

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas**

**Dissertação de Mestrado**

**Desgaste em Recobrimentos Duplex e  
Monocamada a Base de WC-Co**

**Autor: Fernando Víctor de Knecht**  
**Orientadora: Prof. Geralda Cristina Durães de Godoy**

**Fevereiro/2003**

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Fernando Víctor de Knecht

*“Desgaste em Recobrimentos Duplex e  
Monocamada a base de WC-Co”*

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de  
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de  
Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Ciência dos Materiais  
Orientadora: Prof. Geralda Cristina Durães de Godoy

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2003

Aos meus pais, Lea e  
Joannes.

Á Daniela.

## AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na preparação deste trabalho e, em particular:

À professora Geralda Cristina Durães de Godoy, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG, pela orientação;

À Marília Lima pelas amostras e pelo suporte;

Ao Bruno e ao Fabrício Cerqueira pela ajuda na obtenção dos dados experimentais;

Ao Bruno Araújo, Ivair Ramos e Neander Ferreira, da Empresa Júnior da Estatística, pela ajuda nas análises de regressão;

À AÇOMINAS, na figura dos engenheiros Ayrton Mangualde, Dálvio Mourão e Luiz Carlos da Cruz, pelo tempo que me foi cedido para a execução deste trabalho.

## SUMÁRIO

<b>Capítulo 1: Introdução</b> .....	1
<b>Capítulo 2: Objetivos</b> .....	3
<b>Capítulo 3: Revisão Bibliográfica</b> .....	4
3.1. Aspersão Térmica .....	4
3.1.1. HVOF .....	6
3.1.2. Aspersão a Plasma .....	7
3.2. Desgaste .....	8
3.2.1. Desgaste por Abrasão .....	9
3.3. Materiais .....	23
3.3.1. WC-Co .....	24
3.3.2. NiCrAl (Duplex) .....	28
3.3.3. NiCr .....	28
3.4. Topografia .....	29
3.4.1. Perfilometria .....	31
3.4.2. Parâmetros .....	36
<b>Capítulo 4: Metodologia</b> .....	39
4.1. As amostras .....	39
4.2. Desgaste .....	40
4.3. Topografia .....	44
<b>Capítulo 5: Resultados e Discussão</b> .....	48
5.1. Avaliação da topografia das superfícies .....	49
5.2. Desgaste .....	55
5.2.1. Desgaste Brando .....	55
5.2.2. Desgaste Severo.....	59
<b>Capítulo 6: Conclusões</b> .....	65
<b>Referências Bibliográficas</b> .....	67
<b>Anexo 1: Equações de Propagação de Erro</b> .....	70

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1.	Comparação dos processos de aspersão térmica: temperatura do jato vs. velocidade de partículas. <sup>(1)</sup> .....	6
Figura 3.2.	Esquema de uma tocha HVOF genérica <sup>(1)</sup> .....	7
Figura 3.3.	Esquema de uma tocha de aspersão a plasma genérica <sup>(1)</sup> .....	8
Figura 3.4.	Tipos de abrasão <sup>(9)</sup> .....	9
Figura 3.5.	Geometria do contato entre uma partícula abrasiva cônica e a superfície. <sup>(9)</sup> .....	10
Figura 3.6.	Perda de massa em amostras de Cu, Al e aço AISI 1020, submetidas a abrasão de dois corpos por partículas de SiC de 115 $\mu$ m. (a) variação com a distância deslizada e (b) com a carga. <sup>(9)</sup> .....	12
Figura 3.7.	Resistência ao desgaste para metais puros e aços trabalhados a frio e tratados termicamente, sob condições de desgaste abrasivo de dois corpos, traçada em função da dureza Vickers do material. <sup>(9)</sup> .....	14
Figura 3.8.	Linhas de escorregamento para a deformação de um material perfeitamente plástico, causada pelo deslizamento de uma cunha rígida, bi-dimensional, da direita para a esquerda. Podem-se identificar três modos distintos: (a) corte, (b) intermediário e (c) aragem. O ângulo $\theta$ é denominado “ângulo de ataque”. <sup>(9)</sup> .....	15
Figura 3.9.	Modos de remoção observados no deslizamento de um indentador esférico duro sobre latão $\alpha$ , um aço carbono (0,45%C) e um aço inox austenítico (AISI 304). A profundidade de penetração da esfera, $D_p$ , determina o ângulo efetivo de ataque, $\theta$ . <sup>(9)</sup> .....	16

Figura 3.10. Distribuição de freqüência do ângulo de ataque das partículas abrasivas em uma lixa de 70 $\mu$ m de SiC. Neste caso, assumiu-se $\theta_c = 90^\circ$ . <sup>(9)</sup>	17
Figura 3.11. Diagrama mostrando a formação de trinca em material frágil devido à indentação. A carga normal aumenta de (a) para (c) e depois diminui de (d) para (f). <sup>(9)</sup>	19
Figura 3.12. Ilustração esquemática do desgaste em um material frágil por propagação das trincas laterais sob a superfície. <sup>(9)</sup>	20
Figura 3.13. Taxa de desgaste(perda de volume por unidade de distância deslizada) para recobrimentos de WC-Co e para o aço sob condições de desgaste brando e uma carga de 29,4N. <sup>(15)</sup>	26
Figura 3.14. Taxa de desgaste(perda de volume por unidade de distância deslizada) para recobrimentos a base de WC-Co e para o aço sob condições de desgaste severo e uma carga de 29,4N. <sup>(15)</sup>	27
Figura 3.15. Exemplo de medição de rugosidade e ondulação com diferentes comprimentos de corte. <sup>(19)</sup>	30
Figura 3.16. Representação simplificada da perfilometria por contato. <sup>(19)</sup>	32
Figura 3.17. Comparação entre os perfis real e medido por contato. <sup>(19)</sup>	32
Figura 3.18. Comparação entre perfis de uma mesma superfície, medidos com pontas diferentes. <sup>(19)</sup>	33
Figura 3.19. Representação simplificada da perfilometria com laser. <sup>(19)</sup>	34

Figura 3.20.	Representação simplificada da perfilometria por luz espalhada. <sup>(19)</sup> .....	35
Figura 4.1.	Representação esquemática das amostras .....	39
Figura 4.2.	Foto de uma amostra com o recobrimento Duplex. .....	39
Figura 4.3.	.....	41
Figura 4.4.	Representação esquemática do ensaio de desgaste. ....	42
Figura 4.5.	Balança analítica <i>Sartorius 210S</i> .....	42
Figura 4.6.	Politriz .....	43
Figura 4.7.	Porta amostras .....	44
Figura 4.8.	Perfilômetro .....	45
Figura 4.9.	Perfilômetro - detalhe da ponta e mesa de medição .....	45
Figura 4.10.	Registrador do perfilômetro .....	46
Figura 4.11.	Comparação de valores de $R_a$ para diferentes perfis. <sup>(19)</sup> .....	47
Figura 5.1.	Efeito do viés da distribuição de alturas, $Ssk$ , sobre a forma do perfil. <sup>(19)</sup> .....	50
Figura 5.2.	Superfície não filtrada da amostra de WC12Co antes do desgaste .....	51
Figura 5.3.	Superfície não filtrada da amostra de WC12Co após desgaste brando .....	53

	severo .....	
Figura 5.4.	Comparação entre taxas de desgaste dos recobrimentos e do aço na condição branda .....	56
Figura 5.5.	Relação entre dureza e taxa de desgaste na condição branda .....	57
Figura 5.6.	Relação entre $H/E$ e taxa de desgaste na condição branda .....	57
Figura 5.7.	Relação entre a diferença de módulo de elasticidade do recobrimento e do substrato e a taxa de desgaste na condição branda. ....	58
Figura 5.8.	Comparação entre taxas de desgaste dos recobrimentos e do aço na condição severa. ....	60
Figura 5.9.	Relação entre $H/E$ e taxa de desgaste na condição severa .....	61
Figura 5.10.	Relação entre $K_{Ic}$ e taxa de desgaste na condição severa .....	62
Figura 5.11.	Relação entre $H/K_{Ic}$ e taxa de desgaste sob condições severas .....	62
Figura 5.12.	Relação entre a diferença de módulo de elasticidade do recobrimento e do substrato e a taxa de desgaste na condição severa .....	63

