

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DESENVOLVIMENTO DE ELETRODOS REVESTIDOS PARA DEPÓSITOS  
RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO

por

Ana Paula Perotti

Dissertação para obtenção do Título de  
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, maio de 2012.

DESENVOLVIMENTO DE ELETRODOS REVESTIDOS PARA DEPÓSITOS  
RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO

por

Ana Paula Perotti  
Mestre em Engenharia

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul,  
como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. José Antônio Esmério Mazzaferro  
Co-orientador: Carlos René Gómez Pérez, UCLV - Cuba

Comissão de Avaliação:

Prof. Dr. Arnaldo Rubén Gonzalez, PROMEC / UFRGS

Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo, DEMET / UFRGS

Prof. Dr. Ney Francisco Ferreira, PROMEC / UFRGS

Prof. Dr. Francis Henrique Ramos França  
Coordenador do PROMEC

Porto Alegre, 31, maio de 2012.

## AGRADECIMENTOS

Para a realização deste trabalho foi necessária a ajuda, a participação e a colaboração de várias pessoas, as quais manifesto os meus sinceros agradecimentos:

Ao prof. Dr. José Antônio Esmério Mazzaferro, pela orientação e contribuição fundamental para realização deste trabalho.

Ao Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas da UFRGS, na pessoa do prof. Dr. Ivan Guerra Machado, pelo apoio e colaboração, e também pelo fornecimento de todas as condições para a realização deste projeto.

Ao técnico Luiz Henrique Machado Zaniratti, pela contribuição fundamental para realização deste trabalho.

Ao prof. Dr. Arnaldo Ruben Gonzalez, Prof<sup>a</sup>. Dra. Cintia C. Petry Mazzaferro e prof. Dr. Carlos Rene Gomez Perez pelas sugestões e apoio.

Ao técnico Luis Eduardo, pela usinagem dos corpos de prova.

Aos colegas de laboratório: Tomás, Mateus, Guilherme, Felipe, Augusto, Elisandro e principalmente ao Diego Aires de Freitas e ao Juliano Romagna, que colaboraram significativamente.

Ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, pela realização dos ensaios de análise química, especialmente ao Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo.

À Capes pelo suporte financeiro.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e aos professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pelo conhecimento transmitido.

Em especial, aos meus pais, Deoclecio Paulo Perotti e Vera Perotti, e as minhas irmãs Janaine Perotti e Janieli Perotti, pelo incondicional incentivo, apoio e motivação.

## RESUMO

O desgaste de máquinas e seus componentes têm grande influência econômica em diversos setores da indústria. Diante dessa situação, tem sido feitos estudos visando desenvolver novos materiais e revestimentos que apresentem maior resistência ao desgaste. O revestimento é um dos métodos mais utilizados quando se procura garantir a uma superfície alguma propriedade mecânica que não é intrínseca ao metal base. O objetivo deste trabalho é realizar um estudo comparativo de ligas de diferentes composições químicas, através do desenvolvimento de um consumível para soldagem manual ao arco elétrico a ser aplicado especialmente para o recobrimento de superfícies submetidas ao desgaste abrasivo. Os eletrodos desenvolvidos foram compostos pela combinação de cromo-carbono e tungstênio-carbono misturados em um revestimento base com rutilo-carbonato de cálcio-fluorita, resultando em eletrodos revestidos com sete diferentes composições. A comparação e avaliação da resistência à abrasão foi feita com base nos dados obtidos no ensaio de desgaste abrasivo, segundo a norma ASTM G65-91, e também baseada nos resultados da composição química, microestrutura e análise microestrutural dos revestimentos. Os resultados mostraram que os depósitos com maior resistência ao desgaste abrasivo foram obtidos com eletrodos com as composições contendo carbono e 7% de tungstênio e carbono e 1,5% de cromo. Esses mesmos depósitos foram os que apresentaram valores mais elevados de microdureza, e em sua microestrutura pode-se perceber a formação de maior quantidade de carbonetos.

Palavras-chave: ensaio de desgaste, revestimento duro, eletrodo revestido.

## **ABSTRACT**

The wear in machines and equipments is one of the main sources of economic losses. Nowadays many studies have been conducted to develop new materials and coverages to produce wear resistance. The hardfacing is one of most common methods to produce a deposit having properties not intrinsic to that of the base material. The main objective of this work is to study the viability of using different alloys compositions to produce covered electrodes for shielded metal arc welding (SMAW) resistant to abrasive wear. The covered electrodes were produced adding chromium-carbon and tungsten-carbon to rutile-calcium carbide-fluorite base. Comparison and evaluation of wear resistance of the developed electrodes was based in ASTM G65-91 wear tests, deposit chemical compositions and the resultant microstructures. The results shown that electrodes containing additions of C-W 7 % and C-Cr 1.5 % produced best performance of wear test deposits. These compositions produced deposits containing the higher amounts of carbides and exhibit higher hardness values.

Keywords: wear test, hardfacing, covered electrode

# ÍNDICE

1 INTRODUÇÃO .....	1
1.1 Objetivo Geral .....	2
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>3</b>
2.1 Tipos de desgaste.....	3
2.1.1 Desgaste Adesivo.....	5
2.1.2 Desgaste por Fadiga.....	6
2.1.3 Desgaste químico .....	8
2.1.4 Desgaste abrasivo .....	9
2.2 Variáveis com influência no processo de desgaste abrasivo .....	14
2.2.1 Dimensão da partícula abrasiva .....	14
2.2.2 Geometria do grão abrasivo.....	15
2.2.3 Carga aplicada .....	15
2.2.4 Dureza.....	16
2.3 Revestimentos Superficiais .....	18
2.3.1 Processo de revestimento por soldagem a arco com eletrodo revestido	21
2.4 Ligas para revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo.....	23
2.4.1 Ligas do sistema Fe-Cr-C .....	27
2.4.2 Influência dos elementos de liga na microestrutura das ligas ternárias Fe-Cr-C .....	30
2.4.3 Ligas de Tungstênio.....	33
2.5 Influência da microestrutura na resistência ao desgaste abrasivo .....	35
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>39</b>
3.1 Fabricação dos Eletrodos.....	39
3.2 Obtenção dos corpos de prova.....	43
3.2.1 Corpos de prova para análise química .....	43

3.2.2	Corpos de prova para exame metalográfico e ensaio de microdureza..	44
3.2.3	Corpos de prova para ensaio de desgaste abrasivo .....	44
3.3	Ensaio de Abrasão por riscamento .....	45
3.3.1	Abrasivo.....	46
3.3.2	Procedimentos do ensaio .....	46
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>48</b>
4.1	Análise Química .....	48
4.2	Ensaio de Desgaste Abrasivo .....	49
4.3	Medições de Microdureza .....	53
4.4	Caracterização Microestrutural .....	54
	5. CONCLUSÕES .....	61
	6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	62
	6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	63

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Mecanismos básicos de desgaste: a) adesivo, b) abrasivo, c) fadiga, e d) desgaste químico. Fonte: Holmberg, 2009. ....	4
Figura 2 – Influência da carga na taxa de desgaste adesivo. Adaptado de Cassina, 1991. ....	6
Figura 3 – Representação de um abrasivo cônico deslizando através de um material. Adaptado de Cassina, 1991. ....	10
Figura 4 - Mecanismos de desgaste envolvidos no desgaste abrasivo – Fonte: Gahr, 1987. ....	11
Figura 5 - Micrografias da superfície dos sólidos que sofreram desgaste abrasivo: (a) microsulcamento, (b) microcorte, (c) microlascamento. Fonte: Gahr, 1987. ....	11
Figura 6– Desgaste abrasivo: (a) a dois corpos; (b) a três corpos. Fonte: Adaptado de Gahr, 1987. ....	12
Figura 7 - Representação esquemática da abrasão de três corpos. Fonte: Mello, 2007. ....	14
Figura 8 – Resistência ao desgaste em relação a dureza de metais puros e ligas. Fonte: Adaptado de Khrushchov, 1958. ....	18
Figura 9 – Processos de Revestimento. Adaptado de Henderson, 1991. ....	19
Figura 10 – Microestrutura de um aço AISI H21, composta de martensita e carbonetos não dissolvidos. Fonte: Voort, apud ASM Metal Handbook, 1985. ....	26
Figura 11 - Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono. Fonte: Rosas, 1998 apud Leite 2008. ....	28
Figura 12 - Microestruturas típicas encontradas em revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-C-Cr. a) e b) Ferrita bainita; c) martensítica, d) martensita austenita, e) austenita; f) austenita primária com eutético de austenita-carboneto, g) quase eutético e h) carboneto primário com eutético de austenita carboneto. Fonte: Kotecki, 1995. ...	29
Figura 13 – Diagrama de equilíbrio do sistema binário Ferro-Tungstênio. Fonte: Chiaverini, 2008. ....	34
Figura 14 - Características e microestruturas das seções transversais das amostras observadas em microscópio ótico a) 35% WCoC – 150A – 1000x; b) 35% WCoC – 170A – 500x; c) 5% WCoC – 150A – 500x d) 5% WCoC – 170A 500x. Fonte: Tigrinho, 2005. ....	35

Figura 15 - Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade de partículas de segunda fase no desgaste abrasivo. Fonte: Gahr, 1987. ....	37
Figura 16 – Diagrama do processo de produção dos eletrodos revestidos.....	39
Figura 17– Extrusora utilizada para a fabricação dos eletrodos.....	42
Figura 18 – Eletrodos produzidos. Composição: carbono e 5% de tungstênio, CP 2. ...	42
Figura 19 - Corpo de prova para desgaste abrasivo.....	45
Figura 20–Diagrama esquemático do equipamento de ensaio. Fonte: ASTM G65-04, 2004. ....	45
Figura 21 – (a) Equipamento de ensaio de desgaste abrasivo (b) detalhe disco e bocal.	46
Figura 22 – Corpo de prova após o ensaio de desgaste abrasivo. ....	50
Figura 23 - Perda volumétrica ajustada em mm <sup>3</sup> para os diferentes corpos de prova testados .....	52
Figura 24 – Valores da microdureza.....	54
Figura 25 – Microestrutura do metal depositado revestimento com tungstênio – aumento de 500x: (a) CP 1, (b) CP 2, (c) CP3. ....	55
Figura 26 – Microestrutura do metal depositado revestimento com cromo – aumento de 500x: (d) CP 4, (e) CP 5, (f) CP 6, (g) CP 7.....	57
Figura 27 – Microestrutura do metal depositado matriz – aumento de 500x: (g) CP 7 .	58
Figura 28 – Micrografia revestimento com 7% de tungstênio (CP 3), aumento 1000x .	59
Figura 29 – Micrografia revestimento com 1,5% de cromo (CP 4), aumento 1000x ....	59
Figura 30 – Micrografia revestimento sem elementos de liga (CP 7), aumento 1000x .	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem para recobrimentos duros .....	20
Tabela 2 - Classificação e composição de ligas de revestimento ferrosas .....	24
Tabela 3 - Códigos e características dos eletrodos revestidos.....	40
Tabela 4 – Proporções da composição da massa seca. ....	40
Tabela 5 – Distribuição granulométrica ASF 50/70.....	46
Tabela 6 – Resultado da análise química (% em massa).....	48
Tabela 7 – Resultados do ensaio de desgaste a abrasão. ....	50
Tabela 8 - Teste de Normalidade.....	51
Tabela 9 - Experimento Inteiramente Casualizado.....	51
Tabela 10 – Resultado da microdureza Vickers. ....	53

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
PROMECC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
LS&TC	Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
PVD	Deposição física de vapor),
CVD	Deposição química de vapor
FCAW	<i>Flux cored Arc welding</i>
SAW	<i>Submerged arc welding</i>
CMC	Carboxil-metil-celulose
CaCO <sub>3</sub>	Carbonato de Cálcio
Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub>	Silicato de Sódio
HV	<i>Hardness Vickers</i>
CP	Corpo de prova
ASM	<i>American Society for Metals</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>

## LISTA DE SÍMBOLOS

$V$	volume de desgaste do material
$k$	coeficiente de desgaste
$W$	carga aplicada
$L$	distância de deslizamento
$H$	dureza à penetração
$\Delta P_n$	aspereza suportada por uma carga

# 1 INTRODUÇÃO

O desgaste de máquinas e seus componentes gera um grande impacto econômico em diversos setores da indústria. O custo da reparação e substituição dessas peças somado ao tempo de inatividade com estas atividades resulta em custos significativos. O desgaste pode ser um grande problema em setores como o de terraplenagem, mineração, escavação e processamento de minerais industriais, e ocorre em uma ampla variedade de itens, tais como lâminas e dentes de escavadeira, brocas de perfuração da rocha, trituradores, moinhos, rampas. Além disso, o desgaste também é responsável pela perda da produtividade nas usinas de açúcar e álcool, uma vez que diversos componentes do setor sucroalcooleiro estão sujeitos ao desgaste abrasivo, segundo Macedo e Gallego, 2009.

Considerando-se os diferentes tipos de desgaste existentes, o desgaste abrasivo corresponde a mais de 50% dos casos, sendo considerado como o mais severo e o mais comumente encontrado na indústria.

Diante dessa situação, os estudos relacionados ao desenvolvimento de novos materiais e revestimentos com maior resistência ao desgaste começam a ser investigados e testados, para que assim, se garanta um revestimento de melhor qualidade e com uma relação custo/benefício mais vantajosa em relação aos produtos existentes no mercado.

O revestimento é um dos métodos mais utilizados quando se procura garantir a uma superfície alguma propriedade mecânica que não é intrínseca ao metal base. Desta forma, aplica-se o revestimento quando se faz necessário aumentar, por exemplo, a resistência ao desgaste, resistência a corrosão, na restauração de superfícies danificadas, etc. Os revestimentos depositados por solda são amplamente utilizados no reparo de componentes danificados ou na fabricação de novos equipamentos e são aplicados somente naquelas áreas onde a exposição ao dano é máxima.

Aliado a isso, a soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW) é um dos processos de soldagem mais utilizados, devido a sua versatilidade e ampla gama de aplicações. Além disso, o processo de soldagem com eletrodo revestido ainda apresenta

vantagens de facilitar a adição de elementos de liga em seu revestimento com o objetivo de melhorar as propriedades do depósito de solda.

### **1.1 Objetivo Geral**

Este trabalho tem como objetivo principal o estudo comparativo de depósitos realizados com eletrodos revestidos com de diferentes composições químicas, através do desenvolvimento de consumíveis para soldagem manual ao arco elétrico a serem aplicados especialmente para o recobrimento de superfícies submetidas ao desgaste abrasivo.

### **1.2 Objetivos específicos**

- Identificar os tipos de elementos de liga e suas proporções aplicadas para a deposição de ligações resistentes ao desgaste abrasivo, mediante o processo de recobrimento por soldagem manual ao arco elétrico com eletrodos revestidos, que possibilite avaliar alternativas de misturas de revestimentos para a elaboração de eletrodos maciços destinados ao revestimento superficial resistente ao desgaste abrasivo.

- Produzir em escala laboratorial consumíveis para soldagem pelo processo de soldagem ao arco por eletrodos revestidos.

- Comparar e avaliar a resistência à abrasão, através de ensaio de desgaste abrasivo, análise de composição química, microdureza e microestrutura de revestimentos com diferentes elementos de liga combinados em diferentes proporções.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Tipos de desgaste

A ciência e tecnologia da interação de superfícies em movimento relativo e a prática relacionada é caracterizada como tribologia. A palavra tribologia é derivada dos termos gregos *tribo*, que significa atritar, friccionar e *logos*, significando estudo; demonstrando que trata de fenômenos relacionados com a fricção e o desgaste [Bhushan, 2002].

Na sociedade industrial há uma crescente busca pela redução e controle da fricção e desgaste por diversas razões como a ampliação da vida útil de máquinas e componentes, aumento da eficiência de dispositivos, conservação de recursos materiais escassos, entre outros [Holmberg e Matthews, 2009].

O desgaste é definido pela norma ASTM, 1994 como o dano produzido a uma superfície sólida, geralmente envolvendo a perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre a superfície de uma ou várias substâncias de contato. A norma DIN, 1997 define o desgaste como a perda progressiva de substâncias de um corpo sólido, causada pelo movimento relativo desse contra um corpo sólido, líquido ou gasoso.

Os equipamentos industriais operam em condições cada vez mais severas buscando alcançar a máxima produtividade. Essa situação traz como consequência um grande desgaste de peças, afetando a vida útil de todo o equipamento. O custo com a reparação e substituição dessas peças, somados ao tempo de inatividade resulta em custos significativos para a indústria de diversos setores [Hawk et al., 1999; Méndez, 2008].

Com o objetivo de facilitar a análise e prevenção, é necessário inicialmente conhecer o tipo de desgaste ao qual o componente a ser estudado está submetido. A identificação do mecanismo predominante do desgaste é feita através do estudo da superfície danificada, análise das propriedades do material e conhecimento das condições de operação.

A terminologia utilizada para descrever os tipos de desgaste existentes é bastante divergente analisando-se a literatura disponível, e isso ocorre porque os critérios de classificação também são distintos.

Os tipos de desgaste considerados por Gohar e Rahnejat, 2008 são: desgaste adesivo, desgaste abrasivo e desgaste por fadiga.

Holmberg, 2009 e Hurrick, 1972 classificam os mecanismos de desgaste, ou seja, o processo de desgaste pelo qual o material é removido da superfície de contato em: desgaste adesivo, desgaste abrasivo, desgaste por fadiga e desgaste químico, conforme mostra a Figura 1.

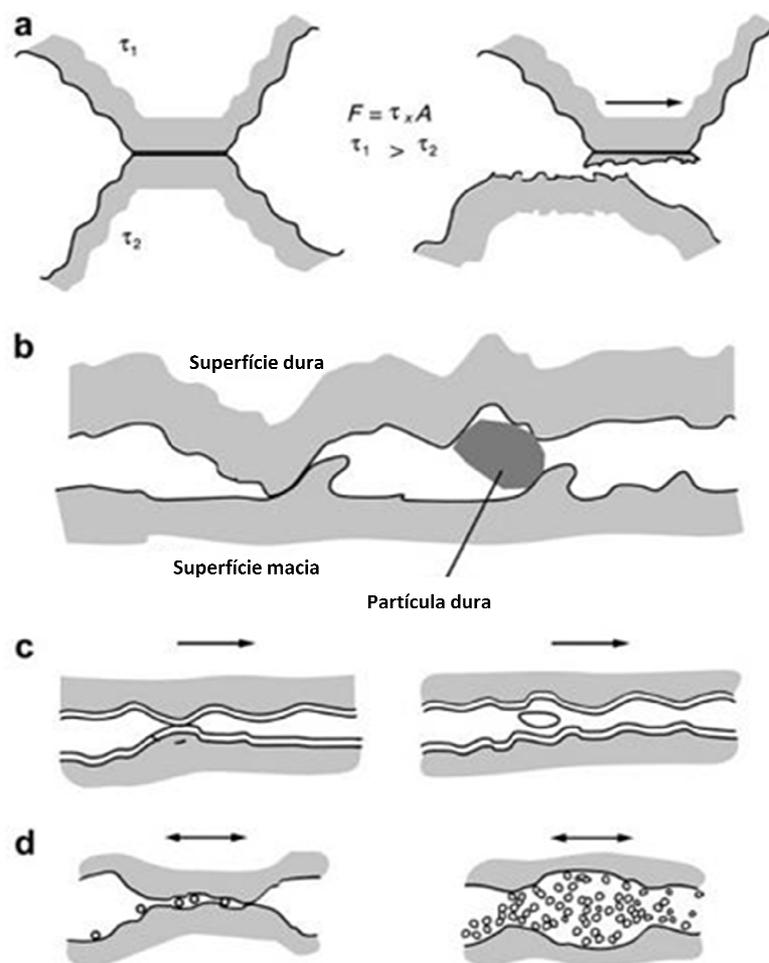


Figura 1 – Mecanismos básicos de desgaste: a) adesivo, b) abrasivo, c) fadiga, e d) desgaste químico. Fonte: Holmberg, 2009.

