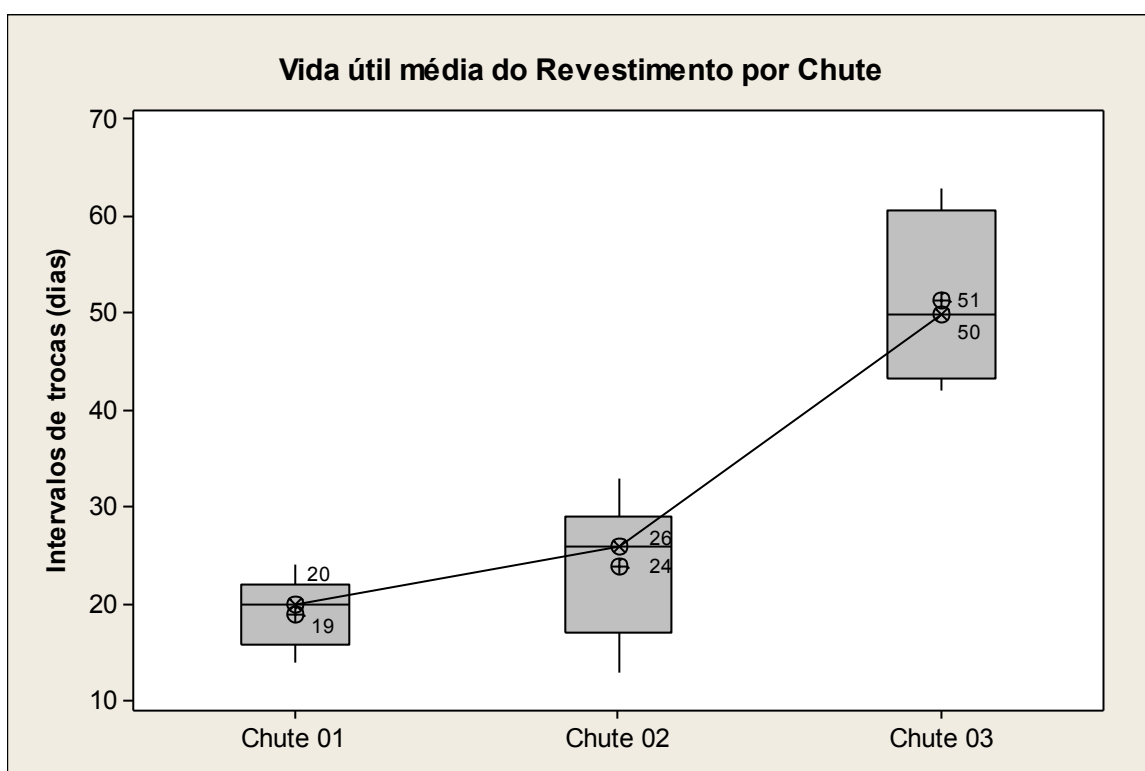
Figura 22 – Análise do regime de carga no chute 03

Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

Observa-se que em todos os três chutes analisados, de uma forma ou de outra, o regime de carga não é constante. Ainda que essa variação exerça alguma influência sobre o comportamento dos materiais de revestimento, não elimina, entretanto, a possibilidade de compará-los entre si. A questão mais relevante a ser respondida e que se relaciona mais diretamente com o objetivo inicial dessa análise é se o volume de material é um fator relevante para a escolha do revestimento, ou seja, se a força normal exerce influência sobre o desgaste e, conseqüentemente, sobre a vida útil do revestimento. Entende-se que sim, em virtude da vida útil média dos revestimentos, avaliada a partir dos intervalos de troca dos revestimentos dos respectivos chutes terem apresentados resultados distintos para cada um.

Conforme apresentado na Figura 23, as dispersões da vida útil do revestimento em cada um dos três chutes são diferentes, o que se evidencia pela diferença de tamanhos na representação das vidas úteis médias do revestimento de cada chute.

Figura 23 – Análise da vida útil do revestimento x regime de carga nos chutes



Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

Essa diferença pode ser observada. Enquanto no chute 01 e chute 02 as médias são, respectivamente, 19 dias e 24 dias, no chute 03 a média é de 51 dias, ou seja,

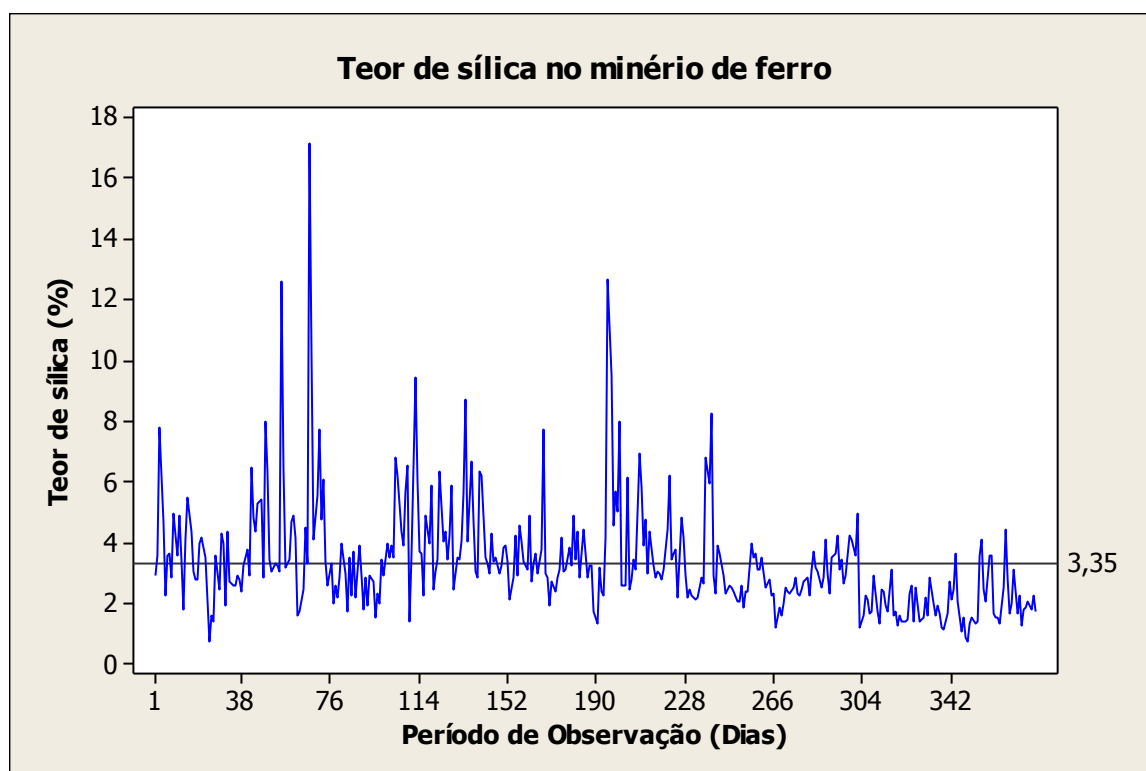
a média de vida útil do revestimento no chute 03, onde ocorre o regime menos severo, considerando a taxa horária média ser menor que dos demais chutes. No mesmo sentido, observa-se pela linha que conecta as medianas, cujos valores são respectivamente 20, 26 e 51 para os chutes 01, 02 e 03, que há uma elevação dos respectivos valores quando, na medida em que se caminha do chute 01 para o chute 03, indicando que há uma probabilidade alta do regime de carga influenciar na variação da vida útil.