## LISTA DE TABELAS

Tabela III.1.	Seleção de $\lambda_c$ conforme DIN 4768 <sup>(19)</sup> .....	30
Tabela IV.1.	Espessura média dos recobrimentos <sup>(5)</sup> .....	40
Tabela IV.2.	Parâmetros do ensaio de desgaste .....	43
Tabela V.1.	Módulo de elasticidade, microdureza e densidade dos materiais .....	48
Tabela V.2.	Tenacidade dos recobrimentos .....	48
Tabela V.3.	Parâmetros de topografia antes dos testes de desgaste .....	49
Tabela V.4.	Parâmetros de topografia após os testes de desgaste brando .....	49
Tabela V.5.	Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-brando em relação a antes do ensaio .....	50
Tabela V.6.	Parâmetros de topografia após os testes de desgaste severo .....	51
Tabela V.7.	Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-severo em relação a antes do ensaio .....	52
Tabela V.8.	Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-severo em relação à pós-brando .....	52
Tabela V.9.	Valores de Índice de Plasticidade Modificado calculados .....	54
Tabela V.10.	Resultados do ensaio de desgaste brando .....	56
Tabela V.11.	Relação entre os valores de $E$ dos recobrimentos e do substrato .....	58

Tabela V.12. Resultados do ensaio de desgaste severo .....	59
Tabela V.13. Variação do coeficiente de desgaste entre as condições branda e severa .....	60

## LISTA DE NOTAÇÕES

$A$	Área da superfície
$d$	Tamanho das partículas
$E$	Módulo de elasticidade
$E'$	Módulo de elasticidade sob tensão plana
$f$	Resistência ao cisalhamento da interface partícula-superfície
$H$	Dureza
$H/K_c$	Índice de fragilidade
$K$	Coefficiente adimensional de desgaste
$k$	Coefficiente dimensional de desgaste
$K_c$	Tenacidade a fratura
$K_{Ic}$	Energia crítica para fratura no modo I
$l_x$	Distância medida na direção $x$ (topografia)
$l_y$	Distância medida na direção $y$ (topografia)
$N$	Número de partículas
$P$	Pressão no ponto de contato
$Q$	Taxa de desgaste
$R_a$	Rugosidade média de um perfil (bidimensional)
$R_q$	Rugosidade média quadrática de um perfil (bidimensional)
$R_s$	Parâmetro de rugosidade
$S$	Distância de deslizada
$S_a$	Rugosidade média de um perfil(tridimensional)
$S_q$	Rugosidade média quadrática de um perfil(tridimensional)
$S_{sc}$	Curvatura média dos picos de um perfil
$S_{sk}$	Simetria da distribuição de alturas em um perfil
$V$	Volume desgastado
$w$	Carga atuando sobre uma partícula individual
$W$	Carga total atuando sobre a superfície
$w_p$	Carga mínima a partir da qual há deformação plástica nos pontos de contato

$w^*$	Carga crítica para o surgimento de trincas laterais em desgaste por fratura frágil
$z$	Altura no ponto (x,y)
$z(x)$	Distância entre o perfil e a linha média no ponto $x$
$\alpha$	Ângulo da ponta de uma partícula cônica penetrando uma superfície
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4, \alpha_5$	Constantes dos modelos de desgaste
$\beta$	Raio dos picos das asperezas
$\eta$	Fração do material deslocado efetivamente removida
$\lambda_c$	Comprimento de corte
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$\theta$	Ângulo efetivo de ataque
$\theta_c$	Ângulo crítico de ataque
$\sigma$	Desvio padrão da distribuição de asperezas na superfície
$\Psi$	Índice de plasticidade
$\Psi'$	Índice de plasticidade modificado

## RESUMO

Estudou-se o desgaste abrasivo dos recobrimentos duplex WC12Co/NiCrAl monocamada WC12Co e monocamada 50%(WC12Co)50%(NiCr) “como depositado” e “fundido”. Os testes foram realizados em duas condições de severidade que foram denominadas “desgaste brando” e “desgaste severo”. Amostras do material do substrato, aço AISI 1020, também foram desgastadas para fins de comparação. Também foi feita uma caracterização superficial dos materiais antes e depois do desgaste por meio de parâmetros de topografia extraídos das superfícies por perfilometria. Um Índice de Plasticidade Modificado foi definido para avaliar a natureza do contato entre o meio abrasivo e a superfície.

As menores taxas de desgaste foram observadas no recobrimento duplex em ambas as condições. Os resultados obtidos mostram que os recobrimentos 50%(WC12Co)50%(NiCr) apresentam menor resistência ao desgaste do que os recobrimentos Duplex e monocamada WC12Co nas duas condições estudadas. Apesar disso, a taxa de desgaste desses materiais foi muitas vezes inferior à do aço, de modo que, apesar de não constituírem a melhor opção para resistir ao desgaste, podem ser utilizados com sucesso na presença desse tipo de solicitação.

O estudo dos parâmetros de topografia contribuiu para a caracterização dos mecanismos de desgaste atuantes. Foi comprovado que o Índice de Plasticidade, função tanto das características da superfície quanto das propriedades dos materiais, pode ser utilizado para comparar o comportamento de desgaste de materiais diferentes.

## ABSTRACT

The abrasive wear of a WC12Co/NiCrAl two layer coating, single layer WC12Co, and single layer 50%(WC12Co)50%(NiCr) on the “as deposited” and “melted” conditions was studied. The tests were performed at two different conditions, called “mild wear” and “severe wear”. Samples of the substrate material, AISI 1020 grade steel, were also studied for comparison. The surface of the materials was characterized before and after the wear tests using topographic parameters obtained by stylus profilometry. A “Modified Plasticity Index” was created to evaluate the nature of the contact between the surfaces and the abrasive media.

The lowest wear rates were found on the duplex coating on both severity conditions. The results show that the 50%(WC12Co)50%(NiCr) coatings have lower wear resistance than the WC12Co single layer and duplex coatings on both severity conditions. However, their wear rate was significantly lower than that of the steel. Although the 50%(WC12Co)50%(NiCr) coatings proved not to be the best choice in terms of wear resistance, they are resistant enough to produce good results on wear applications.

The topographic parameters helped on the characterization of the wear mechanisms. The Modified Plasticity Index, defined as a function both of the surface characteristics and of the mechanical properties of the materials, can be used to compare the wear behavior of different surfaces/coatings.

## Capítulo 1: Introdução

A busca por materiais que combinassem boa resistência ao desgaste com boa tenacidade conduziu ao desenvolvimento de técnicas de alteração superficial. Tal alteração pode se dar por meio de um tratamento térmico ou mecânico da superfície ou da utilização de recobrimentos.

A técnica de aspersão térmica consiste em projetar partículas fundidas ou semi-fundidas do recobrimento sobre o substrato. Ao colidir com o substrato, as “gotas” do material do recobrimento achatam-se umas sobre as outras, formando uma estrutura lamelar.<sup>(1)</sup>

Os recobrimentos à base de WC têm sido amplamente utilizados devido às suas elevadas dureza e resistência ao desgaste, sendo usualmente aplicados por meio de aspersão térmica.