### 2.1.1 Desgaste Adesivo

Quando duas superfícies são pressionadas uma sobre a outra por uma carga, algumas das asperezas em contato tenderão a aderir umas às outras, isso ocorre devido às forças de atração entre os átomos superficiais dos dois materiais. Com a ocorrência de um deslizamento entre as superfícies essas adesões são quebradas, seja ao longo da interface original ou em um novo plano através do material do pico de aspereza. Neste último caso, haverá uma troca entre pedaços das duas superfícies, causando danos à peça [Stolarski, 1990].

O volume de material removido pelo processo de desgaste adesivo pode ser estimado através da expressão proposta por Archard em 1953, (Equação 1) [Stolarski, 1990] que faz a suposição dos fragmentos de desgaste como semi-esferas de diâmetro igual ao da união.

$$V = k \frac{W}{H} L \quad (1)$$

Onde  $V$  indica o volume de desgaste do material,  $k$  é o coeficiente de desgaste (é uma constante adimensional que depende dos materiais em contato e do grau de limpeza da superfície),  $W$  é a carga aplicada,  $L$  é a distância de deslizamento, e  $H$  corresponde a dureza à penetração. A análise da Equação 1 permite concluir que o volume de desgaste é diretamente proporcional à carga aplicada, inversamente proporcional a dureza da superfície submetida ao desgaste, e independe da velocidade de deslizamento.

Um fator que contribui significativamente para alterar características da adesão é a compatibilidade metalúrgica. A compatibilidade entre materiais em contato é definida como a alta solubilidade mútua ou a formação de compostos intermetálicos.

Além disso, os contaminantes também influenciam o grau de adesão entre as superfícies. Os contaminantes podem ter a forma de óxidos, óleo, umidade atmosférica, além de materiais deliberadamente introduzidos nas superfícies em contato como revestimentos ou lubrificantes. Um dos objetivos do uso de lubrificantes é justamente reduzir o atrito e evitar danos na interface, evitando a adesão [Norton, 2004].

O desgaste adesivo pode avançar em diferentes formas sob duas superfícies que interatuam. Representando a taxa de desgaste em função da carga, Figura 2, observa-se a existência de valores críticos que limitam zonas de desgaste suave e severo.

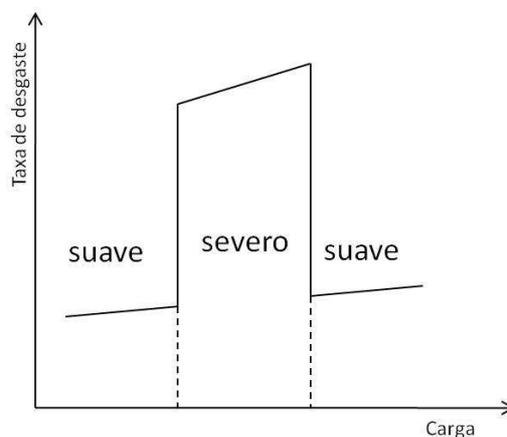


Figura 2 – Influência da carga na taxa de desgaste adesivo. Adaptado de Cassina, 1991.

O desgaste suave ocorre quando as condições de trabalho não são suficientes para remover a camada de óxido mais rapidamente do que ela tende a se formar. O resultado dessa situação é que sempre haverá um delgado filme de óxido, impedindo a adesão efetiva. Desta forma, o desgaste provocado é suave, e as partículas removidas são muito finas e oxidadas. Este tipo de desgaste resulta da aplicação de cargas moderadas e é produzido entre materiais que têm intrinsecamente baixa tensão independente da formação de filmes superficiais [Cassina, 1991].

Ao elevar a temperatura ou a carga aplicada pode-se chegar a uma situação na qual a camada de óxido não alcança o tempo necessário entre contatos sucessivos para sua regeneração, o que gera um desgaste severo. Nesta situação as partículas despreendidas são grandes fragmentos [Cassina, 1991].

### 2.1.2 Desgaste por Fadiga

Quando duas superfícies em contato por rolamento puro, ou com rolamento em combinação com um leve deslizamento, são submetidas a esses contatos repetidamente, isso pode gerar uma fissura, ainda que as tensões aplicadas estejam abaixo da resistência à tração do material. Essa condição pode ser observada em rolamentos de esferas ou

rolos, em cilindros de laminação e no contato entre dentes de engrenagens retos ou helicoidais [Norton, 2004].

Uma série de etapas leva à formação de partículas de desgaste [Stolarski, 1990]:

- i) transmissão das tensões nos pontos de contato;
- ii) crescimento da deformação plástica por ciclo;
- iii) formação e propagação da trinca;
- iv) criação da partícula de desgaste.

Conforme apresenta Cassina, 1991, alguns processos de desgaste são iniciados e controlados por mecanismos de fadiga, como: desgaste por contato de fadiga, desgaste por percussão e erosão por cavitação.

O desgaste por fadiga de contato ocorre quando uma peça é submetida a repetidas ou flutuantes cargas de contato, que ocasionalmente podem levar a uma fissura. A fissura pode ser superficial ou sub-superficial e possibilita o início de uma separação em grandes fragmentos que provocam orifícios na superfície. Dependendo da distribuição da tensão sub-superficial e dos concentradores de tensão a trinca irá se propagar. O processo de formação de orifícios na superfície (*pitting*) é progressivo, a menos que se produza um aumento da resistência do material por encruamento. Com o objetivo de evitar a ocorrência desse fenômeno, empregam-se camadas duras, que elevam a resistência a fadiga além de produzirem tensões residuais benéficas [Cassina, 1991].

O desgaste por percussão (*percussive wear*) é produzido em uma superfície tensionada por impacto com outra, podendo levar ou não a um mecanismo de fadiga. Se o impacto for severo, a tensão pode exceder a resistência final do material, provocando fratura. Por outro lado, se as tensões têm valores inferiores àqueles que provocariam deformação, mas aparecem de forma repetida, pode ocorrer fadiga superficial. Desta forma, é indicada a utilização de materiais com alta resistência elástica quando submetidos a impactos leves; e em situações de choques severos deve-se empregar materiais de elevada tenacidade [Cassina, 1991].

A cavitação corresponde a um fenômeno de vaporização de um líquido pela redução de pressão durante seu movimento a uma temperatura constante, assim ocorrerá uma vaporização local do fluido formando bolhas de vapor. O desgaste por cavitação ocorre em superfícies expostas a fenômenos de cavitação, e resulta na perda progressiva de material de uma superfície sólida.

### 2.1.3 Desgaste químico

O desgaste químico ocorre devido a reações químicas ou eletroquímicas, especialmente a oxidação. A maioria dos metais reage com o oxigênio presente no ar ou na água formando óxidos. O desgaste corrosivo leva a um rompimento da camada da superfície devido ao contato deslizante ou por rolamento entre dois corpos. Esse contato pode agir quebrando o filme de óxido expondo o novo substrato aos elementos reativos, aumentando assim, a taxa de corrosão. Se o produto dessas reações químicas forem duros e frágeis (como o óxido), fragmentos dessa camada tornam-se partículas livres que contribuem para outras formas de desgaste como a abrasão [Norton, 1994].

Conforme analisa Hurricks, 1972 o desgaste corrosivo é um desgaste químico que age em ação conjunta com o desgaste mecânico e ocorre quando o ambiente em torno de uma superfície de deslizamento interage quimicamente com ele. Stolarski, 1990] demonstra que há uma sequência bem definida de eventos que levam à criação de partículas de desgaste. Inicialmente as superfícies em contato reagem com o ambiente, resultando em produtos de reação que se depositam sobre as superfícies. A segunda etapa envolve a remoção dos produtos da reação devido à formação de trincas e abrasão. Desta forma, o material original é novamente exposto ao ataque do ambiente. O processo de fricção em si pode levar à ativação térmica e mecânica das camadas superficiais induzindo ao aumento da reatividade devido ao acréscimo da temperatura, resultando na aceleração da formação do produto da reação [Stolarski, 1990; Kenneth, 2009]. A elevação da temperatura acima de 500°C resulta no incremento da corrosão e do desgaste por corrosão porque produz uma forte oxidação.

#### 2.1.4 Desgaste abrasivo

A ASTM, 1994 define o desgaste abrasivo como sendo o deslocamento de material causado por partículas duras ou protuberâncias duras, onde estas partículas rígidas ou protuberâncias são forçadas contra e movem-se ao longo de uma superfície sólida.

O desgaste abrasivo é o mais comum e também o mais severo entre os desgastes, ocorre em 55 a 60% de todos os desgastes dos componentes de metal industrial [Zollinger, 1998], quando superfícies duras ou partículas duras deslizam sobre uma superfície mais macia e causam danos à interface por deformação plástica ou fratura [Bhushan, 2002; Gohar e Rahnejat, 2008].

Cassina, 1991 explica que o desgaste abrasivo ocorre quando duas asperezas interatuam, e a superfície mais dura corta ou risca a superfície de menor dureza. Isso produz uma significativa perda de material na superfície mais suave, deixando-a com uma camada superficial coberta de sulcos e riscos.

Para Stolarski, 1990, o desgaste abrasivo ocorre quando duas superfícies estão interagindo em contato físico direto, e uma destas superfícies é mais dura do que a outra.

Considerando o modelo de um cone de material duro pressionado contra uma superfície plana mais branda, Figura 3, pode-se derivar uma equação quantitativa para o desgaste abrasivo [Stolarski, 1990; Cassina, 1991; Gohar e Rahnejat, 2008]

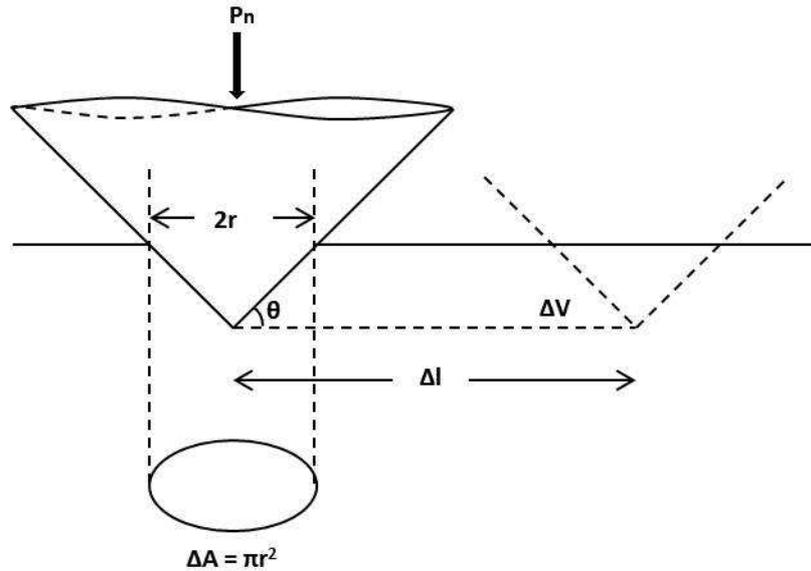


Figura 3 – Representação de um abrasivo cônico deslizando através de um material. Adaptado de Cassina, 1991.

Supondo que o material se desloca uma distância  $dl$  e como resultado arrasta uma porção de material cuja magnitude se deseja determinar. Considerando que a aspereza suportada por uma carga  $\Delta P_n$ , é representada pela Equação 2, sendo  $H$  a dureza de penetração:

$$\Delta P_n = H \cdot \Delta A = H \cdot \pi \cdot r^2 \quad (2)$$

A área projetada do cone sobre o plano vertical perpendicular ao vetor  $dl$  é dada por  $r \cdot x$ , e ao movimentar-se uma distância  $dl$ , gera o diferencial de volume  $dV$ , Equação (3) e Equação (4).

$$dV = r \cdot x \cdot dl = r^2 \cdot \tan \theta \cdot dl = \frac{\Delta P_n \cdot \tan \theta \cdot dl}{\pi \cdot H} \quad (3)$$

$$\frac{dV}{dl} = \frac{\Delta P_n \cdot \tan \theta}{\pi \cdot H} \quad (4)$$

Observando-se a influência de todas as asperezas considera-se um valor médio da  $\tan_m \theta$ , que tem como resultado a Equação (5).

$$\frac{dV}{dl} = \frac{P_n \cdot \tan_m \theta}{\pi \cdot H} \quad (5)$$

Para Gahr, 1987 o desgaste abrasivo pode ocorrer em baixo ou alto nível dependendo da razão entre a dureza da partícula e da superfície. O desgaste abrasivo está relacionado com alguns mecanismos, dentre eles os principais, são: microcorte, microsulcamento e microlascamento, conforme ilustram as Figura 4 e Figura 5.

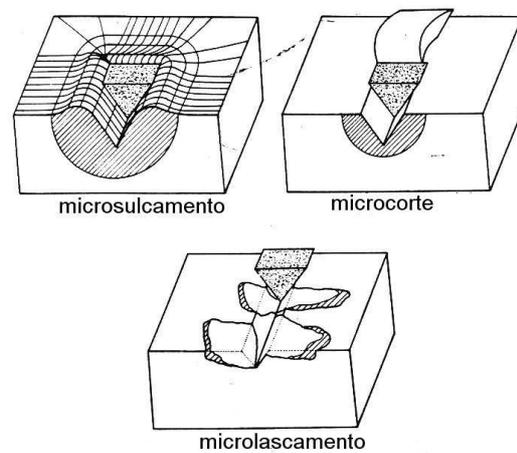


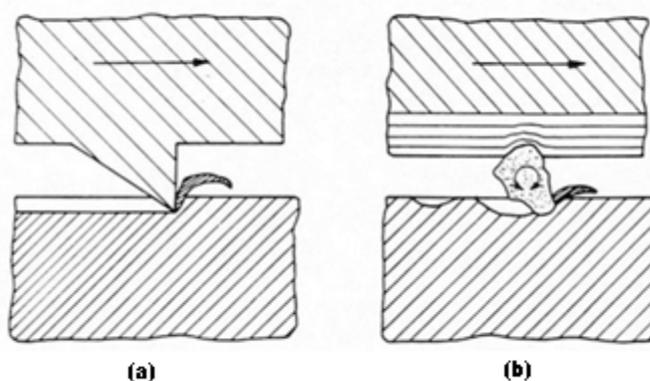
Figura 4 - Mecanismos de desgaste envolvidos no desgaste abrasivo – Fonte: Gahr, 1987.



Figura 5 - Micrografias da superfície dos sólidos que sofreram desgaste abrasivo: (a) microsulcamento, (b) microcorte, (c) microlascamento. Fonte: Gahr, 1987.

Ainda conforme analisa Gahr, 1987, o microsulcamento e microcorte são predominantes em materiais mais dúcteis. A ocorrência desses mecanismos vai depender do ângulo de ataque das partículas abrasivas. O microcorte ocorre a partir de um ângulo de ataque crítico, e este ângulo é função do material que está sendo desgastado e das condições de teste. A transição do mecanismo de microsulcamento para microcorte depende também do coeficiente de atrito. Normalmente o mecanismo passa de microsulcamento para microcorte com o aumento da dureza do material que está sendo desgastado, maiores elevações de dureza resultam na passagem de microcorte para microtrincamento.

Cassina, 1991 apresenta diferentes tipos de desgaste abrasivo, como: desgaste por usinagem, desgaste por deslizamento de baixa tensão, erosão por impacto de partículas, abrasão por goivagem. Além disso, diversos autores [Gahr, 1987; Catai, 2004; Norton, 2004; Gohar e Rahnejat, 2008] classificam o desgaste abrasivo conforme a configuração mecânica atuante em: abrasão de dois corpos e abrasão de três corpos, conforme Figura 6.



**Figura 6–** Desgaste abrasivo: (a) a dois corpos; (b) a três corpos. Fonte: Adaptado de Gahr, 1987.

O desgaste por usinagem (*machining wear*) é o principal mecanismo de desgaste em metais dúcteis, onde corpos abrasivos removem fragmentos da superfície do material, sendo que as partículas removidas tem aspecto semelhante aos cavacos de usinagem. Se as superfícies envolvidas tiverem durezas distintas, as partículas tenderão a penetrar na mais suave, desgastando a superfície mais dura [Cassina, 1991].

Quando materiais abrasivos deslizam sobre uma superfície sob cargas relativamente baixas, é produzido o desgaste por deslizamento de baixa tensão (*low stress sliding abrasion*). Esse fenômeno resulta em uma superfície com aparência marcada com riscos, porém em caso de o abrasivo apresentar granulometria fina, a superfície resultante será polida. A propriedade mais significativa para resistir a esse tipo de desgaste é a dureza [Gahr, 1987].

A erosão por impacto de partículas (*particle impact erosion*) é um fenômeno que ocorre quando partículas abrasivas são transportadas por uma corrente de um fluido e choca-se sobre uma superfície com cargas relativamente altas. Este tipo de desgaste é observado principalmente em gabinetes de jato de areia, granalha, etc [Norton, 2004].

A abrasão por goivagem é produzida com o deslizamento de partículas abrasivas relativamente grandes e grosseiras contra uma superfície. Superfícies submetidas a este tipo de desgaste apresentam sulcos profundos, orifícios e riscos. A escolha do material adequado para resistir ao desgaste por goivagem deve atender a requisitos de dureza e tenacidade, pois é provável a existência de fortes impactos.

A abrasão de dois corpos, conforme define Norton, 2004, ocorre quando um material duro e rugoso desliza sobre um material de superfície mais branda. A superfície mais dura penetra na outra superfície e dela retira material. Para Catai, 2004, o desgaste abrasivo de dois corpos ocorre quando uma ou mais partículas de elevada dureza são atritadas contra uma superfície, sulcando-a ou escavando-a devido à força normal aplicada [Cassina, 1991].