Não se pode ignorar que há outros fatores diretamente relacionados ao regime de carga que podem ter causado essa variação na vida útil, além do esforço de compressão normal exercido pela carga. Dentre esses fatores, destaca-se o próprio fluxo de minério que é responsável pelo desgaste abrasivo a baixas tensões. Assim, quanto maior o fluxo, certamente mais acelerado será o desgaste.

5.1.2 Análise do teor de sílica e alumina

A Figura 24 representa a variação do teor de sílica no ano de 2104.

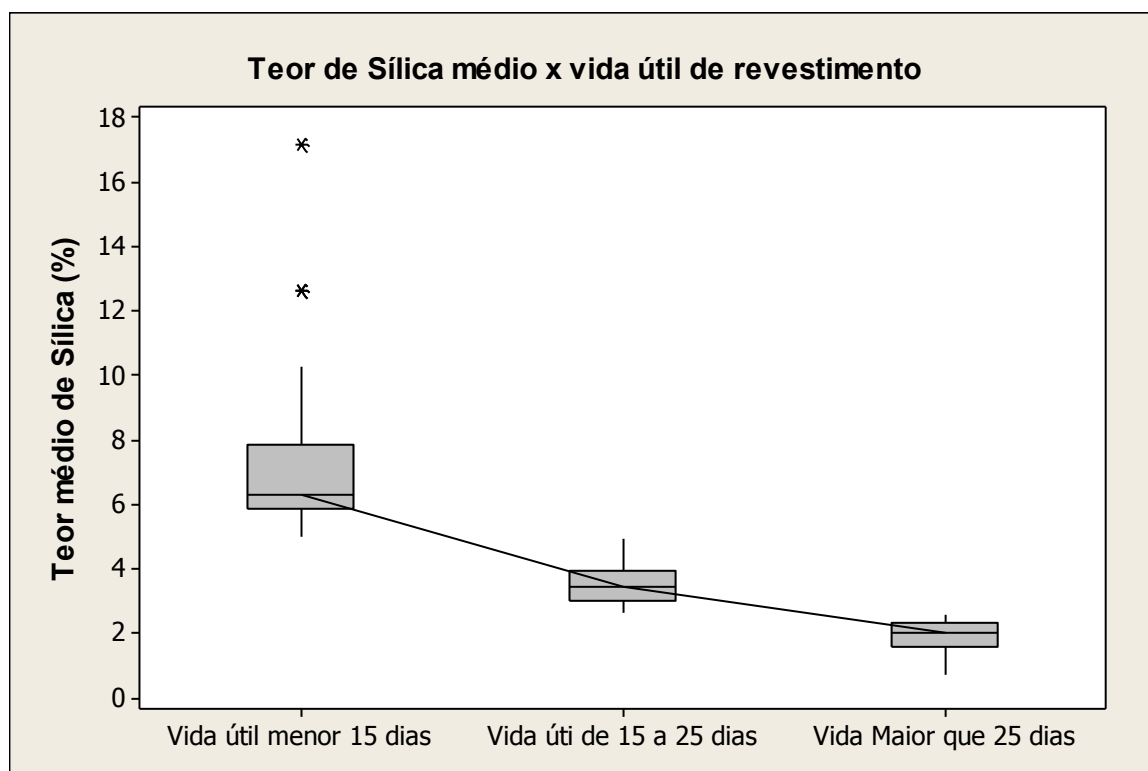
Figura 24 – Variação teor de sílica média diária das amostragens



Fonte: Próprio autor via software Minitab

A média no período foi de 3,35 %, com um desvio padrão de 1,81, o que indica uma alta variação no teor dessa substância. Observando a variação do teor de sílica pode-se concluir que os períodos em se observa um teor de sílica maior o desgaste tende a ser mais acentuado. Essa afirmativa fica mais clara quando se observa o gráfico da distribuição dos teores de sílica em três faixas distintas de vida útil, conforme a Figura 25.

Figura 25 – Análise vida útil de revestimento x teor de sílica



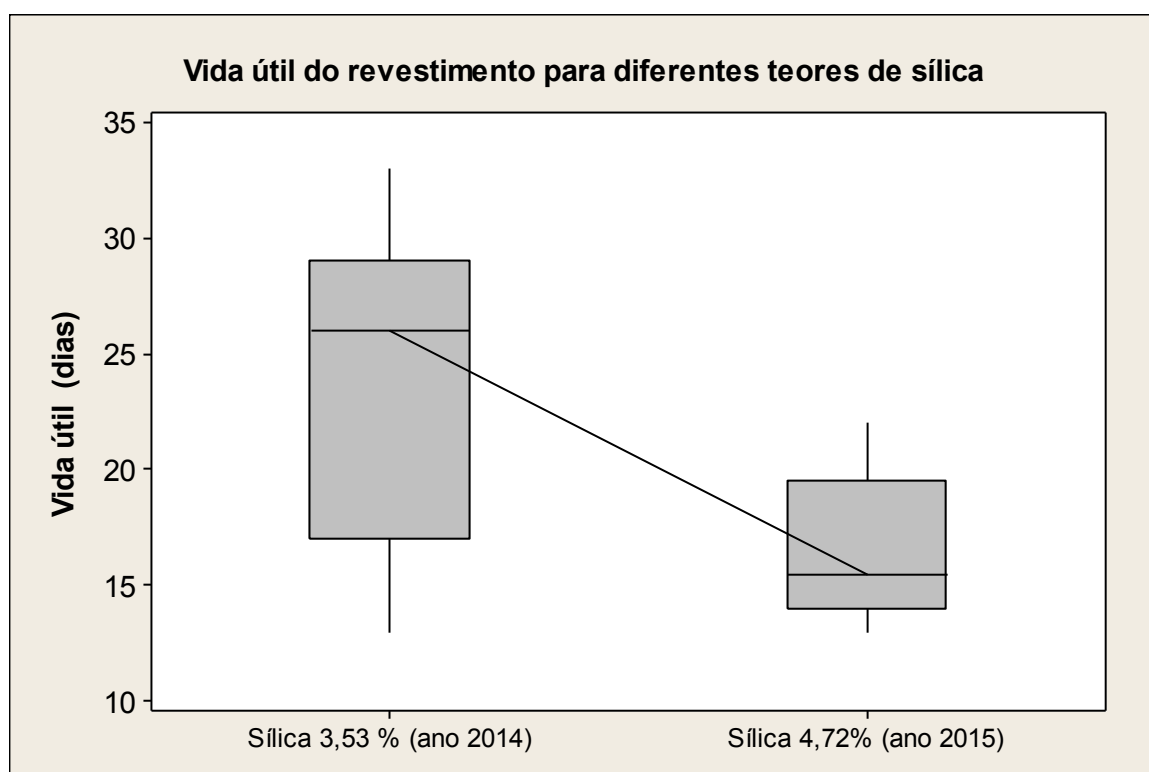
Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

A média do teor de sílica foi de 7,25% nos períodos em que a vida útil foi menor ou igual a quinze dias, ao passo que nos períodos de vida útil entre 15 e 25 dias e maior que vinte e cinco dias, as médias dos teores de sílica foram, respectivamente, 3,53% e 1,95%. Uma análise de correlação de Pearson – coeficiente de estatística descritiva que indica a correlação direta entre duas variáveis – apontou que há forte correlação entre a vida útil média, uma vez que o valor encontrado foi de - 0,89. O índice de correlação de Pearson varia de 0 a 1 e quanto mais próximo de 1 mais forte é a correlação. O sinal negativo indica uma variação inversa, ou seja, quanto maior o teor de sílica, menor a vida útil.