Tais recobrimentos, porém, são porosos. Quando utilizados em meios corrosivos, os poros permitem a penetração do agente corrosivo que, assim, consegue atacar o substrato, prejudicando a adesão do recobrimento e, conseqüentemente, o desempenho ou vida útil da peça ou equipamento.

Toma et al<sup>(2)</sup> confirmam esse argumento, comprovando que um recobrimento termicamente aspergido erode-se mais rapidamente se sua matriz estiver sendo corroída. Dentre os resultados obtidos, tem-se que a adição de somente 4% de Cr a um recobrimento de WC-Co melhorou suas resistências à erosão e corrosão.

Por outro lado, recobrimentos a base de NiCr apresentam boa resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas.<sup>(3)</sup>

Um fator importante para o desgaste dos materiais é sua condição superficial. Greenwood e Williamson<sup>(4)</sup>, já em 1966, formularam uma teoria relacionando as características da superfície com o desgaste por ela sofrido. Hoje em dia, com o desenvolvimento de técnicas mais simples e acessíveis de perfilometria, bem como de

programas computacionais para análise da topografia da superfície, a relação entre desgaste e condição superficial torna-se cada vez mais interessante.

Neste trabalho, estudos de desgaste abrasivo foram realizados em recobrimentos desenvolvidos para aplicações em que desgaste é o fenômeno predominante na redução de vida de componentes que operam simultaneamente em meios quimicamente agressivos. A mistura e/ou combinação do pó de metal duro WC-Co com ligas à base de NiCr objetivaram a produção de recobrimentos para tais aplicações. Foram estudados os recobrimentos monocamada WC-Co, duplex WC-Co/NiCrAl, monocamada (WC-Co + NiCr) “como depositado” e monocamada (WC-Co + NiCr) “fundido”.

## **Capítulo 2: Objetivos**

O objetivo deste trabalho é estudar o desgaste de quatro recobrimentos diferentes, WC-Co, WCCo/NiCrFeSiBC como depositado e fundido monocamada e duplex WC-Co + NiCr/Al, comparando-os entre si. Pretende-se também fazer a caracterização topográfica dos quatro sistemas antes e depois do desgaste. Uma vez feita a comparação, o melhor recobrimento para aplicações de desgaste será determinado.

## Capítulo 3: Revisão Bibliográfica

### 3.1. Aspersão Térmica <sup>(1, 6)</sup>

Os recobrimentos termicamente aspergidos são formados pela sobreposição de gotículas impactadas do material utilizado como recobrimento na superfície do substrato. As elevadas temperaturas alcançadas pelas fontes de calor de alguns processos tornam possível a utilização de qualquer tipo de material (metais, cerâmicas, polímeros e compósitos) como recobrimento.

As principais limitações desses processos são aderência, elevada porosidade e limite de espessura mínima para o recobrimento. Alguns processos foram desenvolvidos com o objetivo de superar, ou pelo menos minimizar, tais limitações.

O processo pode ser resumido da seguinte forma: as partículas do material do recobrimento são alimentadas à corrente do gás de transporte aquecido, aonde elas se fundem, formando gotículas, e são projetadas contra a superfície do substrato. Ao atingir a superfície, as gotículas se espalham devido ao impacto, criando uma estrutura lamelar e preenchendo os espaços vazios deixados pelas gotículas precedentes. Quanto mais forte o impacto com a superfície, maior o espalhamento, resultando em melhor preenchimento dos espaços vazios e conseqüente melhora nas propriedades do recobrimento (menor porosidade e maior aderência). Devido à alta taxa de resfriamento das gotas espalhadas, o recobrimento apresenta baixa segregação.

Algumas variáveis que afetam o processo estão listadas abaixo.

- Velocidade do gás de transporte;
- Regime de fluxo do gás de transporte;
- Composição do gás;
- Tamanho e forma do pó;
- Propriedades térmicas do pó;
- Temperatura;

- Fonte de calor;
- Taxa de alimentação do material;
- Trajetória das partículas;
- Ângulo de impacto das partículas;
- Energia de impacto das partículas;
- Tipo de substrato;
- Temperatura do substrato.

Podem ser citadas as seguintes aplicações típicas para recobrimentos termicamente aspergidos:

- Resistência ao desgaste;
- Isolamento térmico;
- Resistência à corrosão;
- Recobrimentos condutores de eletricidade;
- Recobrimentos isolantes elétricos;
- Restauração dimensional;
- Recobrimentos biocompatíveis.

Alguns dos processos de aspersão térmica encontram-se listados abaixo.

- Spray a chama;
- Spray a arco
- Detonação (D-Gun);
- HVOF (Combustão hipersônica, *high velocity oxy-fuel spray*);
- Wire-Arc Spray;
- Plasma
  - Baixa Pressão ou a Vácuo;
  - Plasma "Protegido";
  - Plasma "Atmosférico"
  - GatorGard<sup>®</sup>;
  - Alta Potência e Arco Prolongado;

- Alimentação axial;
- Rádio-Frequência (RF) ou Indução.

A Figura 3.1 apresenta, na forma de um diagrama, uma comparação entre alguns dos processos citados.

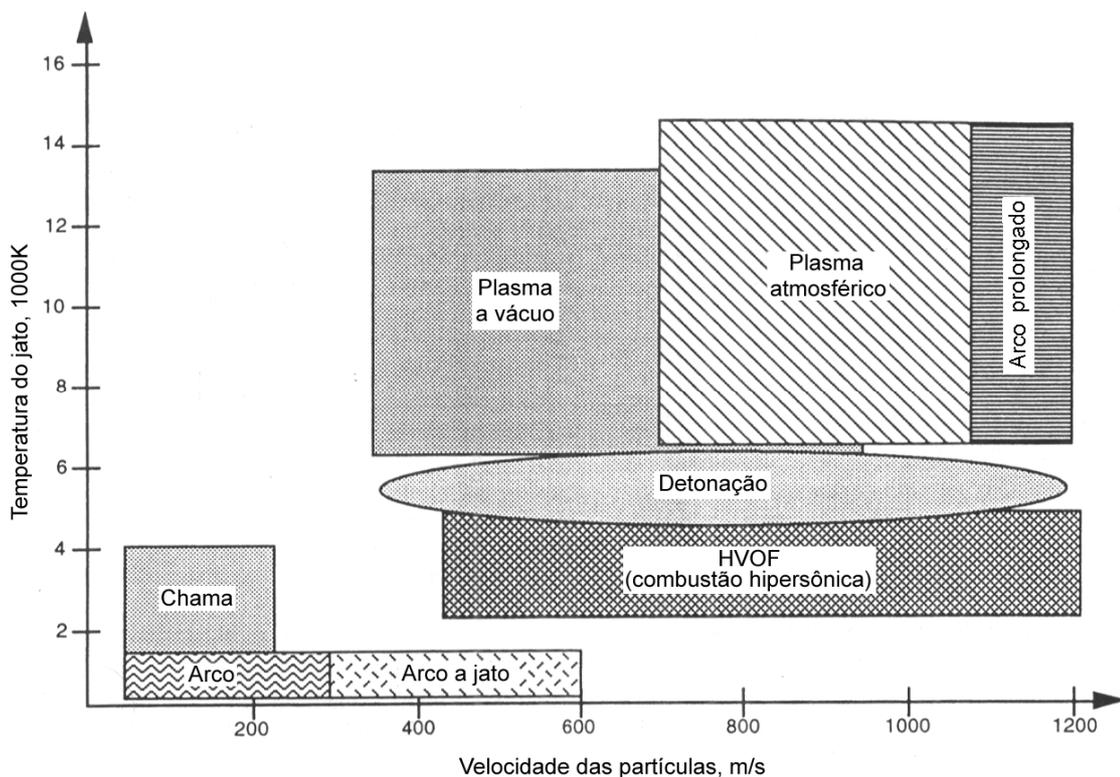


Figura 3.1. Comparação dos processos de aspersão térmica: temperatura do jato vs. velocidade de partículas.<sup>(1)</sup>

### 3.1.1. HVOF<sup>(1)</sup>

O HVOF foi criado em 1958 por Smith et al na Union Carbide, tendo sido disponibilizado ao mercado em 1974.