Os casos de abrasão a três corpos ocorrem com maior frequência, podendo inclusive ser uma etapa do processo de dois corpos. A abrasão a três corpos é produzida quando partículas abrasivas de pequeno tamanho estão presentes entre duas superfícies rolantes ou deslizantes [Cassina, 1991; Catai, 2004]. No desgaste abrasivo a três corpos, as partículas abrasivas estão livres, permitindo o rolamento das partículas entre os corpos que permanecem apenas parte do tempo atuando no riscamento da superfície, Figura 7 [Mello, 2007].

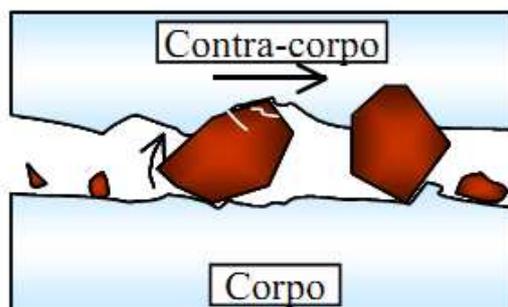


Figura 7 - Representação esquemática da abrasão de três corpos. Fonte: Mello, 2007.

O resultado do desgaste entre três corpos depende especialmente de características das superfícies envolvidas, como por exemplo: resistência à fratura, o tamanho das partículas abrasivas, dureza, rugosidade e também sofre influência do tipo de movimento ao qual a superfície é submetida.

## 2.2 Variáveis com influência no processo de desgaste abrasivo

A taxa de desgaste abrasivo sofre influência de vários aspectos como o tamanho do grão abrasivo [Sin et al., 1979; Deuis et al., 1996; Norton, 2004; Coronado et al., 2009], formato do grão abrasivo [Williams e Hyncica, 1992; Fang et al., 1993; Hernandez, 1997], carga aplicada [Mondal et al., 1998; Dasgupta et al., 1999; Catai, 2004], dureza [Gahr, 1987; Deuis et al., 1996; Chatterjee, 2003; Ribeiro, 2005; Coronado et al., 2009; Buchanan, 2011].

Uma variedade de características do material tem uma correlação com o desgaste abrasivo ou tem algum efeito sobre seu resultado. Essas propriedades incluem dureza, módulo de elasticidade, resistência ao escoamento, temperatura de fusão, estrutura cristalina e microestrutura [ASM, 1992].

### 2.2.1 Dimensão da partícula abrasiva

O tamanho da partícula abrasiva tem uma influência direta sobre o mecanismo de desgaste. O tamanho do grão abrasivo é indicado pela razão dos termos  $w/r$ , sendo  $w$  a largura da ranhura e  $r$  o raio da ponta esférica. Dependendo do resultado desta relação

a partícula do grão abrasivo irá deformar-se plasticamente ou cortar a superfície. Como as partículas desgastadas tornam-se cegas ou o tamanho da partícula diminui, o mecanismo de desgaste exhibe uma transição do corte para o desgaste de delaminação, conforme afirma Sin et al. apud Deuis et al, 1996.

Ainda segundo Deuis et al, 1996, tanto para a abrasão a dois ou a três corpos, tem sido observado um tamanho crítico de partícula abrasivas. O volume de desgaste cresce com o tamanho do grão abrasivo até um valor crítico, nesta dimensão crítica tem-se a máxima ação abrasiva em termos do tamanho do desgaste produzido. Entretanto, alguns autores [Deuis et al., 1996; Norton, 2004; Mondal, 1998] afirmam que acima desse tamanho crítico do grão abrasivo a taxa de desgaste é independente do tamanho das partículas.

### 2.2.2 Geometria do grão abrasivo

Em seus estudos Fang et al., 1993 concluíram que as partículas que apresentam um formato mais próximo ao esférico tendem a se engastar em uma das superfícies envolvidas no processo de desgaste e deslizar sobre a outra. Por outro lado, as partículas com formato em ângulos têm maior tendência a rolar, idêntando as superfícies.

Hernandez, 1997 também afirma que partículas com arestas cortantes (faces mais agudas) provocam maior desgaste do que partículas com formas arredondadas. Quanto mais agudas forem as arestas das partículas abrasivas, maior será a sua ação abrasiva, e quando aliada ao impacto, ou fortes pressões, estas partículas podem penetrar na superfície mais profundamente e, dependendo do ângulo de ataque pode causar a formação de cavaco.

### 2.2.3 Carga aplicada

O efeito da carga sobre a taxa de desgaste abrasivo pode ser explicado quantitativamente pela Equação (1), uma vez que permite concluir que a carga aplicada é diretamente proporcional ao volume de desgaste.

Mondal, 1998 demonstra em seu trabalho que o desgaste abrasivo depende da carga aplicada, uma vez que evidencia que altas cargas resultam numa baixa resistência ao desgaste abrasivo. O autor conclui ainda que o efeito da carga aplicada para os materiais testados no trabalho, compostos e ligas, tem maior influência nos resultados das taxas de desgaste obtidas do que o efeito do tamanho dos grãos abrasivos.

Dasgupta et al., 1999 realizou um estudo com o objetivo de avaliar o efeito dos diversos fatores experimentais sobre o comportamento de desgaste abrasivo de uma liga de revestimento de baixo cromo, na qual concluiu que o aumento na taxa de desgaste está relacionado com o aumento da carga para um determinado tamanho de grão abrasivo. Quando grãos grosseiros entram em contato com a superfície estudada, mesmo com aplicação de cargas baixas, é grande o desgaste provocado. No caso de grãos mais finos sob cargas menores, haverá um contato elástico entre o corpo de prova e os grãos, resultando somente em riscamento.

#### 2.2.4 Dureza

Coronado et al., 2009 realizou um estudo sobre o efeito de diferentes processos de soldagem na resistência de abrasão de depósitos duros (*hardfacing*), os ensaios de resistência foram realizados conforme a norma ASTM G-65. A análise dos resultados demonstrou que em termos gerais, não há nenhuma relação entre a dureza e a resistência ao desgaste abrasivo. E pode-se concluir ainda, que os carbonetos e a microestrutura da matriz são as variáveis com maior influência que a dureza na resistência à abrasão dos depósitos.

Chatterjee, 2003 também conclui em seu estudo que a resistência ao desgaste abrasivo não está diretamente relacionada com a dureza do depósito, mas é determinado pelas estruturas da matriz dos depósitos e pelos carbonetos formados.

Os resultados de dureza encontrados por Ribeiro, 2005 estão de acordo com os encontrados por outros autores [Buchanan et al., 2008] que concluíram que a dureza não é o melhor indicador da resistência ao desgaste. Um aumento de dureza nem sempre significa um aumento da resistência ao desgaste abrasivo, pois a partir de um certo valor de dureza a taxa de desgaste não aumenta necessariamente com o valor da dureza Vickers. Portanto, é difícil avaliar a resistência ao desgaste somente pela dureza, deve-

se analisar outros fatores como a microestrutura do material do revestimento. Ribeiro, 2005 ressalta ainda que a dureza não deve ser diretamente relacionada com a resistência a abrasão, uma vez que os ensaios de dureza convencionais são quase-estáticos, condições diferentes de onde a superfície metálica é atingida por partículas abrasivas em velocidades relativamente elevadas.

Por outro lado, diversos autores [Berns, 1995; Deuis et al., 1996; Su e Chen, 1997; Buchely, 2005] têm demonstrado experimentalmente e teoricamente que a dureza de um material se correlaciona com a taxa de abrasão. Khrushchov, 1958 apud Metal Handbook, 1980 realizou uma grande quantidade de testes e encontrou uma relação inversa entre a taxa de abrasão e a dureza para materiais puros, ver Figura 8.

Su et al., 1997 afirma que dureza não é o único fator a ser avaliado na resistência ao desgaste de materiais, mas que ela definitivamente tem um papel influente em seu resultado. O aumento da dureza através da adição de carbono nos materiais pode ser altamente desejado, porém o carbono irá aumentar também a fragilidade. Apesar disso, o carbono pode ainda formar carbonetos com outra liga, que apresentam alta dureza e evitam o desgaste abrasivo.

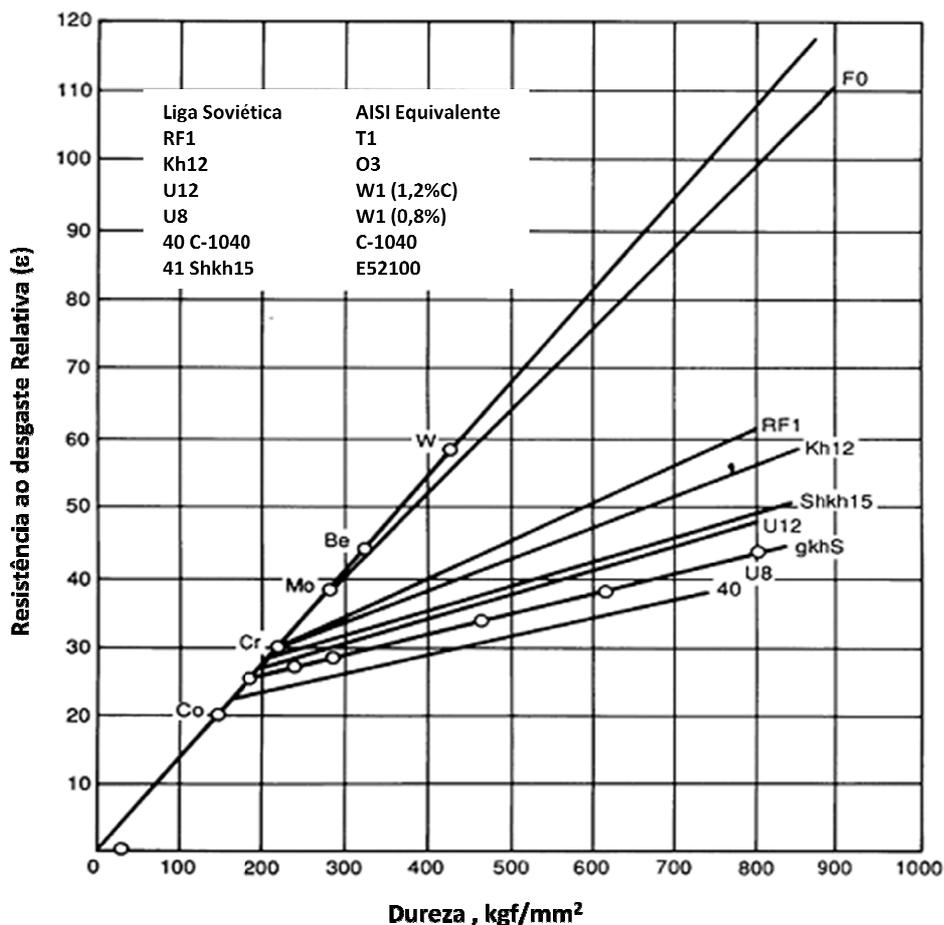


Figura 8 – Resistência ao desgaste em relação a dureza de metais puros e ligas. Fonte: Adaptado de Khrushchov, 1958.

### 2.3 Revestimentos Superficiais

Uma das maneiras mais econômicas e eficientes de recuperar componentes industriais é através da aplicação de revestimentos protetores. De acordo com Lima, 2001 o uso de revestimentos duros para melhorar a resistência ao desgaste de componentes mecânicos tem sido comum há várias décadas, com variadas técnicas de aplicação, que incluem soldagem, *cladding*, eletrodeposição, PVD (deposição física de vapor), CVD (deposição química de vapor).

A aplicação de revestimentos com o objetivo de reduzir o desgaste e, conseqüentemente os custos, busca o incremento da vida em serviço dos componentes e na redução das paradas para manutenção. Uma correta seleção do material depositado permite, dentre outras coisas, transformarem elementos descartáveis por desgaste em bens de capital recuperável, aumentar a resistência e prover as superfícies susceptíveis

ao desgaste de características e propriedades desejadas e, em geral, aumentar a eficiência do processo em que tomam parte os elementos reconstruídos e/ou protegidos [Lima, 2010].

Os componentes que sofreram desgaste podem recuperar suas dimensões originais com enchimento ou com uma combinação de fabricação e operação de revestimento. Isto normalmente resulta em um componente reconstruído com resistência ao desgaste superior à do componente original [Zollinger, 1998].

As técnicas citadas por Henderson, 1991 para revestimentos superficiais são mostradas na Figura 9. O mesmo autor diz ainda que o revestimento duro ou *hardfacing* é a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste na superfície de um componente através de soldagem, metalização ou associação de processos de soldagem para reduzir a perda de material por abrasão, impacto, erosão, deslizamento superficial e cavitação.

Observa-se que praticamente todos os processos de soldagem podem ser utilizados na deposição de revestimento duro, sendo mais difundida a utilização da soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW – *Shielded metal arc welding*), a soldagem a arco elétrico com arame tubular (FCAW – *Flux cored Arc welding*) e a soldagem a arco submerso (SAW – *Submerged arc welding*). A Tabela 1 apresenta algumas vantagens e desvantagens para cada um dos processos de soldagem comumente utilizados [Henderson, 1991].

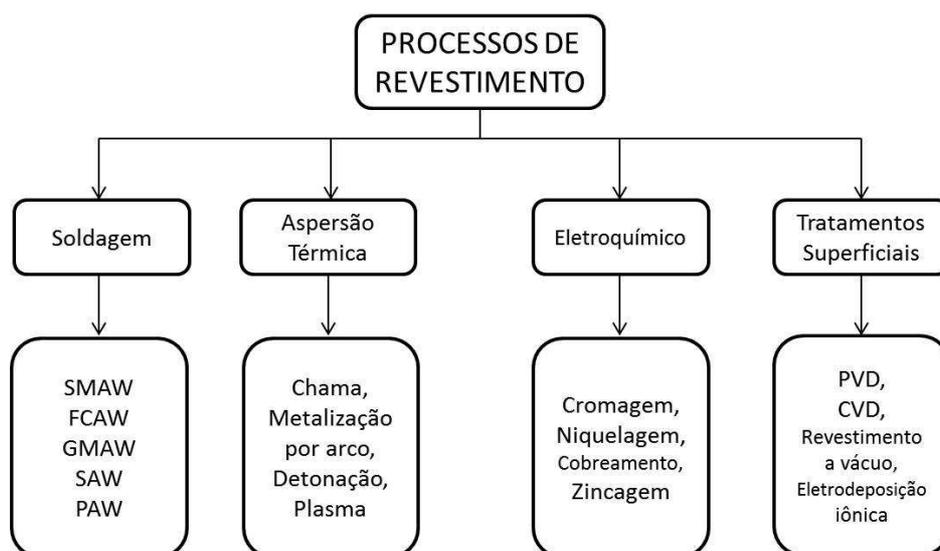


Figura 9 – Processos de Revestimento. Adaptado de Henderson, 1991.

**Tabela 1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem para recobrimentos duros. Adaptado de Zollinger, 1998.**

VANTAGENS			
	SMAW	FCAW	SAW
Mais de uma parte da peça pode ser soldada	X	X	
Possibilidade de soldagem fora da posição plana	X		
Alta taxa de deposição	X	X	
Exige formação mínima do operador	X	X	
Facilidade de automação			X
Bom aspecto do depósito de solda			X
DESVANTAGENS			
	SMAW	FCAW	SAW
Requer múltiplas camadas	X	X	X
Baixa taxa de deposição			
Recomendado para posição plana e horizontal			X
Alta energia de soldagem		X	X
Despesa adicional com fluxo			X
Diluição			X

A soldagem de revestimento consiste na deposição de um consumível de soldagem com características gerais mais nobres comparadas às do metal base. A deposição do consumível pode ser executada em camadas simples ou múltiplas, aplicam-se a tarugos, barras, tubulações, chapas e perfis, dentre outras formas de metal base [Ribeiro, 2005].

### 2.3.1 Processo de revestimento por soldagem a arco com eletrodo revestido

Entre as técnicas de deposição por soldagem, o eletrodo revestido tem sido especialmente efetivo nos casos em que não são necessárias estreitas faixas de tolerância [Henderson e Bulloch, 1991].

No processo de soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW) o arco elétrico ocorre entre um eletrodo revestido consumível e a peça que está sendo soldada, estabelecendo-se assim, a poça de fusão. O eletrodo revestido consiste em um arame recoberto concentricamente por um revestimento composto de diversos minerais e produtos químicos [Machado, 1996].

O arame, chamado de alma pode ser trefilado ou fundido, conduz a corrente elétrica e fornece metal de adição para o enchimento da junta recoberta. A alma do eletrodo revestido para soldagem de aço ao carbono geralmente é produzida com aço efervescente (não desoxidado), o qual possui uma típica composição química de 0,10 C; 0,45 Mn; 0,01 Si; 0,03 S e 0,02 P [Machado, 1996].

#### 2.3.1.1 Revestimento do eletrodo

Os revestimentos consistem de misturas de compostos minerais ou orgânicos, às quais são adicionados, como aglomerantes, outros compostos com finalidades específicas. O revestimento tem diversas funções, como [Modenesi, 2009]:

- Estabilizar o arco;
- Ajustar a composição química do metal de solda depositado, pela adição de elementos de liga;
- Proteger a poça de fusão e o metal de solda contra contaminação pela atmosfera, através de geração de gases e de uma camada de escória, resultantes da queima e/ou decomposição de seus constituintes;
- Conferir características operacionais, mecânicas e metalúrgicas ao eletrodo de solda.

Os elementos que constituem um revestimento podem ser divididos de acordo com as seguintes funções:

- Proteger a poça de fusão da atmosfera ambiente – carbonato de cálcio, carbonato de potássio, carbonato de manganês, fluorita, carboxil-metil-celulose (CMC).
- Formar escória – carbonato de cálcio, carbonato de manganês, dióxido de titânio, sílica, silicato de potássio, silicato de sódio, talco, argila, dióxido de manganês e óxido de ferro.
- Agentes fluxantes (redutores de impurezas do metal de solda) – carbonato de cálcio, carbonato de manganês, óxido de cálcio, fluorita, dióxido de titânio, sílica, talco e óxido de ferro.
- Indicadores e estabilizadores do arco – pós metálicos, níquel, pó de ferro, silicato de potássio, silicato de sódio, feldspato, argila e talco.
- Agentes desoxidantes – ferro-silício, ferro-manganês, ferro-titânio, ferro-boro, pó de ferro.
- Propriedades físicas do revestimento, como perfil do cordão, destacabilidade da escória, fusão e solidificação, fluidez do fundido: óxido de magnésio, óxido de manganês, óxido de ferro, dióxido de titânio, alumina, sílica e fluorita.
- Controle da composição química e aumento da taxa de deposição: ferro-ligas, pó de ferro e níquel.