Os índices de abrasão se comportam de forma diretamente proporcional aos teores de sílica. De fato, a presença da sílica implica numa diminuição da vida útil do revestimento. Nesse sentido, tão mais resistente à abrasão deverá ser o material selecionado para revestimento, quanto maior for o teor de sílica.

Analisando entre 2014 e 2015, períodos nos quais os teores de sílica da jazida sofreram uma leve elevação, aproximadamente 33%, observou-se que a vida útil média dos revestimentos também sofreu uma redução, conforme Figura 26. A vida útil média saiu de 24 dias em 2014 para 16 dias em 2015.

Figura 26 – Análise vida útil de revestimento x teor de sílica



Fonte: Próprio autor via *software* Minitab

Pode-se concluir que há uma forte influência do teor de sílica nos intervalos de troca de revestimento, o que permite afirmar que o nível de desgaste dos revestimentos é maior quando o minério possuir teores de sílica mais altos.

Outra questão levantada acerca das características do abrasivo é a presença da alumina como constituinte do minério de ferro. A correlação entre o índice de abrasão do minério de ferro e a variável alumina são muito baixas (FERNANDES,

2008). De fato, os teores de alumina não são tão significativos se comparados aos teores de sílica, conforme pode ser observado na Tabela 6. Enquanto a média de teor de sílica é de 4,72% a média dos teores de alumina é de 0,89%. Os resultados das análises dos teores desses dois componentes (sílica e alumina) no ano de 2015 explica em parte a baixa correção existente entre a alumina e a taxa de abrasão.

Tabela 6 – Teores de sílica e alumina no minério de ferro - 2015

% SiO ₂	% Al ₂ O ₃
3,86	1,03
4,42	0,87
4,07	0,97
5,44	0,72
4,98	0,84
5,28	0,91
4,88	0,94
4,74	0,96
4,85	0,73

Fonte: Próprio autor.

É provável que a própria ação da sílica impeça uma percepção direta dos efeitos da alumina no minério, tornando sua influência menos relevante. Destaca-se que esses resultados listados na Tabela 5 referem-se à medição feita no minério de ferro já beneficiado. A literatura de mineração indica que nas jazidas, os teores de ambos os componentes são mais elevados.

5.1.3 Granulometria do Minério

A granulometria também foi analisada com o intuito de caracterizar o sistema tribológico. Pelo processo de medição de granulometria utilizando o método de sequência de peneiras, as peneiras padrão de malhas maiores são substituídas por peneiras de malhas menores na medida em que a granulometria fica menor. Por isso, as peneiras utilizadas para caracterização do minério nos chutes 01, 02 e 03 não são coincidentes, mas as malhas menores utilizadas para um chute sempre

estarão presentes no início da caracterização da granulometria nos chutes subsequentes.

A tabela 7 apresenta os resultados de medição da granulometria na etapa do processo onde está instalado o chute 01. Na sequência, as tabelas 08 e 09, respectivamente, apresentam os resultados de medição da granulometria nas etapas do processo onde estão instalados os chutes 02 e 03. A sequência de peneiras é sempre do mais grosseiro (maior abertura da malha) para o menos grosseiro (menor abertura da malha).

Tabela 7 – Granulometria média nas fases dos chutes 01.

Malhas mm	Percentual Passante Chute 01
+150,00	1,8
+76,00	3,9
+63,00	11,3
+50,00	22,5
+44,00	25,6
+31,50	18,4
-31,50	16,5

Fonte: Próprio autor.

Tabela 8 – Granulometria média nas fases dos chutes 02.

Malhas mm	Percentual Passante Chute 02
+76,00	0,9
+63,00	6,8
+50,00	18,5
+44,00	33,5
+31,5	17,4
+25,00	15,4
-25,00	7,5

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9 – Granulometria média nas fases dos chutes 03.

Malhas mm	Percentual Passante Chute 03
+25,00	2,1
+19,00	11,3
+16,00	22,0
+12,50	25,8
+8,00	16,5
+6,30	10,4
-6,30	11,9

Fonte: Próprio autor

Observa-se que a granulometria do minério na fase do chute 01 é superior à do minério nos demais chutes. Enquanto cerca de 40% das partículas possuem diâmetro acima de 50 mm no chute 01, apenas 26 % são retidas nessa faixa no chute 02. Já o chute 03 apresenta mais de 90% das partículas abaixo de 19mm. Esse dado, ao ser analisado em conjunto com a vida útil do revestimento revela que nos chutes onde há uma predominância de partículas maiores há também um desgaste mais acelerado.

5.2 Materiais de Revestimento

Neste tópico são apresentados os resultados dos ensaios realizados nas ligas de revestimento selecionadas para este estudo.

5.2.1 Composição química das ligas depositadas

A composição química refere-se às ligas depositadas sobre as chapas de aço ASTM-A36, realizadas nas superfícies de um corpo de prova de cada placa de onde foram retiradas as amostras. Os teores dos elementos químicos encontrados em cada liga selecionada estão dentro das faixas de especificação do fabricante para deposições de solda acima de 5mm espessura em chapas de aço. A Tabela 10 traz a composição química medida para cada uma das ligas.

Tabela 10 – Análise química ligas depositadas

Liga	Sistema	C	Cr	Si	Nb	B	Mo	Mn	W	V	Fe
A	Fe-Cr-C	3,2	22,3	0,62	-	-	-	0,25	-	-	balanço
B	Fe-Cr-C- Nb-B	3,1	18,9	0,6	6,0	0,7	-	0,2	-	-	balanço
C	Fe-Cr-Nb- C-Mo-V-W	3,3	20,5	0,5	4,0	-	2,0	0,3	1,0	1,1	balanço