O processo pode ser resumido da seguinte forma: uma mistura de um combustível (propano, propileno, hidrogênio etc) e oxigênio é queimada sob pressão e alimentada ao bocal da tocha junto com o gás transportador contendo o pó do material do

recobrimento. Tal sistema possibilita a propulsão das partículas fundidas a velocidades muito elevadas, produzindo recobrimentos com boa densidade e aderência.

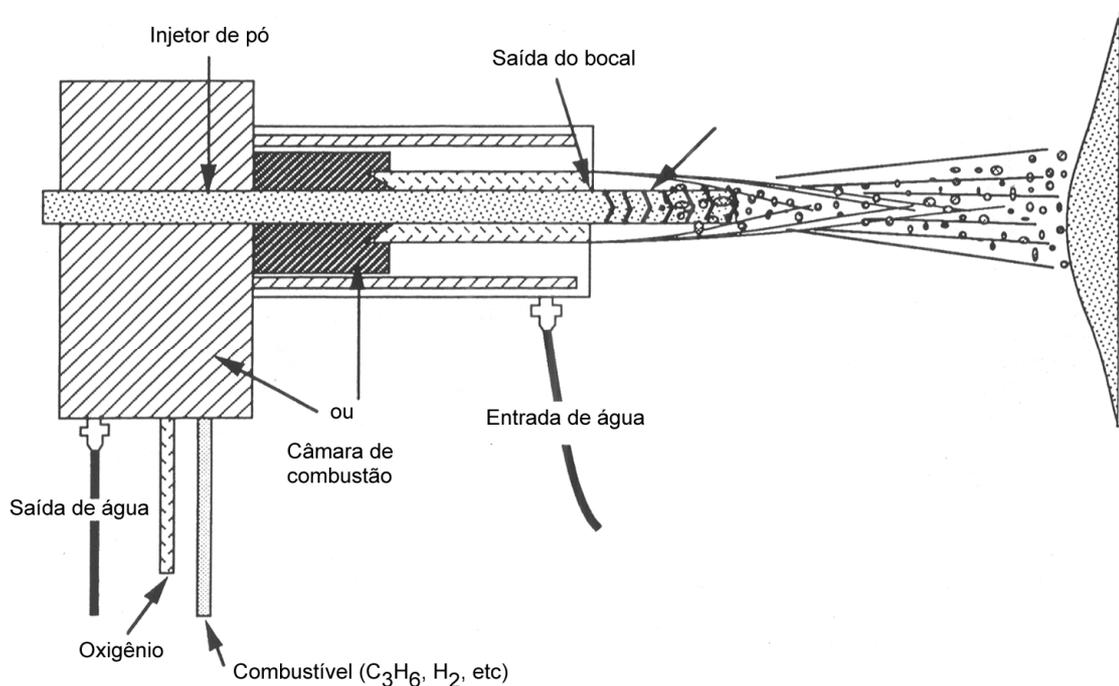


Figura 3.2. Esquema de uma tocha HVOF genérica<sup>(1)</sup>

### 3.1.2. Aspersão a Plasma<sup>(1)</sup>

Os processos de aspersão térmica a plasma, como o nome sugere, são aqueles que utilizam um plasma como fonte de calor. As temperaturas geradas podem ultrapassar 3000K, dependendo das propriedades do gás e do arco. As altas temperaturas possíveis de serem alcançadas tornam possível sua utilização com praticamente qualquer material. A Figura 3.3 mostra uma tocha genérica de um processo de aspersão a plasma.

A primeira etapa do processo é a geração do plasma. Um arco elétrico é estabelecido entre um eletrodo de tungstênio e o bocal da tocha. Um gás inerte (Ar ou He) é então aquecido e ionizado pelo arco, criando o jato de plasma. As partículas do material do recobrimento são alimentadas a esse jato, sendo fundidas e projetadas contra a superfície do substrato.

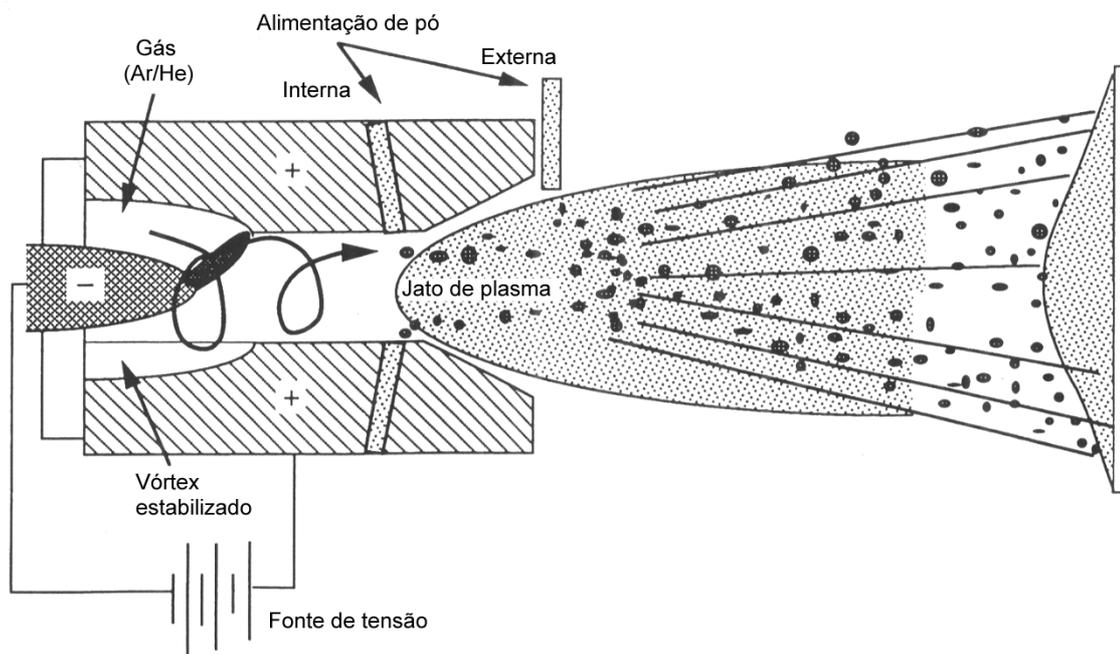


Figura 3.3. Esquema de uma tocha de aspersão a plasma genérica<sup>(1)</sup>

As velocidades de partícula relativamente altas e elevadas temperaturas permitem a formação de recobrimentos densos (densidades excedem 95% do valor do material compacto) e com boa aderência (acima de 34MPa e frequentemente acima de 68MPa).

### 3.2. Desgaste

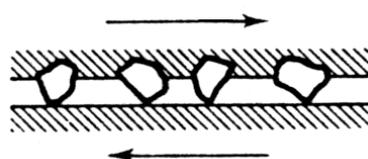
Desgaste, de uma maneira geral, pode ser definido como uma perda progressiva ou deslocamento de material de uma superfície devido ao movimento relativo desta com uma outra superfície<sup>(7)</sup>.

O desgaste pode se dar por adesão, abrasão, fadiga, oxidação ou combinação destes. A forma que mais interessa para o problema em questão é o desgaste abrasivo, que será estudado em maior detalhe mais adiante.

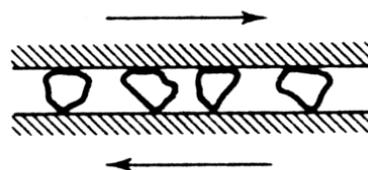
A terminologia utilizada a seguir foi baseada na norma ASTM G40<sup>(8)</sup>.