### 2.3.1.2 Funções dos compostos utilizados em revestimento dos eletrodos

Segundo Machado, 1996, as principais funções dos compostos utilizados na fabricação do revestimento dos eletrodos são:

Carbonato de Cálcio ( $\text{CaCO}_3$ ): sua função principal é a estabilização do arco, e atuar como formador de gases. Além disso, atua como formador de escória, agente fluxante e diminui a viscosidade.

Ferro-ligas e elementos de liga: tem a função de conferir propriedades mecânicas específicas ao metal de solda. Agem ainda como desoxidantes e estabilizadores do arco.

Ferro-manganês: atua principalmente na composição química do metal de solda e também como desoxidante.

Ferro-silício: aumenta a desoxidação e atua na composição química.

Fluorita: aumenta a formação de escória, e age ainda como agente fluxante e reduz a viscosidade.

Dióxido de Titânio - Rutilo: tem a função principal de formador de escória, aumenta a estabilidade do arco e a destacabilidade da escória.

Silicato de Sódio ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ): é principalmente o aglomerante que confere à mistura seca a consistência necessária ao processo de extrusão. Além disso, auxilia na estabilização do arco elétrico e é um agente fluxante.

#### **2.4 Ligas para revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo**

As ligas para o revestimento duro necessitam de uma variedade de diferentes propriedades, para resistir aos diferentes mecanismos de desgaste. Há uma grande variedade de metais de adição que são comumente empregados em revestimentos duros para soldagem, porém, há pouco consenso sobre norma ou classificação envolvendo a maioria das ligas empregadas.

As ligas de revestimento apresentam valores de dureza que variam de 250 até acima de 1000 HV, enquanto os aços estruturais normais apresentam dureza de aproximadamente 150 HV [Corrêa, 2005].

Uma classificação similar à adotada pela ASM (*American Society for Metals*) para ligas de revestimento foi publicada por Gregory e Bartle, 1980 apud Leite, 2008. Esse sistema de classificação foi feito com base na composição e foi estabelecido pela “*Hardfacing Working Parth of the British Steel Corporation*”.

A Tabela 2 mostra a divisão das ligas de revestimento ferrosas em dois grupos: ligas ferrosas com menos de 20% de adição de elementos de liga e ligas ferrosas com mais de 20% de adição de elementos de liga [Corrêa, 2005].

Tabela 2 - Classificação e composição de ligas de revestimento ferrosas. Adaptado de Corrêa, 2005.

<b>GRUPO I - LIGAS FERROSAS COM MENOS DE 20% DE ADIÇÃO</b>										
COMPOSIÇÃO TÍPICA										
Grupo e descrição	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Ni	Dureza HV	Especificação AWS A5.13-70
Aço carbono	R	0,5							250	
Aço martensítico	R	0,1	1	0,7					250	
Aço martensítico	R	0,1	3,5	1					250	
Aço martensítico	R	0,2	1	1	0,3				350	
Aço martensítico	R	0,3	3	1					450	
Aço martensítico	R	0,4	5	1	5	0,75			650	
Aço inox martensítico	R	0,1	12						400	
Aço inox martensítico	R	0,2	13						450	
Aços rápidos	R	0,8	4	0,5	5	2	6		650	Fe5-A
Aços rápidos	R	0,7	4	0,5	7	1	1,5		650	Fe5-B
Aços rápidos	R	0,4	4	0,5	7	1	1,5	4	600	Fe5-C
Aço austenítico Mn	R	0,7	0,5	14					600	FeMn-A
Aço austenítico Mn	R	0,7	0,5	14	1				600	FeMn-B
<b>GRUPO II - LIGAS FERROSAS COM MAIS DE 20% DE ADIÇÃO</b>										
COMPOSIÇÃO TÍPICA										
Grupo e descrição	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Ni	Dureza HV	Especificação AWS A5.13-70
Aço austenítico Cr-Mn	R	0,3	14	14	1	0,4			600	
Aços rápidos	R		10				15	2,5	750	
Aço austenítico	R	0,1	19		3			8	500	
Ferro austenítico	R	0,4	30	6					700	Fe-Cr-Al
Ferro martensítico	R	2,5		1					600	

Os aços de baixa liga são largamente utilizados e caracterizados pelo baixo custo, possuindo uma larga faixa de propriedades dependendo da composição química. Esses materiais podem conter em torno 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, e a do cromo, molibdênio e vanádio têm o objetivo de formar carbonetos duros. O tungstênio também pode ser adicionado para a formação de carbonetos [Leite, 2008].

Os aços carbono têm características como alta resistência à tração e à compressão, alta resistência ao impacto, baixa resistência à abrasão, além de ser tratável termicamente. A resistência à abrasão destes aços, geralmente perlíticos, é

consideravelmente baixa e sua principal aplicação dá-se na restauração de fundidos de composição similar [Leite, 2008].

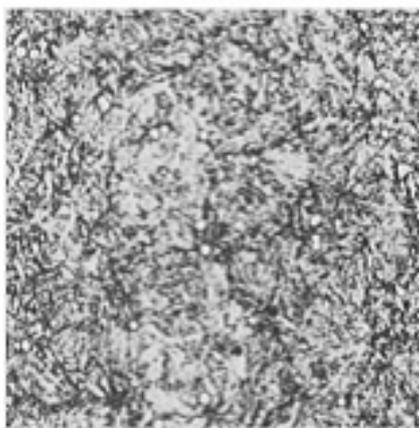
Os aços baixa liga martensíticos são os mais largamente usados como ligas de revestimento e são caracterizados pelo baixo custo e uma faixa ampla de propriedades, dependendo da composição. O conteúdo de carbono é geralmente na faixa de 0,10 a 0,50%. Outros elementos são selecionados por sua contribuição na temperabilidade, e são utilizados em quantidades moderadas para promover a formação de martensita quando o depósito de solda resfria. Esses elementos geralmente são: molibdênio, níquel e cromo; o manganês e o silício contribuem para a desoxidação. O teor de carbono nesses aços é o elemento que mais influencia nas propriedades [Clara, 2002]. A dureza do depósito muda com a composição e pode variar de 250 a 800 HV. À medida que a dureza aumenta, há um aumento na resistência à abrasão e uma diminuição da tenacidade ou resistência ao impacto [Corrêa, 2005].

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem resistência a alto impacto e baixa resistência à abrasão e são ligas Fe-Cr-C que possuem uma estrutura cristalina martensítica na condição endurecida. São 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 [Leite, 2008]. A adição de cromo aumenta a resistência dos aços à oxidação e à temperaturas elevadas, sendo que o bom desempenho a abrasão destes aços sob desgaste metal-metal ocorre na faixa de 300°C a 600°C.

Os aços rápidos são por definição os aços ferramentas que podem ser usados para usinar metais em altas velocidades e elevadas temperaturas (500-600° C). São basicamente aços martensíticos com adição de W, Mo e V para melhorar a dureza até cerca de 600° C.

É usual a adição de tungstênio em aços ferramentas, onde a principal característica é a elevada dureza e resistência à abrasão. Além disso, em serviço, a

maioria das ferramentas são submetidas a cargas extremamente elevadas que são aplicadas rapidamente. Tais características são obtidas pela formação de carbonetos uniformes formados a partir da adição de altos teores de carbono e ligas como tungstênio, molibdênio, vanádio, manganês e cromo. A Figura 10 mostra a microestrutura de um aço ferramenta com tungstênio em sua composição [Voort, apud Metal Handbook, 1980].



**Figura 10 – Microestrutura de um aço AISI H21, composta de martensita e carbonetos não dissolvidos. Fonte: Voort, apud ASM Metal Handbook, 1985.**

Os aços austeníticos ao manganês contêm de 12 a 14% de Mn e uma estrutura austenítica com dureza de 200HV. Na condição de depósitos de solda macios, estes aços apresentam baixa resistência à abrasão a baixa tensão. No entanto, sob condições de impacto pesado, o metal de solda deforma e encrua na superfície. Isso resulta em uma transformação de fase da austenita, que é pouco estável, em martensita; elevando a dureza neste local para aproximadamente 600HV e, conseqüentemente, a resistência ao desgaste. Depósitos realizados com aços ao Mn podem desenvolver trincas em serviço, o que não necessariamente reduzirá a vida útil do revestimento, devido à boa resistência à propagação de trincas desta liga. Estes aços são utilizados em revestimentos de britadores, pontes e cruzamentos de ferrovias, equipamento de escavação de solos rochosos e em condições de serviço onde ocorre impacto [Corrêa, 2005].

Os aços austeníticos cromo-manganês são usados em aplicações semelhantes às dos aços austeníticos ao manganês, porém, apresentam algumas vantagens que compensam o seu custo mais elevado. Dentre estas vantagens pode-se destacar: maior

resistência à abrasão devido à presença de uma maior fração volumétrica de carbonetos de cromo na forma  $M_7C_3$ ; podem ser depositados diretamente sobre os aços carbono sem a formação de uma interface martensítica frágil [Leite, 2008].

Os aços inoxidáveis austeníticos que contêm aproximadamente 18% de Cr e 8% de Ni têm boa resistência ao impacto e resistência à abrasão baixa. Sua resistência ao impacto é inferior àquela dos aços manganês austeníticos e são mais caros.

#### 2.4.1 Ligas do sistema Fe-Cr-C

As ligas com alto Fe-Cr-C são particularmente atrativas para a aplicação de revestimentos duros porque podem formar uma grande variedade de micro-constituintes (carbonetos), provendo um aumento da resistência à abrasão [Buchanan et al., 2008]. Além disso, as ligas ternárias a base de ferro, alto cromo e alto carbono são as ligas mais utilizadas para revestimentos duros, em solicitações de desgaste abrasivo a baixas tensões.

Eletrodos para revestimento duro contendo diferentes combinações de ferro, cromo e carbono são muito usados nas indústrias. E pesquisas revelam que a formação de microestruturas composta de fase alfa-ferrita e carbonetos complexos, como  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , dependem da concentração química da liga [Wang et al., 2008].

As ligas do sistema Fe-Cr-C pode ser classificadas como hipoeutética ou hipereutética, dependendo da sua composição. As ligas hipoeutéticas são compostas de uma fase descontínua de austenita primária, circundada por uma fase contínua formada de eutético de austenita e carbonetos. No caso da liga hipereutética no sistema Fe-Cr-C, a microestrutura é formada por carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  e por 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 [Rosas, 1998 apud Leite, 2008]. A Figura 11 mostra o diagrama estrutural em função dos elementos cromo e carbono, onde a linha A-B representa a linha eutética, que é a transição da região hipoeutética para a região hipereutética.

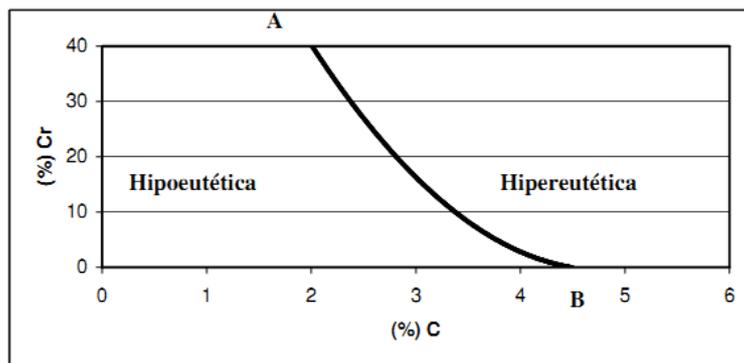


Figura 11 - Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono. Fonte: Rosas, 1998 apud Leite 2008.

As microestruturas encontradas nos depósitos de revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-Cr-C, ver Figura 12, apresentam os seguintes constituintes [Kotecki e Ogborn, 1995]: ferrita e bainita; martensita; martensita e austenita; austenita; austenita primária com eutético de austenita e carbonetos; estrutura quase eutética de carbonetos e austenita; e, carbonetos primários em matriz eutética de austenita e carbonetos.

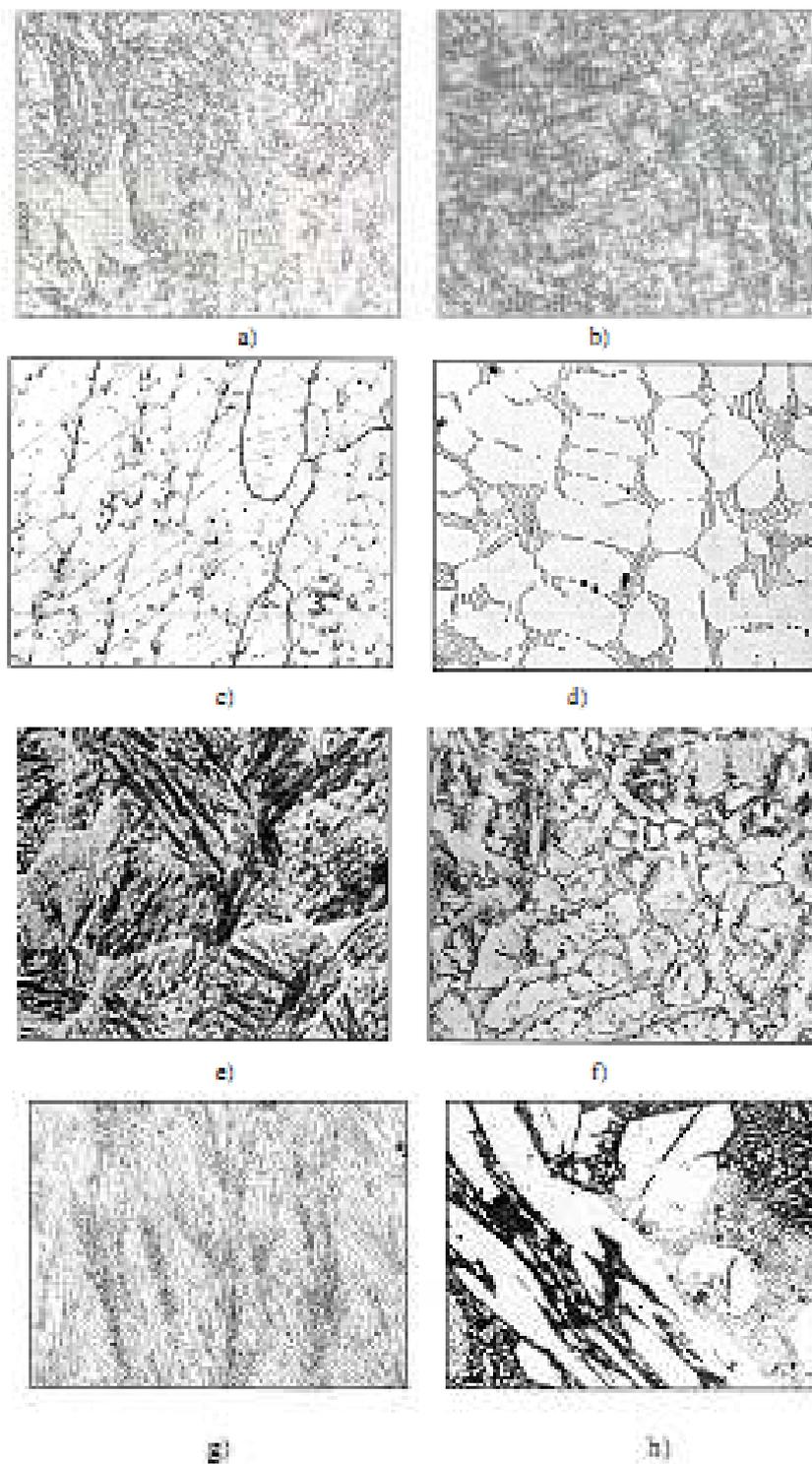


Figura 12 - Microestruturas típicas encontradas em revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-C-Cr. a) e b) Ferrita bainita; c) martensítica, d) martensita austenita, e) austenita; f) austenita primária com eutético de austenita-carboneto, g) quase eutético e h) carboneto primário com eutético de austenita carboneto. Fonte: Kotecki, 1995.

## 2.4.2 Influência dos elementos de liga na microestrutura das ligas ternárias Fe-Cr-C

A adição de elementos de liga causa mudanças na microestrutura das ligas de base Fe-Cr-C e a microestrutura é um fator fundamental na resistência a abrasão.

Usualmente os fabricantes de consumíveis de soldagem utilizam diversos elementos de ligas, como por exemplo: Si, Mo, Ni, Cr, V, W, Nb, B, etc.; com a finalidade de otimizar o valor da resistência ao desgaste das ligas trabalhadas. Entretanto, para o caso de revestimentos duros, o volume de trabalhos científicos que comprovem este benefício é bastante escasso para alguns elementos de ligas e inexistentes para outros.

Baseado no estudo de Leite, 2008, a seguir apresenta-se um resumo da influência dos principais elementos de liga na microestrutura de ligas do sistema Fe-Cr-C.

### 2.4.2.1 Adição de Carbono

O carbono é o elemento mais importante das ligas à base de ferro para revestimento duro. Isso se deve ao fato de que na presença de outros elementos de ligas, tais como cromo, molibdênio, tungstênio, manganês, silício, vanádio, nióbio, nitrogênio e titânio; o carbono irá formar carbonetos, microestrutura final resistente ao desgaste. Além disso, o teor de carbono irá influenciar o tipo de matriz, a formação da segunda fase, bem como a dureza dos ferros fundidos e aços resistentes ao desgaste e os revestimentos duros. O acréscimo na quantidade de carbono favorece a precipitação de carbonetos complexos com os elementos de liga no metal base [Leite, 2008].

Baixos teores de carbono em aços altamente ligados favorecem a dissolução dos formadores de carbonetos na austenita, aumentando assim, a temperabilidade. A presença de carbono, porém, garante uma redução na temperabilidade, por diminuir o teor de carbono da austenita e também pelo fato de os carbonetos terem ação inibidora sobre o crescimento de grão da austenita, o que diminui sua temperabilidade [Silva, 2001].

A microestrutura básica em ligas para revestimento duro pode se apresentar na forma eutética e hipo ou hipereutética, mais carbonetos. A formação da matriz será determinada pela presença de elementos de liga e pelo teor de carbono. A matriz ferrítica tem dureza entre 70 HV e 200 HV. É uma matriz onde a ferrita é macia, sendo normalmente evitada em revestimentos duros [Leite, 2008].

A perlita encontrada na matriz perlítica é moderadamente dura e tenaz. Essa 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. Caso seja requerido evitar a sua formação por completo, adiciona-se grande quantidade de elementos de liga, como por exemplo, cromo, níquel ou manganês. A matriz martensítica apresenta a martensita, que é a estrutura mais resistente, e de maior dureza, tendo valores em torno de 500HV a 1010HV. Em depósitos de solda, ela ocorre devido ao rápido resfriamento e aos elementos de liga, caso estes existam e estejam devidamente balanceados. Para aplicações em revestimento duro, o teor de carbono deve variar de 0,25 a 1,5% [Leite, 2008].