Fonte: Próprio autor

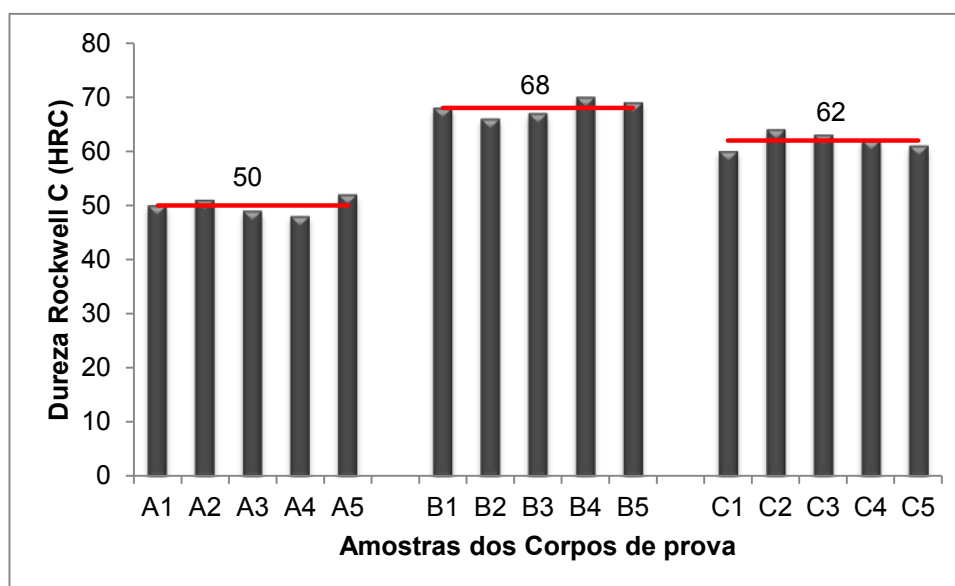
O nióbio e o boro possuem características específicas na função de resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões (GREGORY, 1980). Ligas contendo teores de carbono em torno de 4% e cromo acima de 16% estão entre as melhores ligas comerciais disponíveis para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo a baixas tensões (JACKSON, 1970). A principal constatação é que, conforme esperado, as três ligas possuem composições distintas, o que permite uma comparação quanto a seu comportamento quando submetidas ao desgaste por abrasão. Entretanto, os teores não são exatamente os mesmos descritos na teoria.

5.2.2 Medições de dureza

Foram realizadas cinco medições de dureza nas superfícies de cada uma das amostras das ligas A, B e C, pelo método Rockwell C. As ligas A, B e C apresentaram dureza média de 50 HRC, 68 HRC e 62 HRC, respectivamente. O desvio padrão das durezas medidas nos três grupos de amostras foi de 1,58, o que indica baixa variabilidade. Testes realizados pelo fabricante revelam que com essas ligas é possível obter valores de dureza, respectivamente de até 62, 71 e 65 HRC, valores em média superiores aos obtidos no ensaio, especialmente para a liga A. As medições de dureza revelaram que o endurecimento superficial, característica desejada na obtenção de um revestimento contra o desgaste, foi satisfatoriamente obtido com a deposição das ligas A, B e C.

Os resultados estão representados graficamente na Figura 27, indicando as médias de cada um dos grupos de amostras.

Figura 27 – Durezas médias dos corpos de prova



Fonte: Próprio autor

Uma medição adicional de dureza foi realizada pelo método Vickers, para efeito de comparação dos resultados, obtendo-se uma média de 783HV, 909HV e 852HV, respectivamente para as ligas A, B e C, confirmando que a deposição realizada, de fato confere à superfície uma dureza superior à dos revestimentos metálicos mais comuns. Essa constatação é significativa, contudo, não é o fator principal na determinação de uma alta ou baixa resistência ao desgaste abrasivo. A microestrutura da liga é o fator mais importante na avaliação de uma liga projetada para esses fins (KOTECKI; OGBORN, 1995). Portanto, são necessárias outras análises, como as de microscopia óptica e eletrônica de varredura, que juntamente com a composição química e a dureza das ligas podem determinar uma melhor classificação das ligas, quanto à resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

5.2.3 Ensaio de abrasão

Com os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo foi possível classificar as ligas usadas no revestimento de forma comparativa quanto à resistência à abrasão. A figura 28 apresenta os aspectos macroscópicos dos corpos de prova após a realização do ensaio.

Figura 28 – Conjunto de amostras ensaiadas



Fonte: Próprio autor.

De posse dos resultados foi possível verificar que após os trinta minutos de teste no abrasômetro de roda de borracha para cada corpo de prova, as ligas B e C obtiveram uma menor perda média de volume, respectivamente, quando comparadas à perda média da liga A, conforme pode ser observado na Tabela 11.

Tabela 11 – Resultados da perda média de material (em mm^3) do ensaio de roda de borracha das ligas A, B e C.

Revestimento	Perda média Volume (mm^3)	Desvio Padrão
Liga A	18,25	$\pm 5,26$
Liga B	11,92	$\pm 9,53$
Liga C	9,76	$\pm 4,18$

Fonte: Próprio autor

Um detalhe a ser observado nesta análise é que a liga B apresentou duas amostras (amostras B1 e B2) com resultados de perda de massa e, conseqüentemente de volume, muito diferentes das demais amostras do mesmo material, gerando um desvio padrão consideravelmente alto (9,53), aproximadamente o dobro dos outros grupos de materiais, respectivamente 5,26 e 4,18 para as amostras das ligas A e C. Excluindo-se os valores dessas amostras o desvio padrão cai para 3,69 e a perda de volume média chega 5,6mm³, indicando uma excelente resistência ao desgaste abrasivo. A tabela 12 apresenta os resultados do ensaio para cada uma das amostras.

Tabela 12 – Resultados do ensaio de abrasão

Liga A				
Amostra	Massa inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (g)	Perda de Volume (mm ³)
1	163,212	163,166	0,046	17,000
2	163,161	163,097	0,064	23,852
3	164,003	163,946	0,057	21,111
4	171,425	171,395	0,030	11,037
5	163,413	163,376	0,037	13,519
Liga B				
Amostra	Massa inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (g)	Perda de Volume (mm ³)
1	170,482	170,435	0,046	17,185
2	166,133	166,064	0,069	25,667
3	160,167	160,150	0,017	6,333
4	170,862	170,857	0,004	1,630
5	171,684	171,660	0,024	8,815
Liga C				
Amostra	Massa inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (g)	Perda de Volume (mm ³)
1	163,934	163,923	0,011	3,926
2	166,787	166,758	0,029	10,593
3	166,632	166,602	0,030	11,111
4	167,311	167,270	0,041	15,259
5	167,058	167,036	0,021	7,926

Esta distorção pode ter como causa a severa formação de trincas, no revestimento desta liga, gerando uma variabilidade alta nos volumes de material removido durante o teste. Mesmo para as ligas A e C o desvio padrão é alto para este tipo de ensaio, o que pode indicar descontrole nos parâmetros de realização do teste, em função da própria distorção na geometria das amostras causadas pelas trincas.

Esperava-se uma maior resistência ao desgaste abrasivo das ligas B e C, o que poderia estar associada, especialmente à presença de elementos como Nióbio e Boro na estrutura. Estes elementos estão associados a uma microestrutura com características específicas na resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões (GREGORY, 1980).

Além disso, a configuração microestrutural dos nanocarbonetos deve promover um melhor preenchimento na estrutura, reduzindo a perda de massa por abrasão a baixa tensão. No mesmo sentido a presença de carbonetos complexos na estrutura promoveria um melhor desempenho quando submetidas à abrasão. Contudo, ainda que a liga C tenha apresentado melhor desempenho em relação à perda de massa, comparada à liga B, considerando o alto desvio padrão obtido nos testes, não é possível afirmar se alguma delas é significativamente mais resistente ao desgaste em relação à outra, nem mesmo associar esse resultado à presença dos elementos vanádio e tungstênio na composição da liga.

O fato de a liga A, ter apresentado uma maior perda média de material, apontando para uma menor resistência ao desgaste abrasivo, pode estar associado, segundo Fiore (1983), ao fato do microtrincamento e fragmentação dos grandes carbonetos primários M_7C_3 , que podem atuar como abrasivos, promovendo sulcamento e riscamento na superfície da liga depositada, logo a liga apresentará melhor resultado se aplicada em situações de menor solicitação de desgaste abrasivo, comparativamente às demais ligas (B e C).