### 3.2.1. Desgaste por Abrasão

Desgaste por abrasão corresponde à remoção do material de uma superfície por um material mais duro, que se choca ou arrasta sobre essa superfície. Tal processo pode ocorrer entre dois ou três corpos.



**(a) Abrasão de dois corpos**



**(b) Abrasão de três corpos**

Figura 3.4. Tipos de abrasão<sup>(9)</sup>

Abrasão de dois corpos ocorre quando a partícula abrasiva se encontra presa, ou faz parte de uma das superfícies em contato. No caso de três corpos, as partículas abrasivas atuam entre as superfícies em movimento relativo. Tais partículas podem ser impurezas no sistema, ou ter sido removidas das superfícies como resultado de desgaste ou corrosão.

A remoção de material por desgaste abrasivo pode se dar por escoamento (deformação) plástico ou por fratura frágil.<sup>(9)</sup>

a. Deformação plástica

O desgaste por deformação plástica ocorre quando a partícula ou corpo abrasivo desloca lateralmente o material, que escoia plasticamente, ao longo de seu caminho de deslizamento, como um arado.

Um modelo simples deste mecanismo<sup>(9)</sup> assume que o corpo abrasivo tem a forma de um cone, como ilustrado na Figura 3.5.

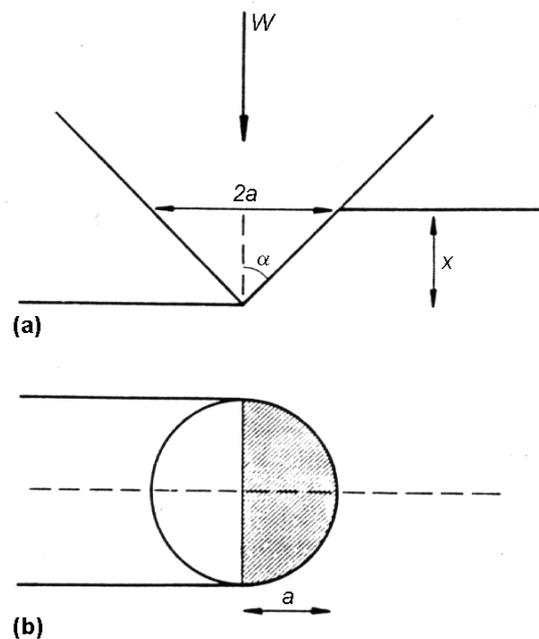


Figura 3.5. Geometria do contato entre uma partícula abrasiva cônica e a superfície.<sup>(9)</sup>

Seja  $w$  a carga atuando nessa “ponta” abrasiva, causando uma pressão  $P$  sobre a área de contato e que penetra uma distância  $x$  na superfície.

Dada a forma da partícula e seu deslocamento, tem-se que o valor da carga pode ser expresso na forma:

$$w = \frac{1}{2} P \pi x^2 \operatorname{tg}^2 \alpha \quad (3.1)$$

Explicitando-se  $x^2$ :

$$x^2 = \frac{2w}{P\pi g^2 \alpha} \quad (3.2)$$

O volume de material deslocado pela partícula abrasiva por unidade de deslocamento é  $q$ , dado por:

$$q = x^2 \operatorname{tg} \alpha \quad (3.3)$$

Considerando que apenas uma fração  $\eta$  do material deslocado é removida e substituindo-se  $x^2$  na Equação 3.3 pela 3.2:

$$q = \frac{2\eta w}{P\pi g \alpha} \quad (3.4)$$

Somando-se todas as partículas abrasivas em contato com a superfície:

$$\sum q = \sum \frac{2\eta w}{P\pi g \alpha} \quad (3.5)$$

Sendo  $\eta$  e  $\alpha$  características da superfície e do abrasivo, respectivamente,  $\frac{2\eta}{\pi g \alpha}$  é uma constante, denominada coeficiente adimensional de desgaste,  $K$ . Fazendo  $\sum q = Q$ ,  $\sum w = W$  e  $P \approx H$  (dureza do material da superfície),

$$Q = \frac{KW}{H} \quad (3.6)$$

$Q$  é chamado de taxa de desgaste<sup>(9)</sup>, sendo expresso em unidades de volume por distância deslizada.

$K$  representa a severidade do desgaste. Hutchings também define um coeficiente dimensional de desgaste,  $k$ , dado por:

$$k = \frac{K}{H} \quad (3.7)$$

$k$  é expresso em unidades de volume desgastado por distância deslizada por unidade de força normal, tipicamente  $\text{mm}^3\text{N}^{-1}\text{m}^{-1}$ .

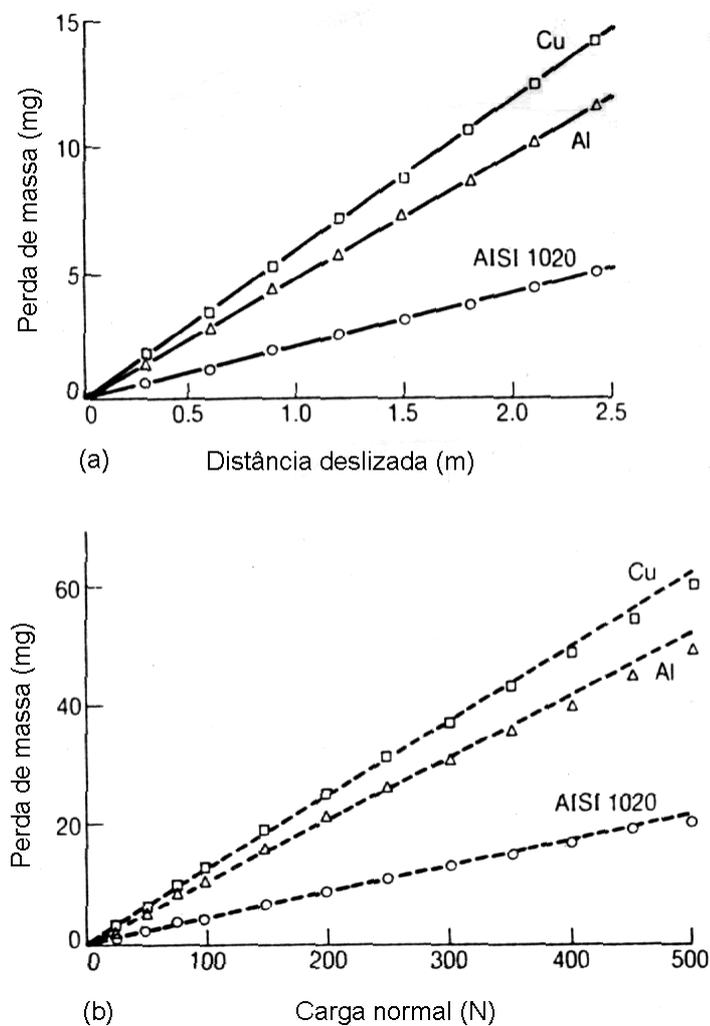


Figura 3.6. Perda de massa em amostras de Cu, Al e aço AISI 1020, submetidas à abrasão de dois corpos por partículas de SiC de  $115\mu\text{m}$ . (a) variação com a distância deslizada e (b) com a carga.<sup>(9)</sup>

A Equação 3.6 indica uma relação linear entre a carga e a perda de material. Evidências empíricas confirmam tal relação, como mostrado na Figura 3.6b. A Figura 3.6a mostra a relação linear entre perda de massa e distância deslizada, que pode ser obtida reescrevendo-se a relação 3.6 em termos da perda de volume.

$$V = \frac{KWS}{H} \quad (3.8)$$

onde  $V$  é a perda de volume e  $S$  o comprimento da trilha desgastada (distância de deslizamento relativo entre as superfícies). Tal comportamento linear de perda de massa em relação à distância deslizada também foi observado em Stewart et al<sup>(10)</sup>.