#### 2.4.2.2 Adição de Ferro

O ferro na temperatura ambiente está na forma de ferrita e em temperaturas acima de 910°C, na forma de austenita. Em ligas do sistema Fe-Cr-C, apresenta-se na matriz, geralmente martensítica ou austenítica, e na composição dos carbonetos. Exemplo típico é o caso dos carbonetos de cromo do tipo  $Cr_7C_3$ , com estrutura cúbica complexa. No  $Cr_7C_3$ , a metade do cromo pode ser substituída por ferro; no caso do  $Cr_3C_2$ , a solubilidade do ferro é mais restrita.

#### 2.4.2.3 Adição de Cromo

As três maiores aplicações do cromo nas ligas à base de Fe-Cr-C com altos teores de carbono e cromo são: formar carbonetos, melhorar a resistência à corrosão, e estabilizar a estrutura para aplicações a altas temperaturas.

O aumento do teor de cromo vai aumentar a quantidade de carbonetos secundários na matriz, com isso consegue-se uma redução na diferença de dureza entre a matriz e os carbonetos, a qual permite a matriz suportar tensões impostas pelos carbonetos em nível microscópico [Silva, 2001].

Altos teores de cromo causam mudança no modelo de solidificação de uma estrutura. A boa resistência à abrasão, tenacidade e à corrosão encontrada nas ligas com cromo propiciaram o desenvolvimento de uma série de ligas para comercialização, contendo de 12 a 28% de cromo. Teores de cromo de aproximadamente 28% combinados com alto teor de carbono propiciam a formação de carbonetos duros do tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  na estrutura. Frequentemente, 4 a 8% de manganês ou 2 a 5% de Ni são adicionados para promover a austenitização da matriz. Além destes elementos, adiciona-se tungstênio, nióbio, molibdênio ou vanádio, com a função de melhorar a resistência à abrasão e elevar a dureza a quente [Leite, 2008].

#### 2.4.2.4 Adição de Silício

O silício está presente no aço em teores acima de 0,35% e é comumente usado como agente desoxidante. Quando o teor de silício está na faixa de 1% a 2%, confere ao aço excelente temperabilidade e resistência à fadiga. A soldagem com conteúdos de silício tende a aumentar sua resistência mecânica, porém diminui sua ductilidade, podendo ocasionar fissuras.

#### 2.4.2.5 Adição de Nióbio e Titânio

A adição de nióbio nas ligas Fe-Cr-C altera consideravelmente a microestrutura e há um interesse crescente no desenvolvimento de ligas com a adição deste elemento por diversas razões, principalmente de custo. O nióbio forma nestas ligas os carbonetos NbC, de elevada dureza, que passa a coexistir com os outros carbonetos característicos do sistema Fe-Cr-C,  $\text{M}_7\text{C}_3$  principalmente, e  $\text{M}_3\text{C}$ , particularmente em ligas de teor de cromo mais baixo, numa matriz austenítica ou martensítica. Um aspecto importante sobre a influência do nióbio nestas ligas é que este absorve grandes quantidades de carbono para formação do carboneto NbC e diminui a possibilidade de se obter uma grande quantidade de carbonetos  $\text{M}_7\text{C}_3$ .

O titânio tem uma solubilidade relativamente baixa no ferro líquido, esta característica associada ao fato de os carbonetos TiC e NbC possuírem entalpias de formação muito próximas, indica que o titânio se comporta exatamente como o nióbio quando adicionado isoladamente em ligas Fe-Cr-C, porém, formando carbonetos TiC mais duros [Corrêa, 2005]. Os carbonetos TiC têm alta dureza e estabilidade térmica, e

podem ser utilizados para reforçar as camadas de revestimento Fe-base [Wang et al., 2008].

#### 2.4.2.6 Adição de Tungstênio

O tungstênio é geralmente adicionado em ligas de revestimento duro Fe-Cr-C na forma de partículas de WC numa matriz ferrosa. Estes compósitos são usados sob condições severas de desgaste abrasivo devido à alta dureza dos carbonetos WC (2400 HV). Além disso, é uma prática comum na elaboração destas ligas, a adição de tungstênio vir acompanhada da adição de outros elementos formadores de carbonetos, principalmente nióbio.

Buchely, 2005 fez um estudo para comparar o efeito da microestrutura na resistência à abrasão de ligas de revestimento duro reforçadas com carbonetos de cromo primários, carbonetos complexos ou carbonetos de tungstênio. As ligas foram depositadas sobre chapas de aço carbono ASTM A36 pelo método de soldagem a arco manual elétrico com eletrodo revestido (SMAW), e para isso foram empregados três diferentes eletrodos comerciais. Ligas de revestimento duro com adição de tungstênio mostraram bom resultado para a resistência ao desgaste abrasivo com apenas uma camada, devido à sua combinação única de carbonetos duros  $M_6C$  e, carbonetos maciços MC em uma matriz de eutética. Resultado diferente do encontrado para as demais ligas testadas (liga rica em Cr e liga rica em carbonetos complexos NbC,  $M_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ) que obtiveram resultado satisfatório apenas em depósitos com três camadas.

#### 2.4.3 Ligas de Tungstênio

O tungstênio pode ser encontrado na natureza na forma de wolframita, scheelita, huebnertia e ferberita. Já para o uso comercial ele é obtido a partir dos óxidos de tungstênio reduzido no hidrogênio ou no carbono.

Na indústria mecânica os aços rápidos para ferramentas e muitas outras ligas comerciais contêm tungstênio. Sua função irá depender da morfologia que o elemento assumirá na liga, ele poderá vir dissolvido no aço ou formando carbonetos duros.

Os carbonetos binários  $W_2C$  e WC são obtidos pelo aquecimento do pó de tungstênio juntamente com carbono. Ambos são extremamente duros e usados na fabricação de ferramentas de corte e matrizes. O tungstênio se dissolve no ferro gama e

no ferro alfa e nos aços forma os carbonetos ternários complexos  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  o  $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$  [Chiaverini, 2008]. A Figura 13 mostra o diagrama de fases para o sistema binário tungstênio-ferro.

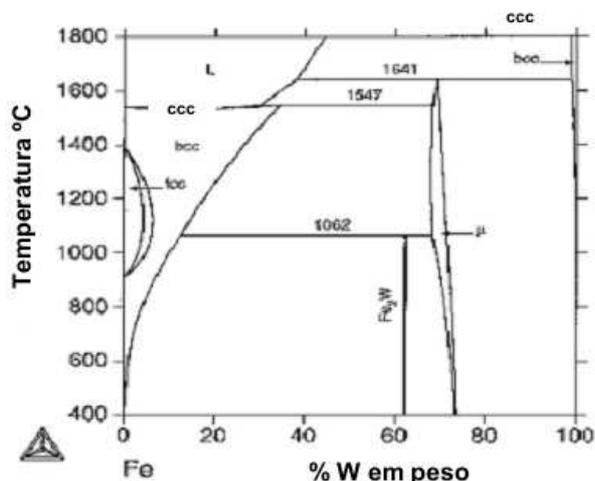
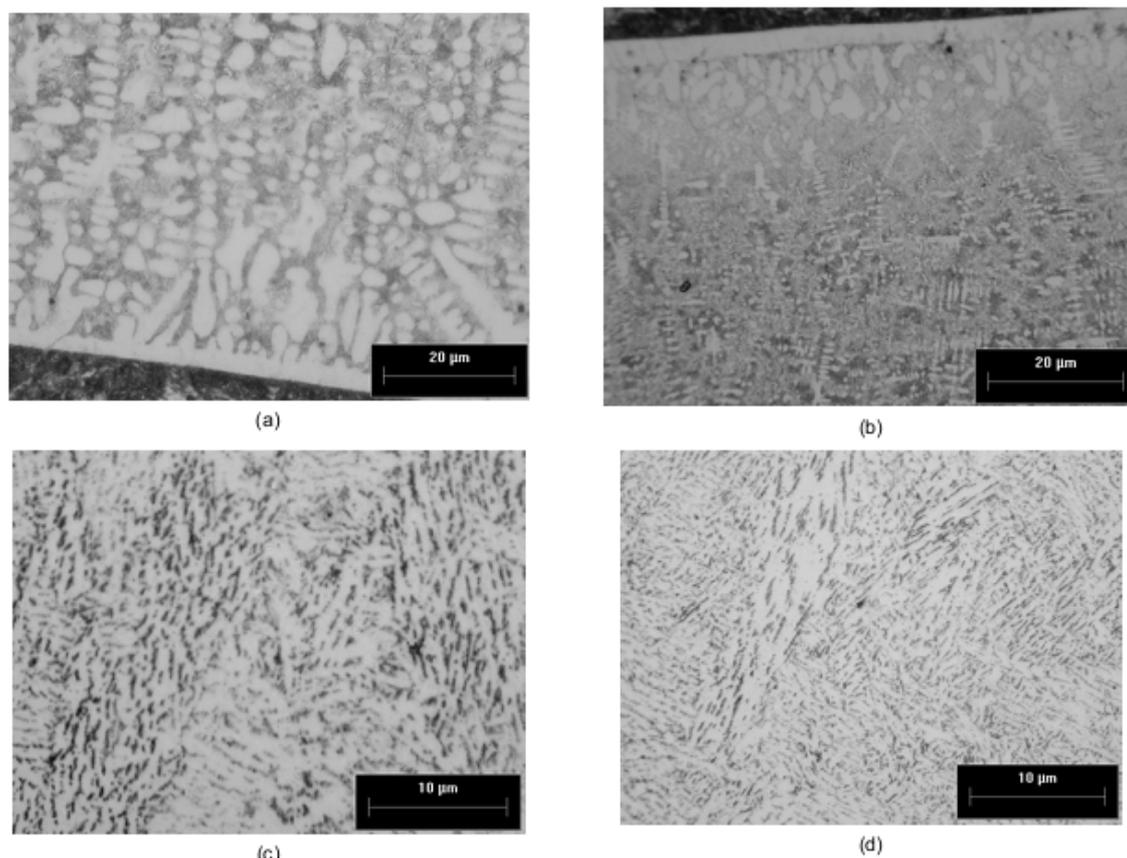


Figura 13 – Diagrama de equilíbrio do sistema binário Ferro-Tungstênio. Fonte: Chiaverini, 2008.

Nos aços baixo carbono, mesmo para concentrações mais elevadas, o tungstênio será encontrado dissolvido na ferrita. Quando se deseja a formação de carbonetos em aços baixo carbono, devem ser acrescentados elementos formadores de carbonetos estáveis

Para os aços baixo carbono é esperado a retenção do tungstênio em solução sólida e a formação de carbonetos para aços com maiores teores de carbono [Bain e Paxton, 1966]. Tal afirmação foi comprovada em trabalho realizado por Tigrinho, 2005, quando os revestimentos com concentração de 35% WCoC apresentaram estrutura típica dos processos de solidificação, com regiões dendríticas de solução sólida rica em ferro e regiões eutética interdendríticas rica em tungstênio. Já os revestimentos com 5% de WCoC não apresentam a mesma estrutura dendrítica observada nos revestimentos com concentrações mais altas de WCoC, conforme mostram as micrografias da Figura 14.



**Figura 14 - Características e microestruturas das seções transversais das amostras observadas em microscópio ótico a) 35% WCoC – 150A – 1000x; b) 35% WCoC – 170A – 500x; c) 5% WCoC – 150A – 500x d) 5% WCoC – 170A 500x. Fonte: Tigrinho, 2005.**

## 2.5 Influência da microestrutura na resistência ao desgaste abrasivo

A austenita e a bainita são microestruturas com valores semelhantes de dureza, e são mais resistentes à abrasão do que a ferrita, a perlita ou martensita. Isto ocorre devido à maior capacidade de encruamento e ductilidade da austenita [ASM, 1992].

O comportamento de desgaste depende das características como tamanho, forma, distribuição e composição química dos carbonetos, além da microestrutura da matriz e tipo do mecanismo de desgaste [Chatterjee, 2003; Buchely, 2005].

A microestrutura é importante principalmente quanto aos produtos da decomposição da austenita enriquecida em carbono, ou seja, os carbonetos e partículas de segunda fase, e a forma como estes se apresentam na microestrutura. Grande parte dos consumíveis utilizados apresenta na sua constituição elementos formadores de carbonetos. Esses microconstituintes garantem elevada dureza, uma vez que apresentam

ligações químicas preponderantemente covalentes, o que torna estes compostos muito resistentes mecanicamente.

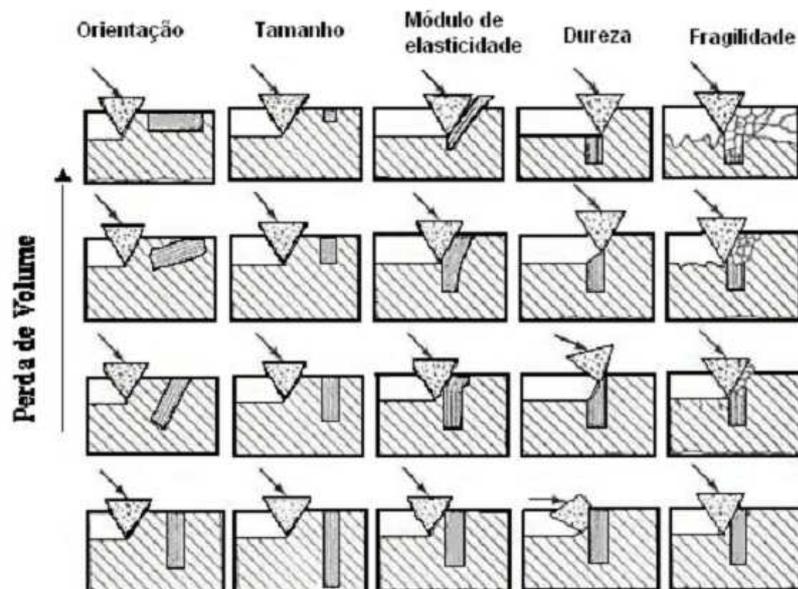
Os carbonetos afetam as propriedades mecânicas dos materiais por sua presença nos contornos dos grãos. Dependendo da composição química da liga e do tratamento térmico recebido, podem-se formar distintos tipos de carbonetos, tais como: MC,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_7$ , onde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos [Prisco apud Ribeiro, 2005]. Os elementos formadores de carbonetos nos aços são metais, cuja estabilidade química e afinidade pelo carbono é crescente na seguinte ordem: ferro, cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio, nióbio e titânio [He et al., 1997]. O carboneto de manganês é um pouco mais estável que o carboneto de ferro ( $Fe_3C$ ); todos os outros elementos citados são mais ávidos de carbono que o ferro, formando carbonetos especiais ou de liga a partir de determinados teores, abaixo dos quais se dissolvem na cementita.

Os carbonetos podem ser encontrados em diferentes tamanhos e morfologias (globulares ou prismáticos), essa variação é resultado da razão metal/carbono presente na poça de fusão. Yaer et al., 2008 concluíram em seus estudos que, ao contrário do que normalmente ocorre em carbonetos com morfologia prismática, os carbonetos precipitados no formato esférico não apresentam grande concentração de tensões na região da interface com a matriz, resultando no aumento da resistência ao desgaste abrasivo, devido à diminuição da ocorrência de fratura de carbonetos.

Dentre as microestruturas encontradas em revestimentos duros, há um consenso entre vários autores [Buchely, 2005; Buchanan et al., 2008; Lima, 2010] de que a melhor resistência ao desgaste abrasivo é alcançada em microestruturas com carbonetos primários ( $M_7C_3$  ou MC) dispersos em uma matriz eutética.

A matriz e os carbonetos tem a função de apoiarem-se mutuamente de maneira a otimizar a resistência ao desgaste; o aumento da fração volumétrica dos carbonetos promove o aumento da resistência e a matriz age como um absorvedor de energia, devido à sua resistência.

Gahr, 1987 apresenta um modelo simplificado de um carboneto em uma matriz metálica, ver Figura 15.



**Figura 15 - Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade de partículas de segunda fase no desgaste abrasivo. Fonte: Gahr, 1987.**

A análise da Figura 15 permite concluir que o carboneto com orientação paralela à superfície será mais facilmente removido em comparação ao carboneto perpendicular à superfície. Além disso, o carboneto com uma dimensão inferior a profundidade atingida pela partícula abrasiva não traz nenhum benefício para a resistência ao desgaste do material. Como os carbonetos têm um elevado módulo de elasticidade, uma matriz com baixo módulo de elasticidade tenderá a quebrar a ligação na interface matriz/carboneto e, como consequência, o carboneto será arrancado. Por outro lado, se a dureza do carboneto for maior que a dureza da matriz, o carboneto pode proteger a matriz contra o desgaste. E por fim, se o carboneto for muito frágil ele tende a trincar formando cavacos que podem atuar como partículas abrasivas.

Os resultados da pesquisa de Buchely, 2005, mostraram que a melhor resistência à abrasão foi obtida em microestruturas compostas de matriz eutética e carbonetos primários  $M_7C_3$  ou MC, enquanto que as maiores perdas de massa foram medidas em depósitos completamente eutéticos. Os principais mecanismos de desgaste observados nas superfícies incluem microcorte da matriz e fratura frágil dos carbonetos.

Considerando-se aspectos sobre a morfologia dos carbonetos, Buchanan et al., 2008, concluíram que carbonetos com morfologia grosseira resultam em maior

resistência ao desgaste do que a morfologia mais fina de metal duro, apesar da dureza da primeira ser menor que o último. Os autores afirmam ainda que a resistência ao desgaste abrasivo do revestimento de solda contendo carbonetos primários  $M_7C_3$  depende do tamanho dos carbonetos primário e da força da matriz; sendo que uma melhor resistência ao desgaste abrasivo foi conseguida com maiores carbonetos primário, que são mais capazes de resistir à ruptura do que os menores e mais estreitos carbonetos.

Grandes carbonetos primários  $M_7C_3$  protegem a matriz de deformação plástica generalizada que resulta em aumento do desgaste. Por outro lado, os carbonetos são bastante frágeis, o que os impede de absorver a energia de deformação, resultando em microtrincas. A matriz dura, entretanto, absorve a maioria da energia e, assim, reduz o desgaste dos carbonetos, diminuindo a taxa de propagação de trincas [Buchanan et al., 2008].

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Fabricação dos Eletrodos

Os eletrodos revestidos são obtidos através de extrusão, sob pressão, de um revestimento sobre uma alma. A Figura 16 apresenta a sequência de operações para elaboração dos eletrodos revestidos.