Em relação ao tipo de desgaste observado na superfície das amostras, os resultados mostraram que os principais mecanismos de desgaste atuantes, foram provocados por microsulcamento e microriscamento nas superfícies das ligas depositadas. A Figura 29 ilustra a trilha de desgaste produzida no ensaio de abrasão por roda de borracha na liga A.

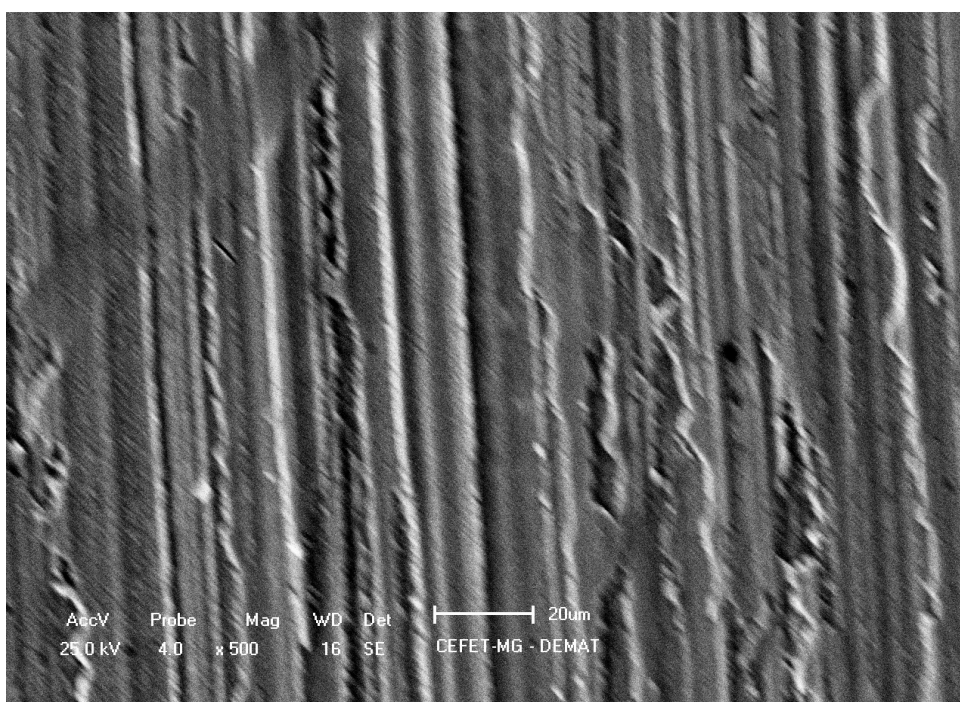
Figura 29 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga A (500X)



Fonte: Próprio autor

A figura 30 ilustra a trilha de desgaste produzida no ensaio de abrasão por roda de borracha na liga B.

Figura 30 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga B (500X)



Fonte: Próprio autor

A figura 31 ilustra a trilha de desgaste produzida no ensaio de abrasão por roda de borracha na liga C.

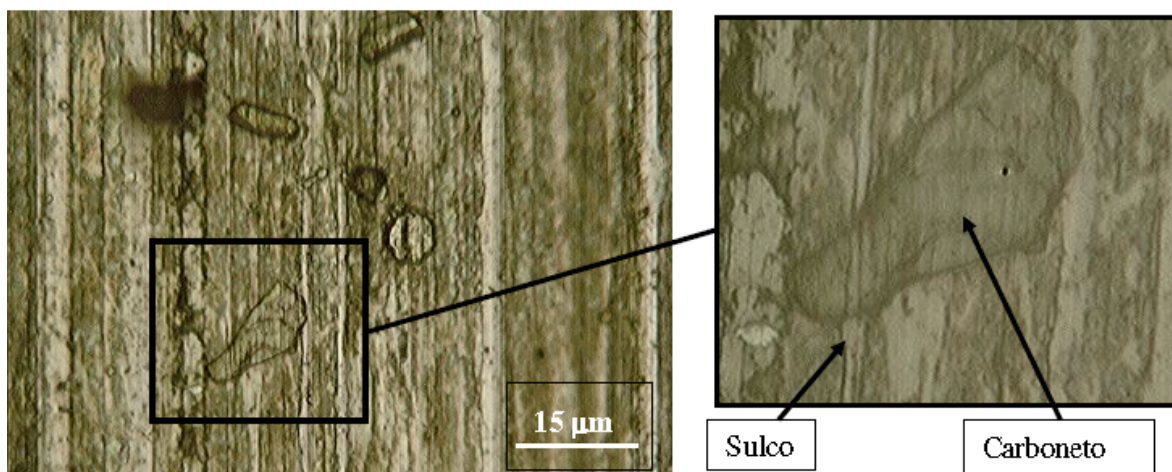
Figura 31 – Imagem MEV da trilha de desgaste na liga C (500X)



Fonte: Próprio autor

Um destaque a ser observado, foi a barreira formada por um carboneto na liga C, que reduziu a intensidade do desgaste abrasivo em um sulco, conforme pode ser observado na Figura 32.

Figura 32 – Imagem ótica trilha da Liga C ótica (200X). Detalhe (500X).



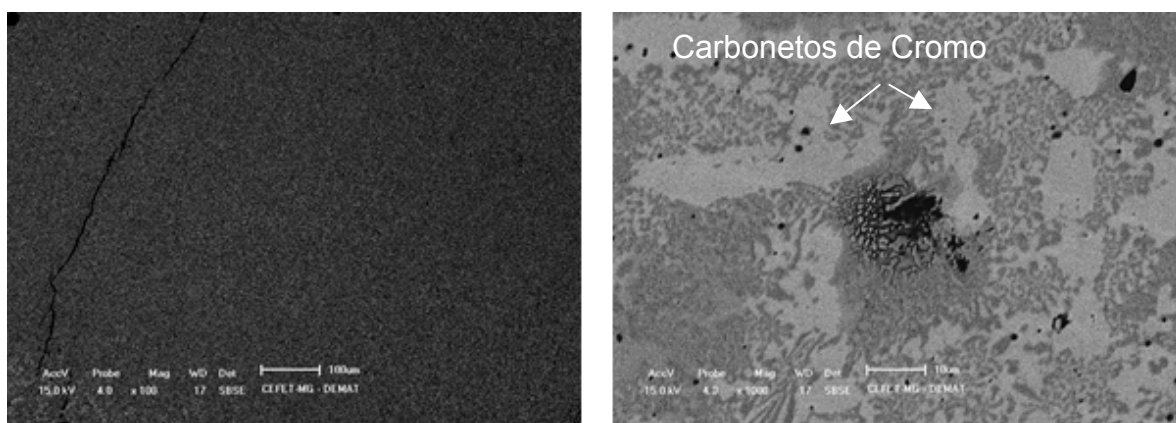
Fonte: Próprio autor - Detalhe barreira de carboneto

A presença desses carbonetos explica um desempenho melhor dessa liga em situações desgaste.

5.2.4 Microestrutura

. As Figuras 33 e 34 ilustram imagens em MEV da liga A.