A Equação 3.6 também sugere uma relação inversa entre a dureza do material que compõe a superfície e a taxa de desgaste,  $Q$ . A Figura 3.7 ilustra a relação empírica encontrada entre dureza e desgaste.

Deve-se notar, na Figura 3.7, que, para os metais trabalhados a frio, os aumentos de dureza não foram acompanhados de melhora na resistência ao desgaste. Tal fato, porém, não invalida a relação entre dureza e taxa de desgaste, apresentada anteriormente. O mecanismo de desgaste por escoamento plástico causa o cisalhamento da superfície, fazendo com que esta encrua, adquirindo dureza superior à do restante do material. Segundo Hutchings<sup>(9)</sup>, uma correlação melhor pode ser encontrada entre resistência ao desgaste e dureza da superfície desgastada, ao invés da dureza do material como um todo. A taxa de encruamento é, assim, um fator que influencia o coeficiente de desgaste,  $K$ , ou seja, a severidade do desgaste. A fração de partículas que de fato removem material durante o desgaste, que por sua vez é dependente do modo de remoção por deformação plástica, também é um fator que influencia  $K$ .

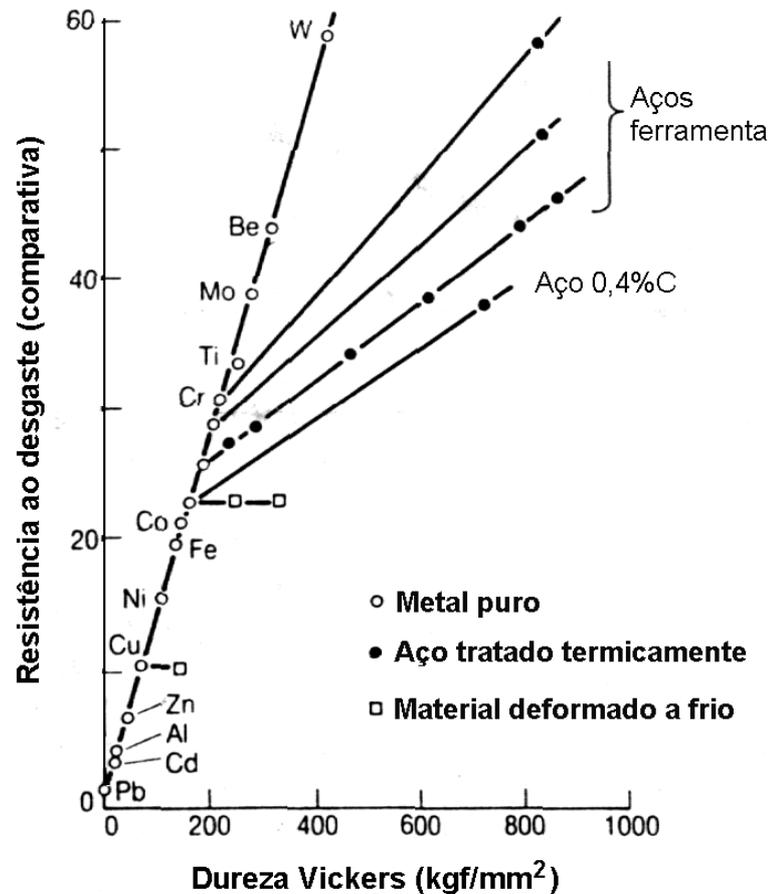


Figura 3.7. Resistência ao desgaste para metais puros e aços trabalhados a frio e tratados termicamente, sob condições desgaste abrasivo de dois corpos, traçada em função da dureza Vickers do material.<sup>(9)</sup>

O modelo desenvolvido (Equação 3.7) utiliza a simplificação de assumir que todas as partículas abrasivas possuem a mesma forma e removem material da mesma maneira. Na prática, porém, as partículas possuem formas variadas e removem material de maneiras diferentes<sup>(9)</sup>. A Figura 3.8 ilustra três modos de remoção de material de uma superfície quando “riscada” plasticamente por partículas de três formas (ângulos de ataque) diferentes.

A Figura 3.8a mostra o modo de corte, que funciona como um processo de usinagem. O material da superfície é deslocado por sobre a partícula abrasiva por uma zona de

cisalhamento, formando um cavaco. Neste modo de desgaste, todo o material deslocado é removido.

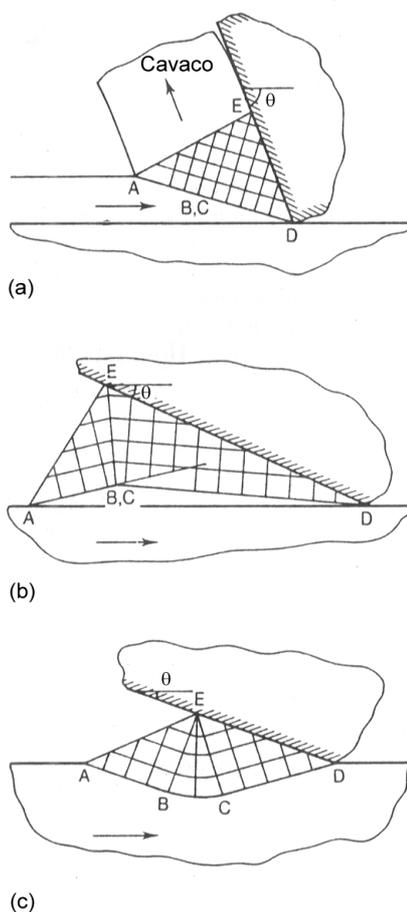


Figura 3.8. Linhas de escorregamento para a deformação de um material perfeitamente plástico, causada pelo deslizamento de uma cunha rígida, bi-dimensional, da direita para a esquerda. Podem-se identificar três modos distintos: (a) corte, (b) intermediário e (c) aragem. O ângulo  $\theta$  é denominado “ângulo de ataque”.<sup>(9)</sup>

A Figura 3.8c mostra o modo de “aragem”, no qual o material é empurrado pela partícula abrasiva, criando um sulco na superfície. Neste modo de desgaste nenhum material é removido, sendo somente deslocado.

A Figura 3.8b apresenta um modo intermediário entre o corte e a aragem. Uma parte do material é removida enquanto o restante é apenas deslocado.

Os fatores que determinam qual modo estará operando em cada situação são o ângulo de ataque,  $\theta$ , e a resistência ao cisalhamento da interface partícula-superfície,  $f$ .