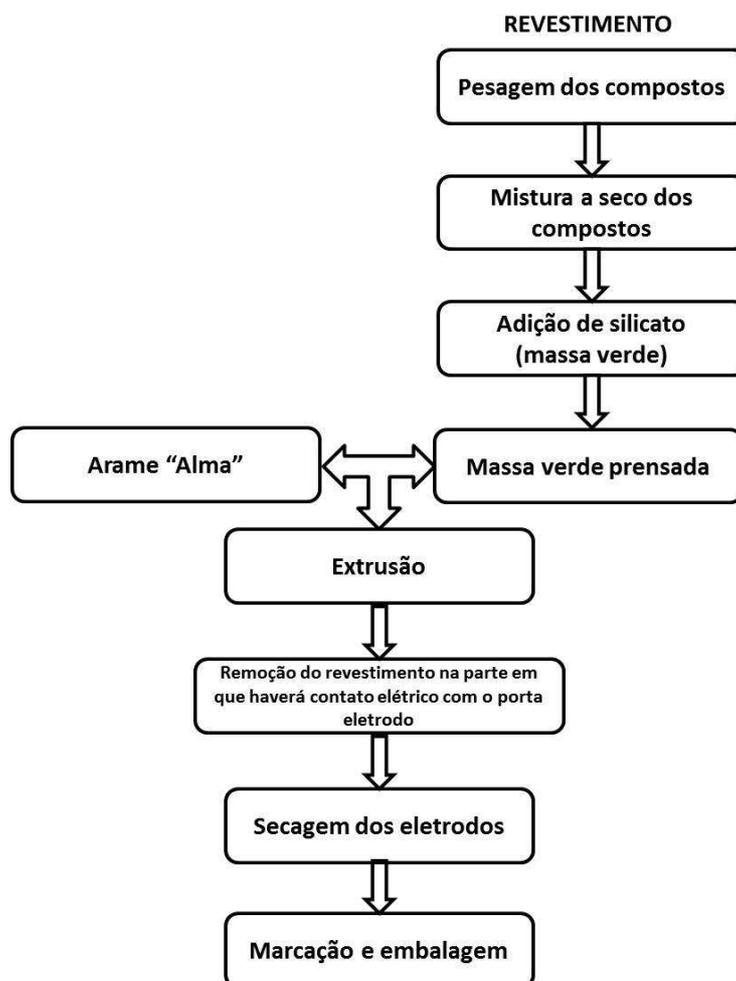


Figura 16 – Diagrama do processo de produção dos eletrodos revestidos.

Todos os eletrodos produzidos neste trabalho foram desenvolvidos no laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas (LS&TC) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Um estudo inicial para a formulação da composição do revestimento dos eletrodos foi realizada através da aplicação de um procedimento de cálculo de revestimento e sua utilização para a execução de um planejamento experimental de

misturas do tipo Mc. Lean & Anderson. O resultado foi a elaboração de um revestimento composto de uma matriz (carbonato de cálcio, ferro-silício, ferro-manganês, rutilo e silicato de potássio) variando de 60 a 80%; carbono entre 2 e 10%, ferro-tungstênio entre 5 e 10% e ferro-cromo entre 5 e 35%. Os eletrodos foram produzidos e durante o processo de soldagem mostraram-se ineficazes, especialmente no que diz respeito à soldabilidade, formação de escória e estabilidade do arco.

Com o objetivo de minimizar os defeitos citados foram realizados alguns ajustes na formulação do revestimento dos eletrodos fabricados. Desta forma, para cumprimento do objetivo proposto inicialmente, com base nas informações obtidas na revisão bibliográfica e na formulação desenvolvida previamente, foram elaborados neste trabalho sete tipos de eletrodos com diferentes composições, sendo três formulações com variações do teor de tungstênio, três formulações com variação na composição de cromo e uma composição sem a adição dos elementos de liga formadores de carbonetos (carbono, cromo e tungstênio), conforme Tabela 3.

**Tabela 3 - Códigos e características dos eletrodos revestidos**

Código	Característica
CP 1	adição de carbono e 3% de tungstênio
CP 2	adição de carbono e 5% de tungstênio
CP 3	adição de carbono e 7% de tungstênio
CP 4	adição de carbono e 1,5% de cromo
CP 5	adição de carbono e 3% de cromo
CP 6	adição de carbono e 4,5% de cromo
CP 7	sem adição de carbono, cromo e tungstênio (matriz)

Os revestimentos constituíram-se de uma mistura de pós de carbonato de cálcio, fluorita, dióxido de titânio rutilo, carbono e ferro-ligas (Fe-Mn, Fe-Si, Fe-W ou Cromo) com adição de silicato de sódio, Tabela 4.

**Tabela 4 – Proporções da composição da massa seca.**

Composto	Proporção da massa seca (%)						
	CP 1	CP 2	CP 3	CP 4	CP 5	CP 6	CP 7
CaCO <sub>3</sub> , CaF <sub>2</sub> , TiO <sub>2</sub>	78,0%	76,0%	74,0%	79,5%	78,0%	76,5%	83,0%
Fe-Mn, Fe-Si, Fe-W, C, Cr	22,0%	24,0%	26,0%	20,5%	22,0%	23,5%	17,0%

Os componentes da mistura foram pesados em uma balança eletrônica de precisão com sensibilidade de 0,01 g. Após a pesagem, os constituintes da mistura, com exceção do silicato de sódio, foram misturados por no mínimo quatro horas em um

misturador do tipo Y, com o objetivo de tornar a mistura homogênea, eliminando a possibilidade de o revestimento dos eletrodos apresentarem composição variável em sua extensão.

Tendo em vista o fato de que alguns componentes da massa são higroscópicos, depois de concluído o processo de mistura, submeteu-se a massa a secagem pelo período de uma hora, a temperatura de 110°C, de modo a eliminar a umidade presente na mistura.

A massa verde é resultado da adição de silicato de sódio ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ) à massa seca, e é preparada em um misturador composto por um dispositivo girante e uma hélice. A adição do silicato de sódio é feita de forma gradativa durante a mistura, de modo a não gerar uma aglomeração muito grande de material. O silicato de sódio além de atuar como aglomerante da mistura tem a função de garantir aos eletrodos a presença de elementos químicos com baixo potencial de ionização, responsáveis pela estabilidade do arco elétrico.

Antes de iniciar o processo de extrusão, a massa verde é pré-compactada no cilindro extrusor com o auxílio de uma prensa hidráulica manual, com capacidade de 15 toneladas, com uma força aplicada de 150 N. Após a pré-compactação, o cilindro é colocado na extrusora, e inicia-se o processo de extrusão.

Para a fabricação dos eletrodos revestidos foram utilizadas almas com comprimento e diâmetro de 350 mm e 3,25 mm, respectivamente.

O processo de extrusão é feito em uma extrusora, Figura 17, com capacidade de até 400 bar de pressão. A extrusora consiste em um sistema de alimentação, responsável pelo alinhamento e fornecimento das almas dos eletrodos; e um pistão que é responsável pela elevação da pressão a valores suficientes para que haja fluência da massa verde até a saída da feira. A feira utilizada possui diâmetro de 6,50 mm e é responsável pela espessura dos eletrodos depois de revestidos.



**Figura 17– Extrusora utilizada para a fabricação dos eletrodos.**

Para a obtenção dos eletrodos utilizados neste trabalho, foram realizados um total de 42 extrusões, sendo que destas, 18 tiveram problemas e não geraram nenhum eletrodo. As 24 extrusões restantes geraram aproximadamente 25 eletrodos para cada uma das composições, resultando em um total de aproximadamente 175 eletrodos, semelhantes aos que podem ser observados na Figura 18.



**Figura 18 – Eletrodos produzidos. Composição: carbono e 5% de tungstênio, CP 2.**

Após o processo de extrusão foi realizada a secagem dos eletrodos, de forma gradativa em cinco patamares até atingir a temperatura de 220°C, sendo então deixados nesta temperatura pelo período de duas horas. Nesta etapa de aquecimento, os eletrodos são mantidos no forno, por no mínimo 30 minutos a cada uma das seguintes temperaturas: 50°C, 100°C, 150°C, 200°C e 220°C. Posteriormente, os eletrodos são armazenados a uma temperatura de 80°C.

A sequência de etapas citadas foi executada para todos os eletrodos revestidos produzidos neste trabalho.

## **3.2 Obtenção dos corpos de prova**

### **3.2.1 Corpos de prova para análise química**

A composição química de um eletrodo revestido é aquela do metal de solda depositado pelo mesmo, sem diluição. Isso implica na realização de depósito sobre o material base de no mínimo 16 mm (cerca de 4 camadas) com o consumível. Assim, a análise química é realizada na região mais próxima possível dessa superfície.

Os revestimentos realizaram-se sobre corpos de prova de um aço de baixo carbono SAE 1020, dimensões de 40mm x 40 mm x 12,7 mm (largura x comprimento x espessura), com corrente de soldagem de 100 A, operando em corrente contínua e eletrodo na polaridade positiva (CCEP). Posteriormente à soldagem, todos os corpos de prova foram fresados a baixa velocidade com o objetivo de se obter uma superfície plana e regular para obtenção da análise química.

As análises químicas dos depósitos foram realizadas no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul com um espectrômetro de emissão óptica da marca SPECTRO, modelo Spectrolab.

### 3.2.2 Corpos de prova para exame metalográfico e ensaio de microdureza

Os corpos de prova para exame metalográfico e ensaio de microdureza foram preparados utilizando-se um disco de corte refrigerado a água, após foram embutidos e posteriormente lixados com a seguinte sequência de lixas d'água: 100, 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500. Finalmente, foram polidos com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  e 1/4  $\mu\text{m}$ . Para a revelação microestrutural os corpos de prova foram atacados com o reagente químico Nital 4%.

Para a análise metalográfica utilizou-se um microscópio Zeiss Axio Lab. A1 com aumento máximo de 1000 vezes.

Os valores de microdureza Vickers foram obtidos realizando-se três medições para cada corpo de prova ao longo do seu comprimento. Para isso utilizou-se um microdurômetro da marca Shimadzu nro. 4725, com carga de 500 gramas aplicada por 30 segundos.

### 3.2.3 Corpos de prova para ensaio de desgaste abrasivo

Os corpos de prova foram preparados e ensaiados segundo os procedimentos da norma ASTM G 65-04. Para obtenção dos corpos de prova para ensaio de desgaste abrasivo, foram feitos depósitos de solda com duas camadas sobre um aço de baixo carbono SAE 1020. As dimensões iniciais dos corpos de prova utilizados foram de 25,4 mm x 76,2 mm x 12,7 mm (largura x comprimento x espessura).

Os corpos de prova foram restritos no sentido longitudinal, antes de serem efetuados os depósitos a fim de eliminar possíveis distorções que influenciariam os resultados. As condições de soldagem utilizadas foram as seguintes: corrente de 100 A, corrente contínua com eletrodo na polaridade positiva.

Posteriormente à soldagem os corpos de prova foram cuidadosamente usinados. Devido à elevada dureza do metal de solda depositado, esse procedimento de retirada de material foi realizado muito lentamente, a fim de não danificar a ferramenta de corte. A quantidade de material retirada foi a mínima possível, mas de maneira que garantisse uma superfície perfeitamente plana, conforme ilustra Figura 19.



Figura 19 - Corpo de prova para desgaste abrasivo.

### 3.3 Ensaio de Abrasão por riscamento

O ensaio de abrasão por riscamento desenvolvido conforme a norma ASTM G 65-04 “*Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*” [ASTM, 2004] consiste no desgaste de um corpo de prova com dimensões padronizadas com um abrasivo (areia seca) de tamanho controlado. O grão abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um disco rotativo coberto com borracha de composição e dureza estabelecidas. O corpo de prova é pressionado contra o disco giratório com uma força especificada por meio de um braço de alavanca, enquanto uma vazão controlada de abrasivo desgasta a superfície de ensaio, a Figura 20 mostra um desenho esquemático do equipamento de desgaste.

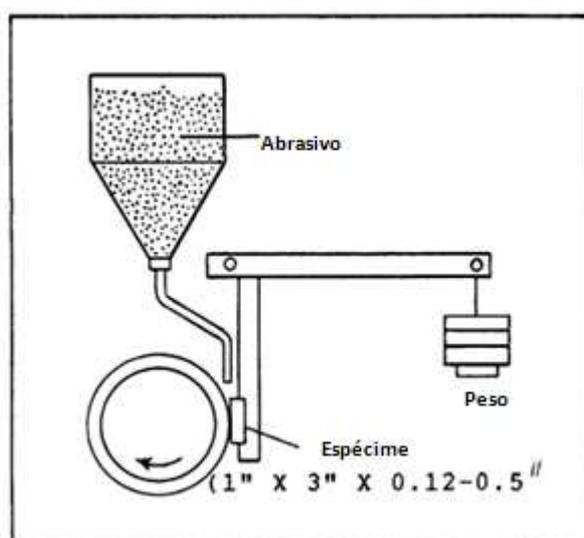


Figura 20—Diagrama esquemático do equipamento de ensaio. Fonte: ASTM G65-04, 2004.

### 3.3.1 Abrasivo

Como abrasivo utilizou-se, conforme solicita a norma ASTM G65-04, uma areia de grãos arredondados com granulometria como tipificado pela AFS 50/70. O teor de umidade não deveria exceder 0,5% do peso, desta forma a areia foi submetida a uma secagem no forno a uma temperatura de 150 °C durante período de no mínimo seis horas.

O abrasivo foi submetido a um processo de lavagem, secagem e peneiramento e assim, obteve-se uma distribuição granulométrica conforme Tabela 5.

**Tabela 5 – Distribuição granulométrica ASF 50/70.**

U. S. Malha	Abertura da malha	Retido na peneira
40	425 $\mu\text{m}$	nada
50	300 $\mu\text{m}$	5% máximo
70	212 $\mu\text{m}$	95% mínimo
100	150 $\mu\text{m}$	nada passa

### 3.3.2 Procedimentos do ensaio

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas (LS&TC) em um equipamento para ensaio de abrasão a baixa pressão, projetado e construído estritamente conforme indicações da norma ASTM G65-04 em trabalho desenvolvido por Cassina, 1991, conforme Figura 21.



**Figura 21 – (a) Equipamento de ensaio de desgaste abrasivo (b) detalhe disco e bocal.**

A duração do ensaio e a força aplicada pelo braço de alavanca variam conforme o procedimento adotado (definidos pela norma em categorias entre A a E). O procedimento B, realizado neste trabalho, refere-se a materiais altamente resistentes a abrasivos, e é útil numa classificação de materiais de média a baixa resistência abrasiva. A força exercida pelo corpo de prova sobre a roda de borracha, de acordo com a norma, procedimento B, foi de 130 N e um total de 2000 revoluções.

Os corpos de prova são pesados antes e depois dos ensaios, sendo a diferença de peso o parâmetro de controle. Desta forma, os resultados do teste de abrasão são relatados em termos da perda de volume em milímetros cúbicos, assim os materiais de maior resistência à abrasão apresentarão uma menor perda volumétrica. Essas operações foram realizadas em uma balança analítica com sensibilidade de 0,0001g, conforme exigência da norma G65-04.

Os resultados do ensaio de abrasão devem ser reportados como perda volumétrica em  $\text{mm}^3$  em concordância com o procedimento empregado. Para isso, é necessário calcular a densidade do material empregado.

Foram realizados um total de 14 ensaios de desgaste abrasivo, sendo 2 ensaios para cada espécime com depósito das 7 diferentes composições de eletrodos estudados.

O uso progressivo do disco de borracha durante os ensaios produz um desgaste do mesmo, e por consequência provoca uma diminuição do seu diâmetro. A redução do diâmetro do disco produz um menor percurso linear no corpo de prova, gerando uma taxa de desgaste menor, que deve ser corrigida. A correção é feita através de uma simples operação que indica a perda volumétrica ajustada, Equação 6.

$$\text{Perda volumétrica ajustada} = \text{perda de volume medido} \times \frac{\text{diâmetro do disco antes do ensaio (em mm)}}{\text{diâmetro do disco após o ensaio (em mm)}}$$

(6)

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Análise Química

Os resultados das análises da composição química dos depósitos realizados na superfície dos corpos de prova utilizando-se as sete composições de eletrodos produzidos podem ser verificados na Tabela 6 que apresenta a composição de elementos mais relevantes (maiores que 0,1%).

A

Tabela 6 mostra também os valores da análise química do metal base utilizado e a composição química típica da alma do eletrodo revestido para soldagem dos aços ao carbono, que geralmente é produzida com aço “efervescente” (não desoxidado), conforme Machado, 1996.

**Tabela 6 – Resultado da análise química (% em massa)**

Elemento	Metal Base	Alma do eletrodo	CP 1 W3,0%	CP 2 W5,0%	CP 3 W7,0%	CP 4 Cr1,5%	CP 5 Cr3,0%	CP 6 Cr4,5%	CP 7 Matriz
C	0,155	0,100	0,603	0,422	0,420	0,684	0,469	0,647	0,092
Si	0,218	0,010	2,350	2,380	3,220	2,630	2,660	2,520	2,460
Mn	0,829	0,450	2,230	1,730	~2,25	~2,27	2,000	~2,26	1,800
P	0,017	0,020	0,047	0,038	0,041	0,043	0,044	0,041	0,037
S	0,006	0,030	0,007	0,007	0,005	0,006	0,007	0,006	0,007
Cr	0,006	0,000	<0,001	0,100	0,054	1,030	1,670	2,410	0,016
Ti	0,002	0,000	0,112	0,086	0,147	0,125	0,127	0,119	0,056
W	<0,010	0,000	1,090	1,520	2,760	<0,0100	<0,0100	<0,0100	0,024
Fe	98,700	~ 99,3900	93,400	93,500	90,900	93,100	<93,0	91,900	95,400

O resultado da análise química permite observar um aumento em praticamente todos os elementos de liga contidos nos metais de solda depositados em relação ao metal base.

Elementos como o silício, o titânio e o manganês têm grande afinidade com o oxigênio e o nitrogênio, protegendo o metal de solda. Esses elementos tiveram grande aumento, porém não se combinaram suficientemente com o nitrogênio para evitar a

formação de porosidades. Em praticamente todos os depósitos realizados, pode-se observar o aparecimento de porosidades e microporosidades.

O teor de carbono é um fator determinante na quantidade de carbonetos que serão formados, afetando diretamente as propriedades do material.

Analisando-se os depósitos realizados com adição de tungstênio (CP 1, CP 2 e CP 3) pode-se observar que os corpos de prova com maiores teores de tungstênio (CP 2 – 5,0%W e CP 3 – 7,0%W) apresentaram um valor inferior do teor de carbono, sugerindo que houve uma formação maior de carbonetos de tungstênio. Esse resultado provavelmente influenciaria em um desempenho mais satisfatório quanto à resistência ao desgaste abrasivo dos CP 2 e CP 3, comparados aos CP 1 (3,0% W).