Figura 33 – Imagens de MEV da liga A (Carboneto de Cromo)

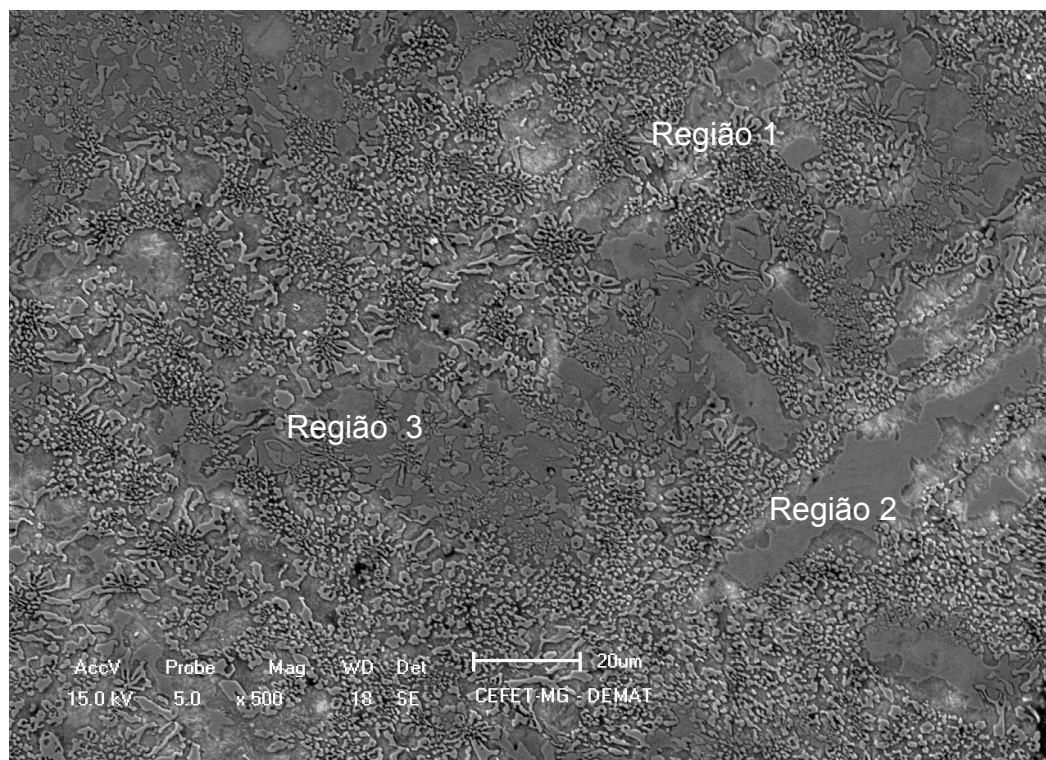


Fonte: Próprio autor

(a) 100X

(b) 1000X

Figura 34 – Imagens de MEV da liga A (500x)



Fonte: Próprio autor

É possível observar as partículas grandes dos carbonetos de cromo que se formam, dispersos na matriz. A Figura 34 ilustra uma imagem em MEV da microestrutura da liga A com ampliação de 500X. A microestrutura analisada, contendo carbonetos primários de cromo, em uma matriz austenítica mais carbonetos, está entre as que apresentam boa resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

A Tabela 13 apresenta os valores obtidos com a realização da EDS na amostra da liga A.

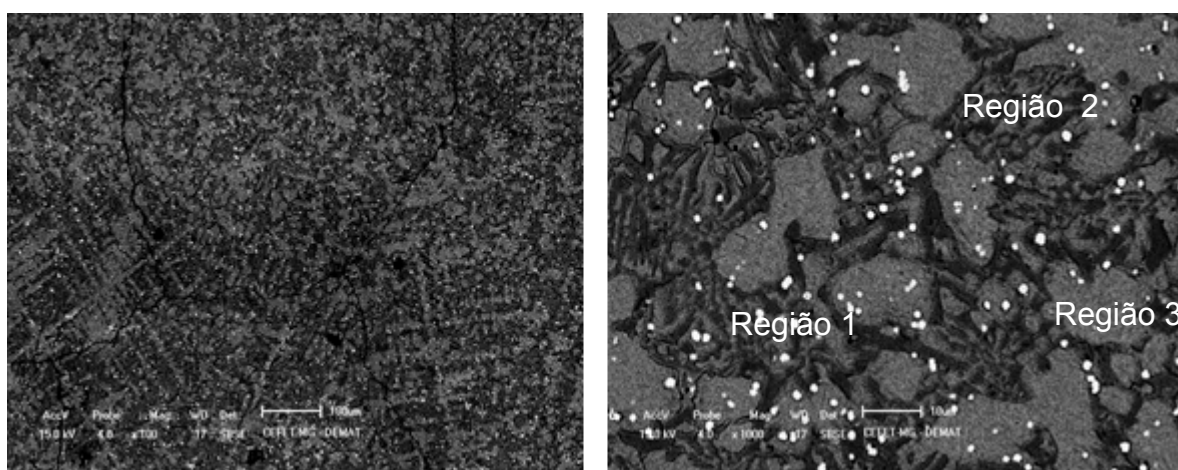
Tabela 13 – Resultados de EDS (% em peso) Liga A

Elemento	Região 1	Região 2	Região 3
C	25,30	34,407	33,09
Si	4,74	3,635	4,568
Cr	5,44	8,566	7,318
Mn	1,20	-	-
Fe	63,32	53,592	55,024

Fonte: Próprio autor

A Figura 35 ilustra duas imagens de MEV da amostra da liga B (nanocarbonetos).

Figura 35 – Imagens de MEV da liga B



Fonte: Próprio autor

(a) 100X

(b) 1000X

Na composição da microestrutura da liga B é possível identificar a presença de nanocarbonetos (pontos claros) de cromo, nióbio e boro. Também podem ser identificados carbonetos de cromo (áreas acinzentadas). É provável que tenha ocorrido a formação de martensita na matriz, especialmente pela elevada dureza

encontrada nessa liga (média de 68 HRC), contudo, não foi possível identifica-la por EDS. Não foram encontrados estudos que sinalizem o comportamento dessas ligas quando estão presentes nanocarbonetos. Essas ligas devem apresentar um comportamento altamente favorável em termos de resistência ao desgaste.

A Tabela 14 apresenta os valores obtidos com a realização da EDS na amostra da liga B.