Segundo Hutchings<sup>(9)</sup>,  $f$  possuiria dois valores extremos, 0 e 1, nos quais haveria, respectivamente, perfeita lubrificação e adesão entre a partícula e a superfície. A Figura 3.9 ilustra os efeitos de  $\theta$  e de  $f$  sobre o modo de remoção observado no contato de um indentedor esférico sobre latão  $\alpha$ , um aço carbono (0,45%C) e um aço inox austenítico. Na figura pode-se perceber que para valores de  $f$  inferiores a 0,5, somente os modos de corte e aragem estariam em operação. Para  $f$  acima de 0,5, todos os três modos estariam operando. Na condição limite  $f=1,0$ , não haveria aragem e a severidade do desgaste seria máxima. Independentemente do valor de  $f$ , a figura ilustra bem o efeito de  $\theta$  - um aumento em  $\theta$  favorece o modo de corte. A transição do modo de aragem para os demais modos se dá a um ângulo crítico  $\theta_c$ , dado na Figura 3.9 pela fronteira que separa a região de aragem das demais regiões.<sup>(9)</sup>

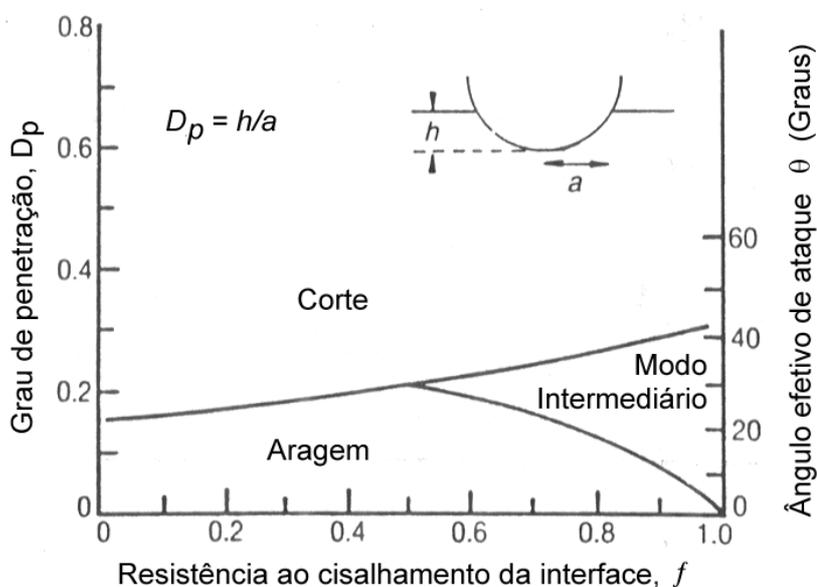


Figura 3.9. Modos de remoção observados no deslizamento de um indentedor esférico duro sobre latão  $\alpha$ , um aço carbono (0,45%C) e um aço inox austenítico (AISI 304). A profundidade de penetração da esfera,  $D_p$ , determina o ângulo efetivo de ataque,  $\theta$ .<sup>(9)</sup>

A Figura 3.10 ilustra o efeito de  $\theta_c$ . Seja a distribuição de ângulos de ataque das partículas abrasivas de uma lixa de SiC, mostrada na Figura 3.10. Pode-se perceber que quanto maior o ângulo crítico, menor será a quantidade de partículas efetivamente removendo material.  $\theta_c$  depende de  $f$ , do encruamento da superfície e das propriedades elásticas do material<sup>(9)</sup>.

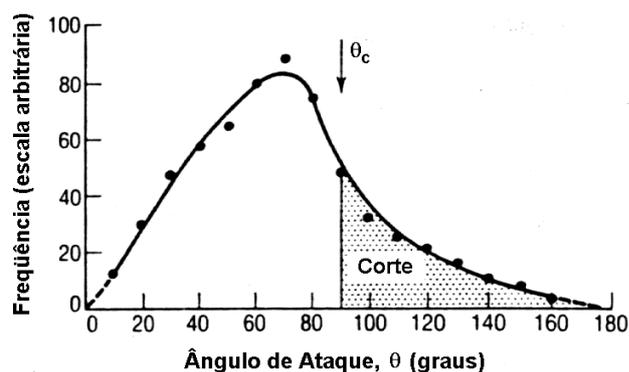


Figura 3.10. Distribuição de frequência do ângulo de ataque das partículas abrasivas em uma lixa de 70 $\mu$ m de SiC. Neste caso, assumiu-se  $\theta_c = 90^\circ$ .<sup>(9)</sup>

O ângulo de ataque,  $\theta$ , aumenta com uma maior penetração da partícula na superfície. Essa penetração depende do encruamento da superfície e da relação  $E/H$ , sendo  $E$  o módulo de elasticidade e  $H$  a dureza da superfície. Quanto menor a relação  $E/H$ , menor a penetração e menor o ângulo de ataque, resultando em menor remoção de material.<sup>(9)</sup> Por isso, muitos autores associam a severidade do desgaste sofrido com a razão  $H/E$  dos materiais. Se  $H/E$  for baixo, implicando  $E/H$  alto, o ângulo de ataque também será alto e o modo de corte será favorecido, aumentando a severidade do desgaste. Uma vez que ocorra a penetração da partícula abrasiva na superfície,  $E/H$  indicaria uma maior ou menor propensão à ocorrência de corte, afetando  $K$ .

Greenwood e Williamson<sup>(4)</sup> definem a carga mínima a partir da qual haveria deformação plástica nos pontos de contato como sendo  $w_p$ . Supondo que as asperezas na superfície apresentem uma distribuição normal, com desvio padrão  $\sigma$ , então  $w_p$  será dado por:

$$w_p = \left( \frac{\beta}{\sigma} \right) \left( \frac{H}{E'} \right)^2 \quad (3.9)$$

Assim,  $w_p$  (Equação 3.9) seria função de propriedades tanto do material (dureza,  $H$ , e módulo de elasticidade sob tensão plana,  $E'$ ), quanto da superfície (raio dos picos,  $\beta$ , e desvio padrão,  $\sigma$ , da distribuição das asperezas).  $E'$  é definido pela Equação 3.10.

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (3.10)$$

aonde  $E$  é o módulo de elasticidade e  $\nu$  o coeficiente de Poisson do material.

Greenwood e Williamson vão mais além e definem um índice de plasticidade,  $\Psi$ , função de  $w_p$ .<sup>(4)</sup>

$$\Psi = (w_p)^{-1/2} \quad (3.11)$$

$$\Psi = \left( \frac{E'}{H} \right) \sqrt{\left( \frac{\sigma}{\beta} \right)} \quad (3.12)$$

Quando  $\Psi < 0,6$ , contato plástico somente ocorre se as pressões forem muito elevadas. Para  $\Psi > 1,0$ , deformação plástica ocorre a partir de pressões relativamente baixas. Se  $0,6 < \Psi < 1,0$ , não é possível determinar o tipo de deformação nos pontos de contato<sup>(4)</sup>.

Whitehouse e Archard<sup>(11)</sup>, porém, afirmam que a Equação 3.12 foi derivada utilizando o pressuposto de que cada aspereza em contato se deforma independentemente das demais. Assim, para  $\beta$ s muito pequenos, há interação entre as deformações de asperezas adjacentes e a Equação 3.12 perde a validade.

#### b. Fratura frágil

Seja uma partícula pressionando a superfície de um material frágil. Caso essa partícula seja dura e angular, pode ocorrer deformação plástica do material da superfície no ponto de contato, visando à acomodação das elevadas tensões geradas. Quando a carga na

partícula excede um valor crítico, uma trinca vertical se forma. Elevações subseqüentes na carga provocam o aumento do comprimento da trinca.<sup>(9)</sup>

Com a redução da carga, as tensões residuais, resultantes da acomodação do material às tensões normais por escoamento plástico, fazem com que a trinca se feche e surjam trincas laterais. Com a remoção final da carga, as trincas laterais curvam-se para cima, terminando na superfície (Figura 3.11).