Considerando-se os corpos de prova com cromo adicionado como elemento de liga, percebe-se que apesar da menor disponibilidade de cromo para formar carbonetos com o carbono ser do CP 4 (1,5% Cr), este tem teores de carbono semelhantes ao CP 6 (4,5% Cr). Isso sugere que a quantidade de carbonetos de cromo formados não teve uma relação linear com o teor de cromo adicionado em cada composição.

## **4.2 Ensaio de Desgaste Abrasivo**

Os resultados do ensaio de abrasão como mencionados anteriormente, devem ser apresentados em termos da perda volumétrica em  $\text{mm}^3$ . Com base nos resultados da análise química, segundo Tabela 6, percebe-se que em todos os espécimes analisados mais de 90% da composição dos depósitos corresponde a Ferro. Desta forma, considerou-se para fins de cálculo a densidade apenas baseando-se na massa específica do Ferro ( $0,00787 \text{ g/mm}^3$ ), uma vez que a diferença seria muito pequena para o resultado da densidade ponderando-se os teores de cada elemento presente na composição química.

Os corpos de prova com as sete diferentes composições foram pesados antes e depois do ensaio, foram realizadas três medições da massa de cada corpo de prova e os valores apresentados na Tabela 7 referem-se às médias desses valores. A Figura 22 mostra o desgaste sofrido pelo corpo de prova após o ensaio.



**Figura 22 – Corpo de prova após o ensaio de desgaste abrasivo.**

Os resultados obtidos no ensaio de desgaste são apresentados na Tabela 7 e foram calculados com base nos valores encontrados durante a realização do ensaio de desgaste abrasivo.

**Tabela 7 – Resultados do ensaio de desgaste a abrasão.**

Corpo de prova	CP 1		CP 2		CP 3		CP 4		CP 5		CP 6		CP 7		
	Ensaio	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
nº de revoluções	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000
Carga (N)	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130	130
Diâmetro inicial do disco (mm)	222,50	222,40	222,40	222,20	224,10	223,00	224,00	222,60	223,40	222,50	222,50	222,20	223,00	223,00	223,00
Diâmetro final do disco (mm)	222,50	222,30	222,40	222,20	224,00	222,60	223,40	222,50	222,90	222,50	222,50	222,20	223,00	223,00	223,00
Vazão de areia (g/min)	311,43	309,37	307,10	347,26	318,99	316,77	322,85	326,52	320,94	324,06	318,66	339,31	313,86	314,07	314,07
Massa inicial (g)	217,6122	217,0320	196,8416	196,3961	209,3722	209,1554	206,0229	204,1191	192,7363	191,06	216,0507	215,5039	208,2139	206,1712	206,1712
Massa final (g)	217,5622	216,9748	196,8015	196,3600	209,3408	209,1211	205,9946	204,0853	192,6972	191,0055	216,0015	215,4486	208,1514	206,1033	206,1033
Perda em massa (g)	0,0500	0,0572	0,0401	0,0361	0,0313	0,0342	0,0282	0,0338	0,0391	0,0500	0,0492	0,0553	0,0625	0,0680	0,0680
Densidade (g/mm <sup>3</sup> )	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787	0,00787
Perda em volume (mm <sup>3</sup> )	6,3532	7,2681	5,0995	4,5828	3,9814	4,3499	3,5875	4,2990	4,9682	6,3575	6,2516	7,0224	7,9373	8,6362	8,6362
Perda em volume ajustada (mm <sup>3</sup> )	6,5274	7,4741	5,2417	4,7148	4,0631	4,4671	3,6710	4,4169	5,0953	6,5318	6,4230	7,2247	8,1366	8,8530	8,8530
Perda média em volume ajustada (mm <sup>3</sup> )	6,8107		4,8412		4,1656		3,9432		5,6629		6,6370		8,2867		8,2867

Considerando-se que o objetivo principal deste estudo é encontrar entre os depósitos de solda realizados o que apresenta a maior resistência ao desgaste abrasivo, a análise dos resultados desenvolveu-se de forma a minimizar o valor da perda volumétrica de massa em  $\text{mm}^3$ . Para a análise estatística dos dados utilizou-se o software Assistat 7.6 beta.

Com o objetivo de determinar se o conjunto de dados obtidos (perda em volume ajustada) está normalmente distribuído, foram feitos testes de normalidade de dados, Tabela 8.

**Tabela 8 - Teste de Normalidade**

NORMALIDADE ( $\alpha = 5\%$ )				
Teste (Estatística)	Valor	Vcrit	p-valor	Normal
Kolmogorov-Smirnov (D)	0,16170	0,22608	$p >,15$	Sim
Cramér-von Mises (W2)	0,05698	0,12166	$p >,15$	Sim
Anderson-Darling (A2)	0,32878	0,67952	$p >,15$	Sim
Kuiper (V)	0,28429	0,37125	$p >,15$	Sim
Watson (U2)	0,05565	0,11200	$p >,15$	Sim
Lilliefors (D)	0,16170	0,22700	$p >,15$	Sim
Shapiro-Wilk (W)	0,94599	-	0.50031	Sim

A análise dos resultados foi feita através da análise de variância - ANOVA, considerando um nível de significância ( $\alpha$ ) de 0,01 ou 1% de probabilidade. Os resultados da Tabela 9 indicam que todos os fatores têm efeito significativo sobre a variável de resposta.

Considerando-se que este seja um experimento inteiramente casualizado (DIC), fez-se uma comparação das médias obtidas para a perda volumétrica através do Teste de Tukey ao nível de 5% de probabilidade.

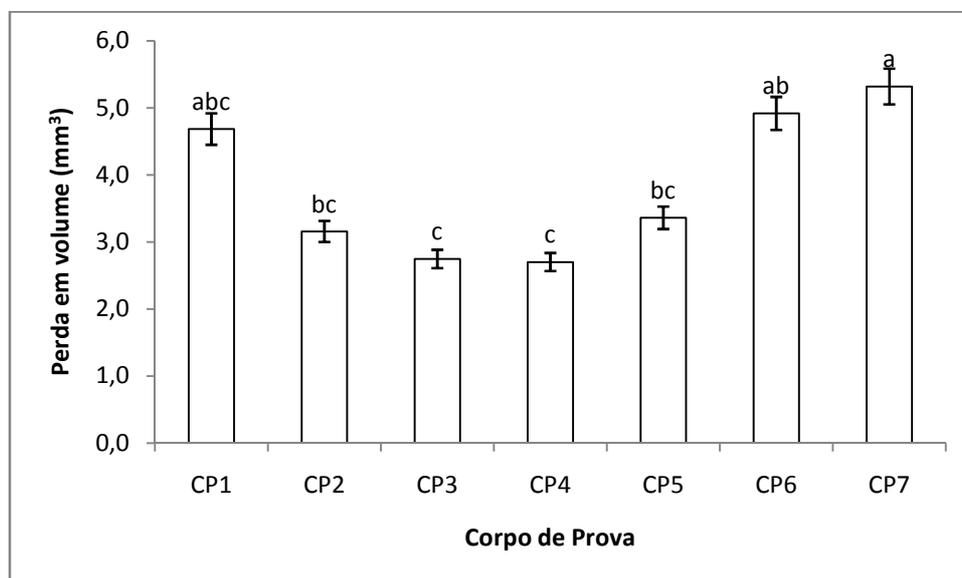
**Tabela 9 - Experimento Inteiramente Casualizado**

FV	GL	SQ	QM	F
Tratamentos	6	31,54197	5,25700	14,3945**
Resíduo	7	2,55647	0,36521	
Total	13	34,09844		

\*\* significativo ao nível de 1% de probabilidade ( $p < .01$ )

GL	GLR	F-crit	F	p
6	7	7,1914	14,3945	0,0013

A comparação múltipla de médias é feita com o objetivo de verificar se algum dos fatores controláveis pode ser ajustado em outro nível por não apresentar diferença significativa e assim não alterar a otimização da variável de resposta, Figura 23.



\* Médias seguidas por letras distintas diferem entre si pelo teste de Tukey a 5% de probabilidade de erro.

Figura 23 - Perda volumétrica ajustada em mm<sup>3</sup> para os diferentes corpos de prova testados

Observa-se através da Figura 23 que os depósitos que apresentaram melhor desempenho nos ensaios de desgaste abrasivo foram as composições com teor de 1,5% de cromo e 7% de tungstênio, CP 4 e CP 3, respectivamente. A análise demonstra também que para as variáveis CP 2, CP 3, CP 4 e CP 5 não diferem significativamente entre os diferentes níveis.

Em acordo com o apresentado na revisão bibliográfica [Chatterjee, 2003; Buchely, 2005], o comportamento de um depósito quando submetido ao desgaste abrasivo depende, entre outros fatores, das características dos carbonetos formados. Desta forma, conforme esperado, a maior perda volumétrica foi verificada no CP 7, que representa a matriz, ou seja, a composição sem adição dos elementos de liga formadores de carbonetos (carbono e tungstênio ou cromo).

As perdas volumétricas sofridas pelos CP 1 e CP 6, composição com 3% de tungstênio e 4,5% de cromo, respectivamente, alcançaram valores elevados, não diferindo significativamente da composição da matriz – CP 7.

Analisando-se a Figura 23 pode-se perceber que os valores da perda volumétrica decrescem com o aumento no teor de tungstênio na composição dos eletrodos utilizados nos depósitos. Por outro lado, para os depósitos realizados com cromo como elemento de liga esse efeito é inverso; ou seja, quanto maior o teor de cromo maior a perda volumétrica sofrida.

### 4.3 Medições de Microdureza

As medições de microdureza foram realizadas nos sete corpos de prova, os resultados obtidos são apresentados na Tabela 10. A Figura 24 mostra de forma gráfica os valores obtidos no ensaio de microdureza.

**Tabela 10 – Resultado da microdureza Vickers.**

<b>Amostra</b>	<b>Dureza Vickers</b>	<b>Média Dureza Vickers</b>
<b>CP 1</b>	802,1	784,0
	797,4	
	752,6	
<b>CP 2</b>	696,0	748,3
	770,0	
	779,0	
<b>CP 3</b>	802,1	794,4
	802,1	
	779,0	
<b>CP 4</b>	779,0	810,8
	851,4	
	802,1	
<b>CP 5</b>	788,1	771,2
	802,1	
	723,5	
<b>CP 6</b>	788,1	745,0
	723,4	
	723,4	
<b>CP 7</b>	295,7	281,4
	268,2	
	280,4	

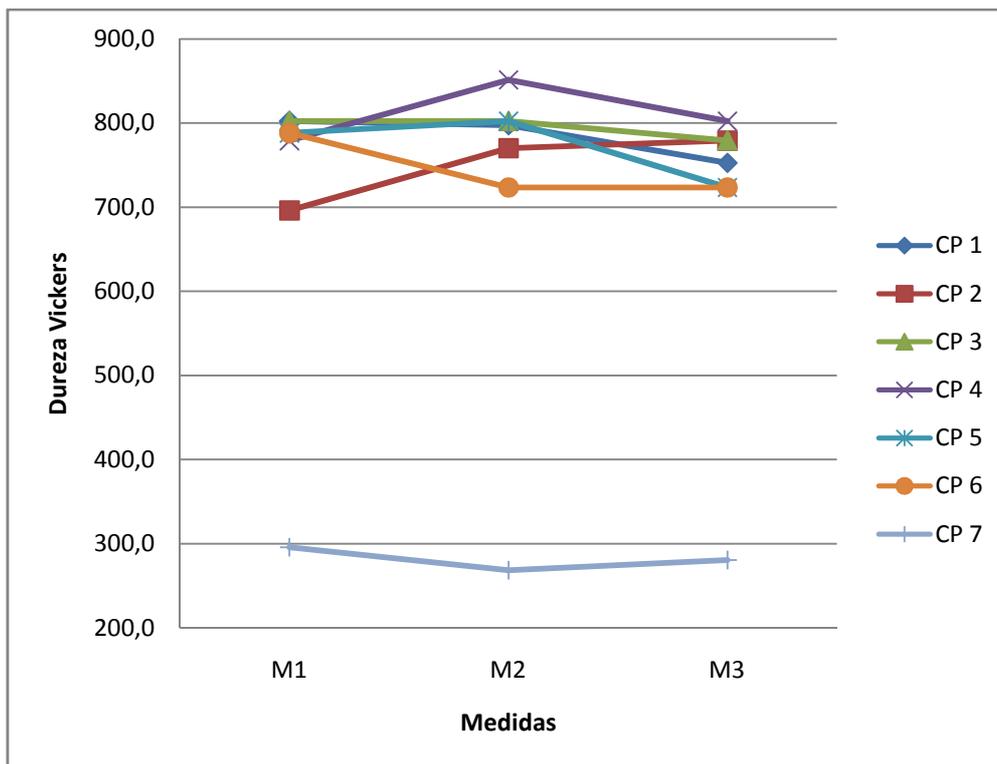
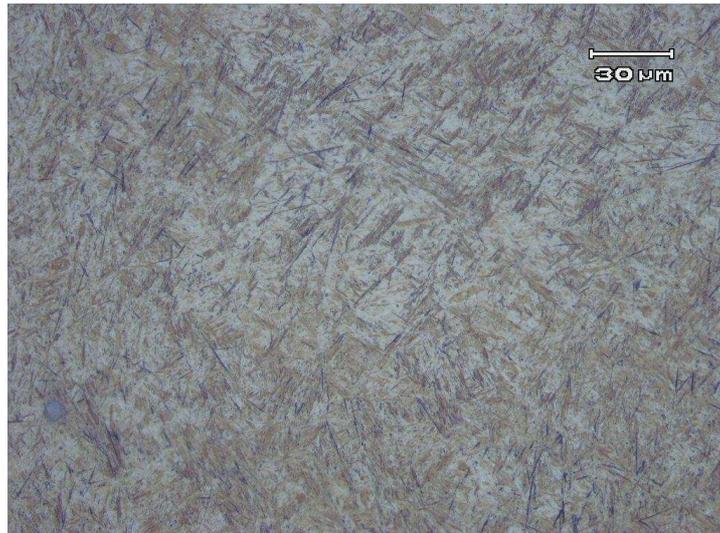


Figura 24 – Valores da microdureza.

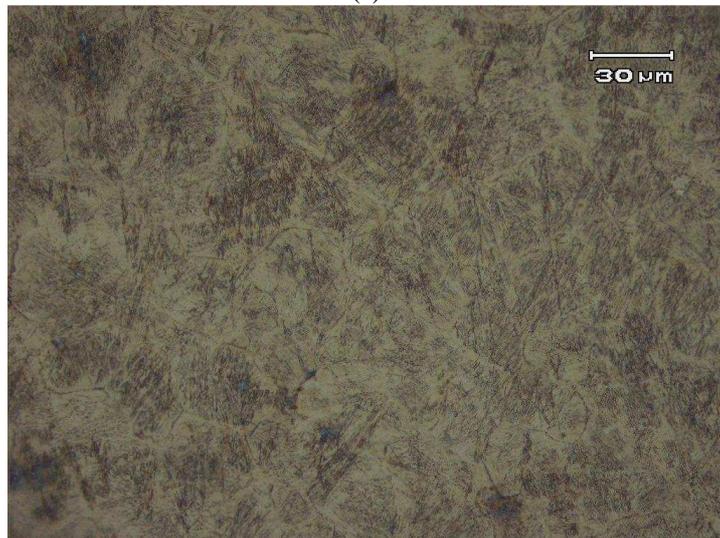
Confirmando o que foi verificado na literatura [Su, 1997; Buchely, 2005], os resultados da microdureza do material têm correlação com a taxa de desgaste sofrido. Pode-se observar que os corpos de prova que sofreram menor perda durante o ensaio de desgaste abrasivo – CP 3 e CP 4 – foram também os que apresentaram maiores valores de microdureza, 794,4 Vickers e 810,8 Vickers, respectivamente.

#### 4.4 Caracterização Microestrutural

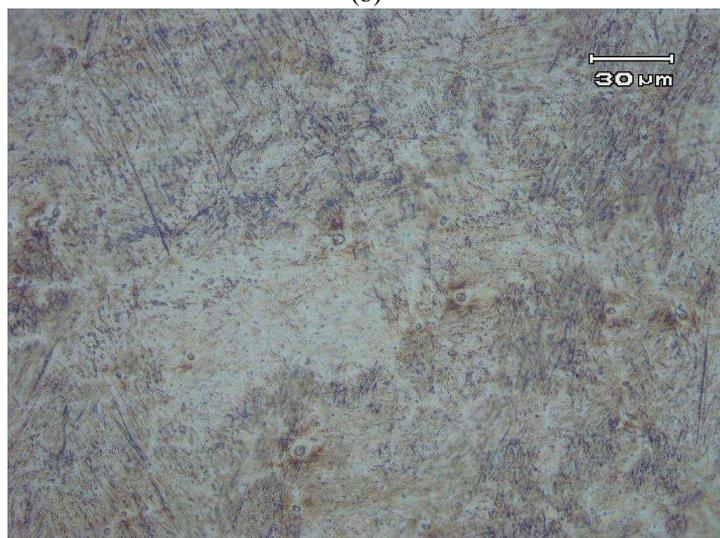
A análise microestrutural foi realizada através de microscopia ótica. As características microestruturais das camadas de revestimento produzidas pelos eletrodos revestidos são mostradas na Figura 25, Figura 26 e Figura 27.



(a)



(b)



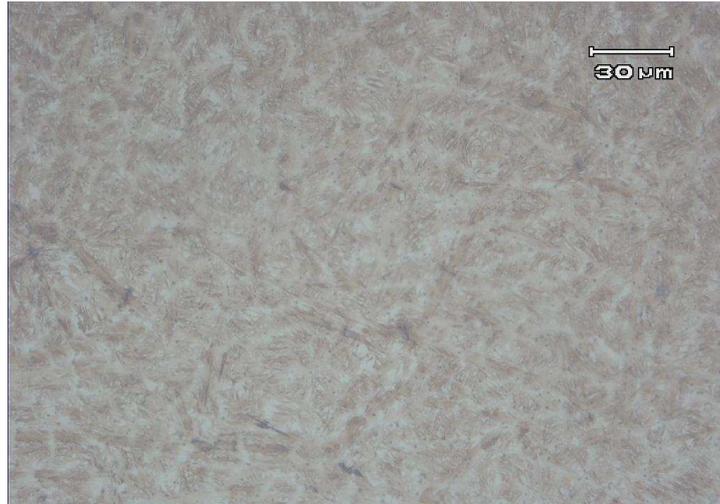
(c)

Figura 25 – Microestrutura do metal depositado revestimento com tungstênio – aumento de 500x: (a) CP 1, (b) CP 2, (c) CP3.