Tabela 14 – Resultados de EDS (% em peso) Liga B

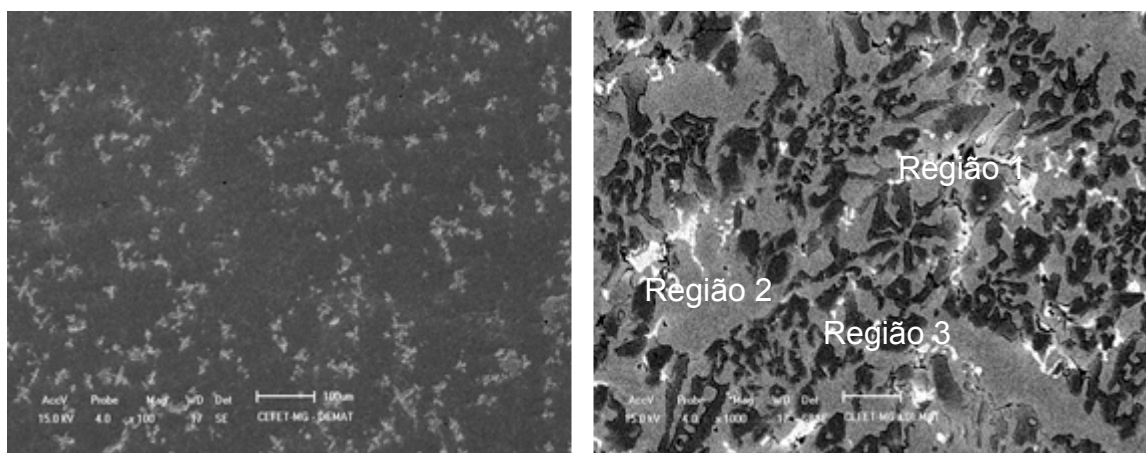
Elemento	Região 1	Região 2	Região 3
C	27,92	19,83	14,27
O	11,15	-	-
Cr	5,66	4,33	15,58
Fe	31,27	53,59	69,02
Mn	-	-	1,13
Nb	24,01	-	-

Fonte: Próprio autor

Observa-se que não foi possível identificar isoladamente o boro na microestrutura. Contudo, observa-se um elevado teor de nióbio (vide tabela 14 – região 1) o que é altamente favorável à resistência ao desgaste.

A Figura 36 ilustra as imagens feitas em MEV da amostra da liga C.

Figura 36 – Imagens de MEV da liga C



Fonte: Próprio autor

(a) 100X

(b) 1000X

Na composição da microestrutura da liga C observa-se a formação de carbonetos de cromo, nióbio, molibdênio, vanádio e tungstênio (áreas escuras). As áreas brancas são formações de carbonetos primários de nióbio. É possível identificar a presença de uma matriz eutética (área cinza). As ligas contendo carbonetos primários em uma matriz eutética de austenita mais carbonetos, estão entre as que possuem uma microestrutura mais favorável em termos de resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

A tabela 15 apresenta os valores obtidos com a realização da EDS na amostra da liga C.

Tabela 15 – Resultados de EDS (% em peso) Liga C

Elemento	Região 1	Região 2	Região 3
C	46,06	37,88	51,48
Si	-	0,53	-
S	-	3,06	
V	-	1,61	
Cr	3,96	27,20	2,80
Fe	8,40	29,71	11,17
Nb	41,59	-	34,54

Fonte: Próprio autor

É possível ainda observar na microestrutura da liga A, a distância entre os carbonetos e a menor quantidade dos mesmos em relação às outras ligas. Uma grande quantidade de carbonetos dispersos na matriz encurta a distância entre cada uma das partículas dos carbonetos (WANG; LI; 2010). Esse fato favorece a resistência do material ao desgaste abrasivo. Em relação à presença de microconstituintes duros, um fator importante a ser observado na resistência ao desgaste, é a orientação dos carbonetos (BUCHELY, et al., 2005). No caso da liga C, como os carbonetos complexos não possuem orientação definida, este fator favorece a microestrutura da liga, promovendo uma maior resistência ao desgaste.

Esse resultado é especialmente relevante, uma vez que, a pretensão de alcançar um prolongamento na vida útil de um revestimento por meio da aplicação de uma liga resistente à abrasão só será satisfeita se as propriedades da microestrutura dessa liga estiverem adequadas às solicitações às quais será submetida.

Considerando as análises relativas ao sistema tribológico dos chutes de transferência de minério, as ligas de carbonetos, diante dos resultados obtidos, podem ser consideradas, a priori, soluções viáveis. O sistema tribológico dos chutes 01 e 02 poderão ser melhor atendidos com ligas do tipo carbonetos complexos (liga C) ou mesmo ligas de nanocarbonetos (liga B) enquanto que o sistema do chute 03, uma solução baseada em liga do sistema Fe-Cr-C provavelmente seria suficiente para se obter uma vida útil sensivelmente superior à dos materiais adotados atualmente.

6 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos, das discussões e pesquisas realizadas neste trabalho pôde-se estabelecer as seguintes conclusões:

- As principais variáveis de influência atuantes no sistema tribológico de chutes de transferência de minério de ferro estão relacionadas à composição química do minério de ferro e ao regime de trabalho, sendo que a granulometria do minério de ferro e o volume demonstraram forte influência sobre a taxa de desgaste do revestimento dos chutes.
- A vida útil dos revestimentos tende a ser menor nas fases primárias de beneficiamento do minério e mais longas nas fases finais onde as condições são menos severas.
- O principal mecanismo de desgaste nos chutes estudados é o desgaste por abrasão a baixas tensões, ocorrendo também sobre a forma de abrasão a altas tensões e abrasão por goivagem, principalmente nas etapas primárias.
- O ensaio de abrasão em roda de borracha nos termos da norma ASTM G65 se mostrou adequado para análise comparativa da resistência ao desgaste.
- As ligas que apresentaram maior dureza superficial (ligas B e C), também obtiveram melhor desempenho na resistência à abrasão. A microestrutura com melhor resultado foi a que apresentou carbonetos complexos em sua composição (Liga C), onde os carbonetos primários de nióbio contribuíram para uma melhor resistência ao desgaste.
- Os revestimentos estudados a priori são adequados para utilização como solução anti-desgaste nos chutes de transferência de minério de ferro avaliados.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o comportamento em campo de um chute revestido com as ligas B e C em relação ao desgaste abrasivo a baixas tensões, e avaliar economicamente o incremento de vida útil em relação aos revestimentos usados atualmente.
- Estudar as técnicas de revestimento mais adequadas para a deposição de carbonetos do sistema Fe-Cr-C em chapas de desgaste.
- Estudar a variação dos teores de nióbio e boro na microestrutura de suas consequências para o comportamento ao desgaste do material.
- Desenvolver um modelo econômico para aplicação de materiais de revestimento em chutes para cada uma das fases de beneficiamento do minério de ferro.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADNANE, L.; KESRI, R. - **Vanadium Carbides Formed From the Melt by Solidification in Fe-V-X-C Alloys (X= Cr, Mo, Nb)**. Journal of alloys and compounds, Switzerland, v.178, p. 71-84, 1992.

ALBERTINI, E.; SINATORA, A, PINTAÚDE, G.- **A Review on Abrasive Wear Mechanisms of Metallic Materials**. Anais do Abrasion, São Paulo-Brasil, 2005.

AMERICAN SOCIETY AND METALS - **Metals Handbook**.Vol.18 Friction, Lubrification and Wear Technology. 8ª edição. Metals Park. Ohio, ASM, p.352-356, 1973.

AMERICAN SOCIETY OF METALS - **Metals Handbook**. Vol.3, Constitution of ternary alloys. 8ª edição. Metals Park. Ohio, ASM, p. 402-404 1973.

ARCHARD, J.F.; Hirst, W. (1956-08-02). "**The Wear of Metals under Unlubricated Conditions**". Proceedings of the Royal Society.

ATAMERT, S. BHADESHIA, H. K. D. H. - Microstructure and Stability of Fe-C-Cr Hardfacing Alloy. **Materials Science and Engineering**. A130, p.101-111 1990.