Nas microestruturas dos depósitos realizados com a composição contendo tungstênio - Figura 25 (a), (b) e (c) pode-se observar a presença de partículas escuras em forma de agulhas incorporadas à matriz. Na Figura 25 (a) que representa a composição com menor teor de tungstênio percebe-se uma menor frequência desses elementos. Na Figura 25 (b) e (c) observa-se que essas partículas apresentam-se em maior número, porém dispersos de forma não uniforme. A microestrutura formada é semelhante a encontrada na literatura [Voort, 1980; Buchely, 2005; Tigrinho, 2005] que corresponde a regiões de ferrita (regiões clara) e regiões de mistura de ferrita com carbonetos (regiões escuras) em uma matriz martensítica, apresentando ainda, provavelmente, austenita retida.

Os corpos de prova soldados com as composições contendo tungstênio apresentaram trincas e microporosidades formadas durante a soldagem. Tais defeitos não impediram um bom desempenho do CP 3 no ensaio de desgaste abrasivo, mostrando que provavelmente a dureza, composição química e microestrutura formada no depósito tem efeito mais significativo que a presença dessas imperfeições.

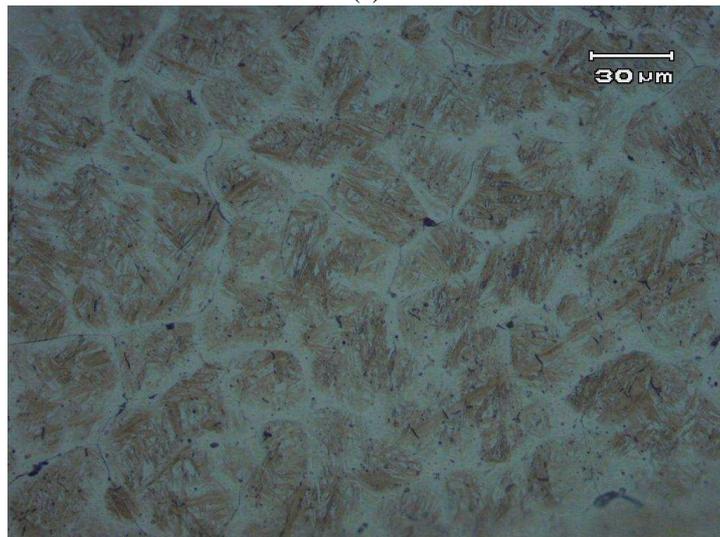
A microestrutura formada nos depósitos realizados com eletrodos revestidos com conteúdos de cromo Figura 26 (d), (e) e (f); CP 4, CP 5 e CP 6 respectivamente, trata-se de uma matriz martensítica com austenita e carbonetos, baseando-se nos estudos prévios realizados e na composição química dos depósitos. Os depósitos realizados com adição de cromo na composição também apresentaram trincas e porosidades, ainda que em menor quantidade comparando-se aos depósitos com tungstênio como elemento de liga (CP1, CP 2 e CP 3).



(d)



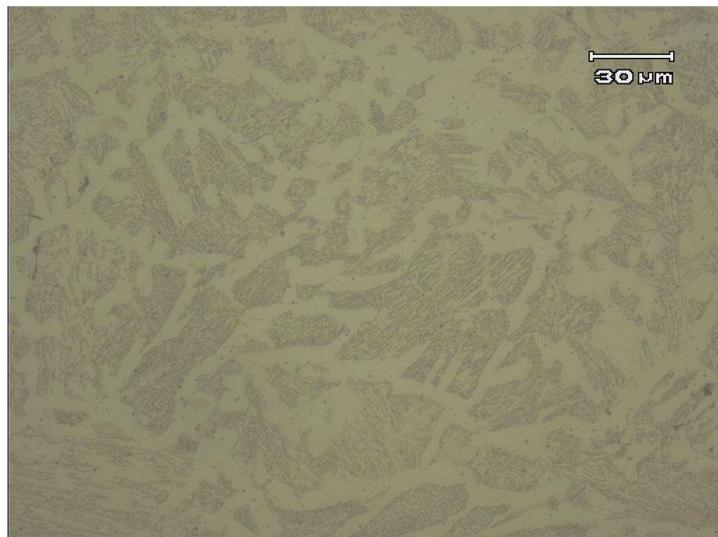
(e)



(f)

Figura 26 – Microestrutura do metal depositado revestimento com cromo – aumento de 500x: (d) CP 4, (e) CP 5, (f) CP 6, (g) CP 7

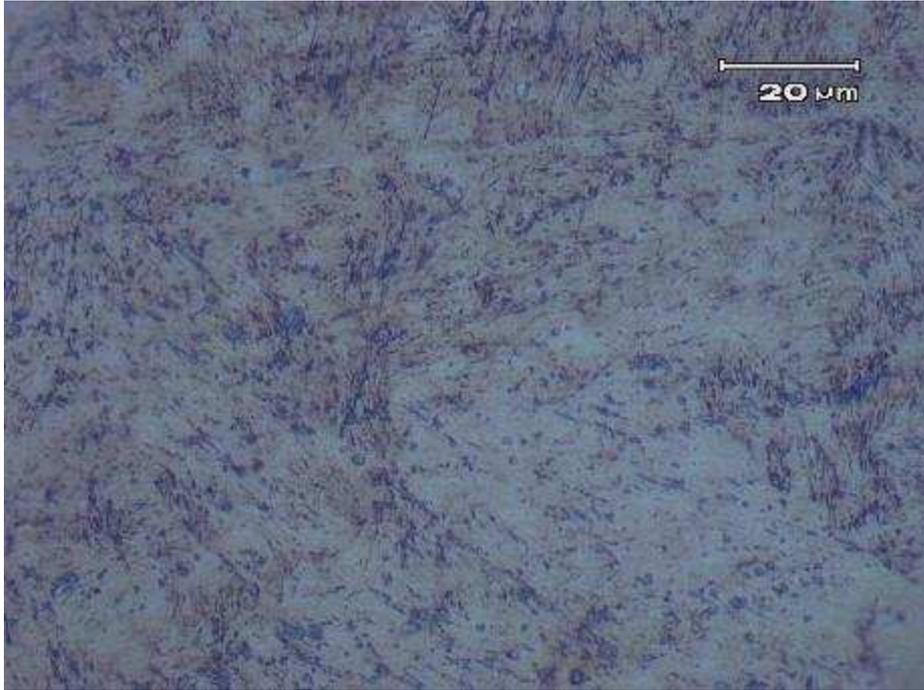
A Figura 27 (g) correspondente ao depósito dos eletrodos sem adição de elementos de liga, observa-se a microestrutura hipoeutetóide com perlita – fase escura e ferrita – fase clara.



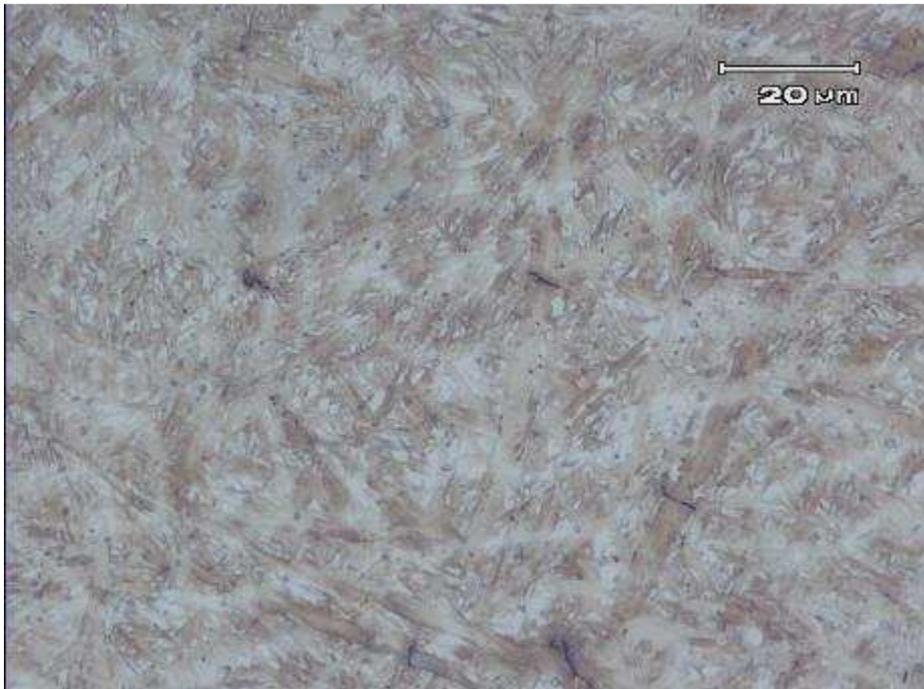
(g)

**Figura 27 – Microestrutura do metal depositado matriz – aumento de 500x: (g) CP 7**

Comparando-se as microestruturas dos revestimentos que tiveram menor perda volumétrica nos ensaios de desgaste abrasivo, mostrados na Figura 28 e Figura 29, com a microestrutura formada no depósito sem elementos de liga, Figura 30; percebe-se a formação carbonetos dispersos em uma matriz martensítica, diferentemente da formação de ferrita e perlita do depósito sem adição de cromo e tungstênio.



**Figura 28 – Micrografia revestimento com 7% de tungstênio (CP 3), aumento 1000x**



**Figura 29 – Micrografia revestimento com 1,5% de cromo (CP 4), aumento 1000x**



**Figura 30 – Micrografia revestimento sem elementos de liga (CP 7), aumento 1000x**

## 5. CONCLUSÕES

Baseando-se nos resultados obtidos nos ensaios e pesquisa realizada, pode-se concluir que:

- Os depósitos com mais alto teor de tungstênio (W7%) e mais baixo teor de cromo (1,5%Cr) apresentaram maior resistência ao desgaste abrasivo, não havendo diferenças significativas entre os seus resultados.
- A menor resistência ao desgaste abrasivo foi observada no depósito sem elementos de liga (cromo e tungstênio), comprovando que a adição desses elementos formadores de carbonetos eleva a propriedade de resistência abrasiva.
- Há uma relação direta entre a microdureza e a resistência ao desgaste abrasivo, uma vez que os depósitos que resistiram mais ao ensaio de desgaste foram os que apresentaram os valores mais altos de microdureza. Por outro lado, a menor microdureza encontrada correspondeu ao depósito que sofreu maior taxa de desgaste.
- As microestruturas formadas apresentaram carbonetos em sua composição (exceto CP 7), comprovando que a sua presença influencia positivamente a resistência à abrasão do material.
- Apesar de os depósitos realizados apresentarem porosidades e trincas (exceto CP 7) esses defeitos não anulam a resistência ao desgaste abrasivo. Comprovando que a combinação de fatores como a composição química, microdureza e microestrutura formada tem maior influência sobre essa propriedade mecânica.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o efeito da variação dos parâmetros como valor da corrente (I), tipo de corrente (CCEN e CCEP), velocidade de soldagem e o número de camadas dos depósitos realizados com os eletrodos produzidos.
- Aprofundar o estudo sobre dos eletrodo produzidos, ampliando as variações nos teores dos elementos utilizados.
- Realizar estudo do comportamento dos depósitos quando submetidos a desgaste abrasivo utilizando-se outros elementos de liga formadores de carbonetos, como titânio, nióbio, molibdênio e vanádio.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASM, I. **ASM Handbook** - Friction, Lubrication, and Wear Technology, 1992.
- ASTM. **Standard Terminology Relating to Erosion and Wear**, 1994.
- ASTM. **G65 – 04 Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. Pennsylvania, United States: 12, 2004.
- Bain, E. C. and H. W. Paxton. **Alloying elements in steel**, American Society for Metals, 1966.
- Berns, H. **Microstructural properties of wear-resistant alloys**. Wear, 1995.
- Bhushan, B. **Introduction to tribology**. New York, John Wiley & Sons, 2002.
- Buchanan, V. **The Comparative Effect of Sugarcane Juice on the Abrasion-Corrosion Behavior of Fe-Cr-B Electric Arc Sprayed and Fe-Cr-C Weld Coatings**. Journal of Materials Engineering and Performance: 1-9, 2011.
- Buchanan, V. E., D. G. McCartney, et al. **A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying**. Wear 264(7-8): 542-549, 2008.
- Buchely, M. F., Gutierrez, J. C., León, L. M., Toro, A. **The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys**. Wear 259(1-6): 52-61, 2005.
- Cassina, J. C. **Resistência ao desgaste de liga a base de cobalto depositada por diferentes processos de soldagem**. Programa de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais. Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Mestre em Engenharia: 149, 1991.
- Catai, R. E. **A influência dos mecanismos de desgaste abrasivo no processo tribológico dos materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos**. 2 Congresso em Ciências de Materiais do Mercosul. Joinville, Santa Catarina. CD-ROM: 1 – 10, 2004.
- Chatterjee, S., Pal, T. K. **Wear behaviour of hardfacing deposits on cast iron**. Wear 255(1-6): 417-425, 2003.
- Chiaverini, V. **Aços e Ferros Fundidos**, ABM, 2008.
- Clara, M. S. **Soldagem de revestimentos**. São Paulo - SP, 2002.
- Coronado, J. J., H. F. Caicedo, et al. **The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits**. Tribology International 42(5): 745-749, 2009.
- Corrêa, E. O. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas**. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. São Carlos - SP, Universidade Federal de São Carlos, 2005.
- Dasgupta, R., R. Thakur, et al. **High stress abrasive wear behaviour of a hardfacing alloy: effects of some experimental factors**. Wear 236(1-2): 368-374, 1999.
- Deuis, R. L., C. Subramanian, et al. **Abrasive wear of aluminium composites--a review**. Wear 201(1-2): 132-144, 1996.
- DIN. **DIN 50320: Análise sistemática dos processos de desgaste**, 1997.

E., B. H. **Metals Handbook Vol. 9: Fractography and Atlas of Fractographs**, American society for Metals, 1980.

Fang, L., X. L. Kong, et al. **Movement patterns of abrasive particles in three-body abrasion**. *Wear* 162-164(Part 2): 782-789, 1993.

Gahr, K. H. Z. **Microstructure and wear of materials**, Elsevier, 1987.

Gohar, R. and H. Rahnejat. **Fundamentals of tribology**, Imperial College Press, 2008.

Hawk, J. A., R. D. Wilson, et al. **Laboratory abrasive wear tests: investigation of test methods and alloy correlation**. *Wear* 225-229(Part 2): 1031-1042, 1999.

He, Y., Z. Li, et al.. **Standard free energy change of formation per unit volume: a new parameter for evaluating nucleation and growth of oxides, sulphides, carbides and nitrides**. *Materials Research Innovations* 1(3): 157-160, 1997.

Henderson, J. L. and J. H. Bulloch. **Alloy classification of hardfacing materials**. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 47(2): 127-158. 1991

Hernandez, O. S. **Otimização do Consumível na Solda de Revestimento aplicada na Indústria Sucroalcooleira**. DEMa. São Carlos - SP, Universidade Federal de São Carlos. Dissertação de Mestrado, 1997.

Holmberg, K. and A. Matthews. **Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering**, Elsevier Science. 2009

Hurricks, P. L. **Some aspects of the metallurgy and wear resistance of surface coatings**. *Wear* 22(3): 291-320, 1972.

Kenneth Holmberg, A. M. **Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering**, 2009.

Kotecki, D. J. and J. S. Ogborn. **Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy**. *Welding Journal*: 269 – 278, 1995.

Leite, R. V. d. M. **Estudo comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem, em chapas metálicas para fabricação de placas anti desgaste**. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica Belo Horizonte - MG, Universidade Federal de Minas Gerais, 2008.

Lima, A. C., Ferraresi, V. A. **Análise da resistência ao desgaste de revestimento duro aplicado por soldagem em facas picadoras de cana-de-açúcar**. *Soldagem & Inspeção* 15(2): 94-102, 2010.

Lima, C. R. C., Camargo, F. **Estudo e caracterização de revestimentos para desgaste aplicados por aspersão térmica a chama oxicom bustível de alta velocidade - HVOF**. 1 Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Curitiba - PR, 2001.

Macedo, B. P. N. and J. Gallego. **Efeito da morfologia dos carbonetos e da variação da microdureza em revestimentos duros resistentes ao desgaste abrasivo com aplicação na indústria sucroalcooleira**. XVI Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica, Florianópolis - SC, 2009.

Machado, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: Processos**. Porto Alegre - RS, 1996.

Mello, M. B. B. et al. **Análise quantitativa do mecanismo de desgaste predominante em ensaios de desgaste abrasivo**. *Horizonte Científico* 1(1), 2007.

- Méndez, T. O. C., A. C.; Pérez, M. R. **Electrodo tubular CIS 1, consumible para el recargue de elementos sometidos a desgaste abrasivo.** COMEC, 2008.
- Modenesi, P. J., Bracarense, A.Q., Marques, P.V. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia,** UFMG, 2009.
- Mondal, D. P., S. Das, et al. **Abrasive wear of Al alloy-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle composite: a study on the combined effect of load and size of abrasive.**" *Wear* 223(1-2): 131-138, 1998.
- Norton, R. L. **Projeto de Máquinas:** uma Abordagem Integrada. Porto Alegre, 2004.
- Porter, D. A. and K. E. Easterling. **Phase transformations in metals and alloys,** Chapman & Hall, 1992.
- Ribeiro R., V. V. A., Gallego J. **Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos soldados do tipo Fe-C-Cr utilizados na indústria sucro-alcooleira.** Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Belo Horizonte, MG, Anais do 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- Silva, H. G. d. **Desenvolvimento de eletrodo tubular para soldagem manual ao arco elétrico.** Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre - RS, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2001.
- Sin, H., N. Saka, et al. **Abrasive wear mechanisms and the grit size effect.** *Wear* 55(1): 163-190, 1979.
- Stolarski, T. A. **Tribology in Machine Design.** Oxford. 1990.
- Su, Y. L. and K. Y. Chen. **The influence of niobium, chromium, molybdenum and carbon on the sliding wear behavior of nickel-base hardfacing alloys.** *Wear* 209: 160-170, 1997.
- Tigrinho, J. J. **Superfícies enriquecidas por carbonetos de tungstênio depositados a plasma por arco transferido.** Pós-Graduação em Engenharia. Curitiba - PR, Universidade Federal do Paraná, 2005.
- Voort G. F. V. **ASM Metals Handbook Vol. 9: Metallography and Microstructures** American Society for Metals, 1985.
- Wang, X., F. Han, et al. **Microstructure and wear properties of the Fe-Ti-V-Mo-C hardfacing alloy.** *Wear* 265(5-6): 583-589, 2008.
- Williams, J. A. and A. M. Hyncica. **Mechanisms of abrasive wear in lubricated contacts.** *Wear* 152(1): 57-74, 1992.
- Yaer, X., K. Shimizu, et al. **Erosive wear characteristics of spheroidal carbides cast iron.** *Wear* 264(11-12): 947-957, 2008.
- Zollinger, O. O., Beckham, J. E., Monroe, C. **What to know before selecting hardfacing electrodes.** *Welding Journal* 77: 39-43, 1998.