AVERY, H. S. CHAPIN, H. S. – Hardfacing Alloys of Chromium Carbide Type, **Welding Journal**,. 31(10), p. 971-278. august 1952.

BÁLSAMO, P. S. SCOTT, A. - Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superficie de Líquidos de Diagramas Fe-Cr-C. **Revista de Soldadura**, 25(4) p.199-207, 1995.

BERNS, H. FISCHER, A. - Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with Additions of Nb, Ti and, B. Institut für Werkstoffe, Lehrstuhl Werkstofftechnik Ruhr Universität Bochum. Bochum, 1998.

BOWDEN, F.P. and TABOR, D. - **The Friction and Lubrication of Solids**, Part 2. Clarendon Press, Oxford 1964.

BUDINSKI, Kenneth G. Surface Engineering for wear resistance. New Jersey: Prentice Hall, 1988.

BUCHELY, M. F; GUTIERREZ, J. C.; LEON, L. M., TORO, A., 2005, "The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys", *Wear*, Vol. 259, pp. 52-61.

CHATTERJEE, S. and PAL, T.K – Wear Behaviour of Hardfacing Deposits on Cast Iron. **Wear**, 2003.

CORREA, E. O., et al. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. São Paulo: Elsevier, 2015.

CZICHOS, H. MOLGAARD, J.: Towards a General Theory of Tribology Systems. **Wear**, 44, p.247-264, 1977.

DAVIES, V. H. BOLTON, L. A. – The Mecanism of Wear. **Welding Surfacing and Hardfacing**, p. 4-10, 1980.

EUTECTIC – CASTOLIN - **Desgaste por Abrasão**. São Paulo, (apostila) 2000.

EUTECTIC. Soluções anti-desgaste, São Paulo, 2014.

EYRE T. S. – **Wear Characteristic of Metals**, Source Book on Wear Control Tecnology, ASM, Metals Park, Ohio, 1978.

FELLER, H.G. Matschat, E. - Verschlei_untersuchungen mit der Mikrosonde. *Prakt. Metallogr.*, 8. p. 335-344, 1971.

FERNANDES, Eunírio Zanetti Fernandes. **Caracterização Física, Química, Mineralógica e Metalúrgica dos Produtos Granulados de Minério de Ferro**. 2008. 329 f. Tese (Doutorado) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

FIORI, N. F. et al. - The Effect of Carbide Volume Fraction on Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. **Wear**. 84, p. 313-325, 1983.

FISCHMEISTER, H.; KARAGOZ, S.; LARSSON, S.; LIEM, I.; SOTKOVSKI, P. Nucleation of primary MC carbides in a high speed steel: a study by ion microprobe and STEM-EDS p. 467 – 478. 1998.

FORTES, Cleber. **Eletrodos Revestidos OK**. ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, 2004.

GAHR, Karl-Heinz Zum. **Microestrutura and wear of materials**. Tribology series, v10. Amsterdam: Elsevier, 1987.

GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 1990, p.228 Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia de Campinas/UNICAMP, 1990.

GREGORY, E. N. - **Selection of Materials for Hardfacing**. Welding Surfacing and Hardfacing. The Welding Institute. 88p, December 1980.

GREGORY, E. N. and BARTLE, M. - Materials for Hardfacing in: **Weld Surfacing and Hardfacing**, The Institute of Welding, Cambridge, p.22-27, 1980.

JACKSON, R. S. - The Austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system. **Journal of the iron and Steel Institute**, p.163-167, 1970.

KOTECKI D. J. e OGBORN, J. S. - Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. **Welding Journal**. p. 269s – 278s. (8) August 1995.

LEITE, Ricardo Vinícius de Melo. **Estudo comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem, em chapas metálicas para fabricação de placas anti desgaste**. 2008. Dissertações (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais.

MARQUES, Paulo Villani - **Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte, 2002.

MENOWN, D. - **Hardfacing made easy**. Welding & Metal Fabrication. June, p.196-200, 1989.

NOBLE, D. N. – **The Effect of flux-cored Arc Welding Conditions on Microstructure and abrasive Wear Resistance of Two Iron-Based hardfacing Alloys**. The Welding Institute – Research Report, p.1-18. November 1987.

NOBLE, D.N. - Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld deposits, **Metal Construction**, September, p.605-611, 1985.

Norma **DIN 50 320** – Análise Sistemática dos Processos de desgaste.

Norma **ASTM-G65**, 2010. Disponível em: <<http://www.astm.org/Standards/G65.htm>>. Acesso em: 18 abr. 2015.

OLIN, O. et al, - What to Know Before Selecting Hardfacing Electrodes, **Welding Journal**, v.77, n.2, February, p. 39-43 1998.

PEZEIRO, Alberto. Ferramentas e estatística básica para melhoria dos processos. São Paulo: Seta, 2005.

PRISCO, M. – **Revestimentos Protetores contra desgaste**. Soldagem de Manutenção. ABS/ABRAMAN, p. 59-69p 1998.

RABINOWICZ, Ernest. **Friction and wear of materials**. 2ed. New York: John Wiley & sons, 1995.

REBELLO, J.M.A. & PARANHOS, P. & LARA, J.A.C. & GUIMARÃES, A. S. Resistência ao Desgaste por Abrasão, Dureza e Microestrutura de Revestimentos Duros Depositados por Arco Submerso. **ABS – XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, 1987, p. 87 – 101.

RENSE, C. E. C. et all – **The Effect of Open Arc Variables on the Microstructure and Wear Resistance of a Typical Chromium Carbide Type Hardfacing Deposit**, Dept. of Metallurgical Engineering. Colorado School of Mines, Golden, Colorado 1981.

RIBEIRO, Rubens. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo fe-c-cr utilizados na indústria sucroalcooleira.** 2004. Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" Faculdade de Engenharia. Disponível em: <<http://base.repositorio.unesp.br/handle/11449/90838>>. Acesso em: 22 ago. 2015.

ROSAS, E. – **Materiales de Soldadura para Recubrimientos Duros.** Esab, Argentina, 1998.

SERNA, Marilene Morelli. **Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI/SAE M2.** 2008. 115 f. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

SHAKELFORD, J F. – **Introduction to Materials Science for Engineers**, 4 Edition, Printice Hall. New Jersey. 550p. 1996.

THORPE, W. R. CHICO, B. The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface, **Metallurgical Transactions**, 14A, p.1541-1549, September 1985.

VALE – Manual de beneficiamento mineral. Nova Lima, 2009.

VENKATESH, B, et,al. **Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art.** 2nd International Conference on Nanomaterials and Technologies (CNT), 2014.

YÜKSEL, Nilay. &SAHIN, B. **Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys.** Materials and Science Journal 2014.

WAINER, E. & BRANDI, D.S. & HOMEN, F.D. - Soldagem Processos e Metalurgia. **Ed. Edgard Blucher** - SP. Brasil, 1992.

WANG, Q.; Li, X. “**Effects of Nb, V and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys**”, Welding Journal, pp. 133-139, 2010;

WATSON, J. D. MUTTON, P. J. Evolution of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys. **Australian Welding Research**. V10, p.1-15. 1981.

WEYMUELLER, C. R. – Wear Resistance – How to get What need. **Welding Fabrication**, 569(2), 1987.