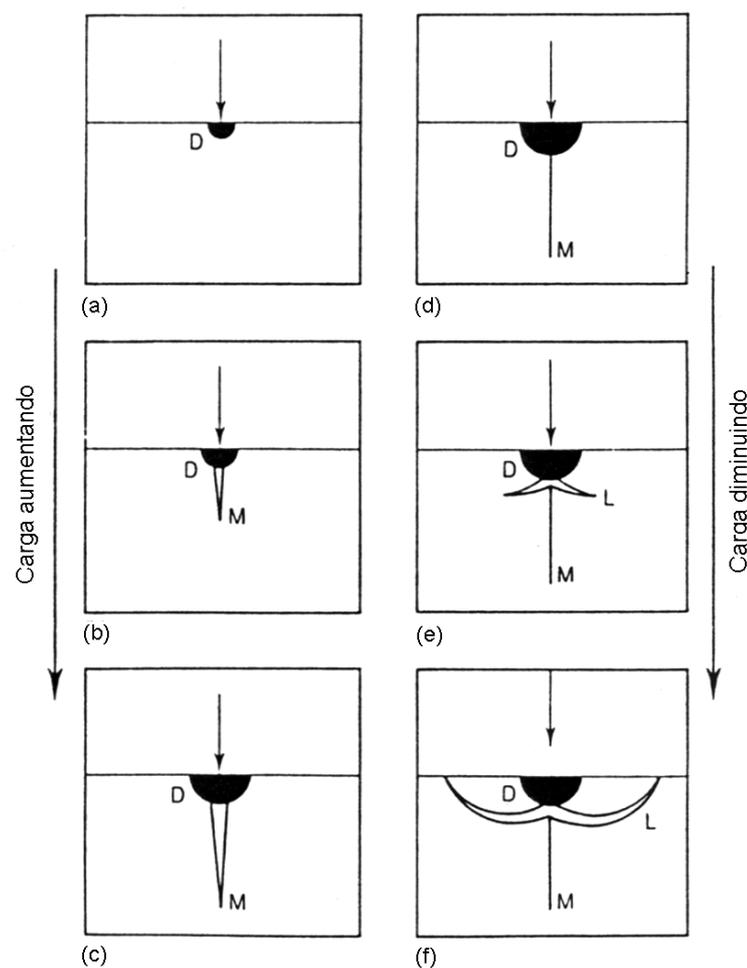


Figura 3.11. Diagrama mostrando a formação de trinca em material frágil devido a indentação. A carga normal aumenta de (a) para (c) e depois diminui de (d) para (f).<sup>(9)</sup>

Na Figura 3.11, a seta do lado esquerdo (de (a) para (c)) mostra o resultado de uma elevação progressiva da carga. A seta do lado direito (de (d) para (f)), mostra o efeito da redução progressiva da carga, depois de atingido o ponto (c). Em (d), a trinca existente

em (c) fecha-se devido às tensões residuais. Em (e) iniciam-se as trincas laterais e em (f) essas trincas alcançam a superfície, causando o desprendimento de material.<sup>(9)</sup>

É importante ressaltar que as trincas verticais não são diretamente responsáveis por desgaste. Trincas semelhantes, chamadas hertzianas, podem surgir sem que ocorra deformação localizada e sem causar remoção direta de material.

Por outro lado, as trincas laterais causam o desprendimento de grandes quantidades de material da superfície, sendo causadoras de desgaste significativo. Tais trincas surgem quando a carga atinge um valor crítico  $w^*$ , dependente da tenacidade ( $K_c$ ) e da dureza ( $H$ ) do material.<sup>(9)</sup>

$$w^* = \alpha \left( \frac{K_c}{H} \right)^3 K_c \quad (3.13)$$

A razão  $H/K_c$  é uma medida da fragilidade do material. Um baixo valor de  $H/K_c$  corresponde a um elevado  $w^*$ , resultando em uma maior dificuldade para fraturar e, conseqüentemente, em maior resistência ao desgaste por fratura frágil.

Um modelo de desgaste por fratura frágil é ilustrado na Figura 3.12.

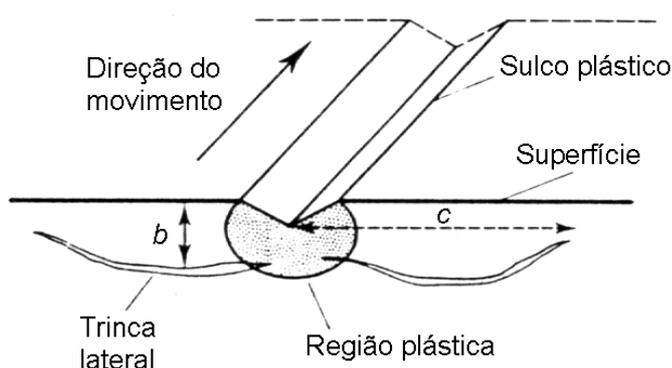


Figura 3.12. Ilustração esquemática do desgaste em um material frágil por propagação das trincas laterais sob a superfície.<sup>(9)</sup>

O modelo assume que o volume de material “lascado” da superfície por unidade de deslocamento corresponde a  $2bc$  (Figura 3.12), onde<sup>(9)</sup>:

$$c = \alpha_1 \frac{(E/H)^{3/5} w^{5/8}}{K_c^{1/2} H^{1/8}} \quad (3.14)$$

$$b = \alpha_2 \left( \frac{E}{H} \right)^{2/5} \left( \frac{w}{H} \right)^{1/2} \quad (3.15)$$

$E$ ,  $H$  e  $K_c$  são, respectivamente, o módulo de Young, dureza e tenacidade do material,  $w$  é a carga na partícula e  $\alpha_1$  e  $\alpha_2$  são constantes geométricas.

Supondo que  $N$  partículas estão em contato com a superfície, o volume total removido por unidade de deslizamento,  $Q$ , é dado por:

$$Q = \alpha_3 N \frac{(E/H) w^{9/8}}{K_c^{1/2} H^{5/8}} \quad (3.16)$$

aonde  $\alpha_3$  é uma constante que independe do material.

Outros desenvolvimentos do mesmo modelo conduzem a expressões diferentes.<sup>(9)</sup>

$$Q = \alpha_4 N \frac{w^{5/4}}{K_c^{3/4} H^{1/2}} \quad (3.17)$$

$$Q = \alpha_5 \frac{W^{5/4} d^{1/2}}{A^{1/4} K_c^{3/4} H^{1/2}} \quad (3.18)$$

aonde  $\alpha_4$  e  $\alpha_5$  são constantes,  $W$  a carga total ( $W = Nw$ ),  $A$  a área da superfície e  $d$  o tamanho das partículas.

Deve-se notar a maior influência da tenacidade, em comparação à dureza, sobre a taxa de desgaste,  $Q$ . Observa-se, também, que o expoente de  $w$ , a carga normal sobre cada partícula, é maior do que 1. Esta correlação entre  $Q$  e  $w$  estabelece uma dependência da

taxa de desgaste com o tamanho da partícula abrasiva. Para uma dada carga total  $W$  e uma área de contato aparente  $A$ , a Equação 3.18 estabelece que a taxa de desgaste aumenta com a raiz quadrada do tamanho da partícula.

Os modelos de desgaste por fratura frágil predizem taxas de desgaste consideravelmente maiores do que aquelas previstas pelos mecanismos de desgaste por deformação plástica.

*Sobre a importância do módulo de elasticidade.*

A busca por recobrimentos mais resistentes ao desgaste levou ao desenvolvimento de materiais com dureza ( $H$ ) muito elevada, sem, contudo, dar a devida atenção ao módulo de elasticidade ( $E$ ) do material. Matthews e Leyland propõem que, dada a dureza do material, um baixo módulo de elasticidade contribuiria para uma maior resistência ao desgaste, especialmente se houver semelhança entre os valores de  $E$  do recobrimento e do substrato<sup>(12)</sup>. Nas palavras dos autores:

*É, porém, aparente que, para uma dada dureza do recobrimento, um módulo de elasticidade mais baixo será benéfico, especialmente se ele puder ser aproximado àquele do substrato, assim minimizando as descontinuidades de tensão na interface sob uma carga aplicada, permitindo que o recobrimento se deforme junto com o substrato sem que ocorram trincas ou perda de aderência.*<sup>(12)</sup> Tradução nossa.

Em estudos desses autores sobre desgaste por escorregamento, recobrimentos Ti-B-N e Ti-Al-B-N com a mesma relação  $H/E$  apresentaram melhor desempenho quando o módulo de elasticidade do recobrimento era mais próximo ao do substrato de aço ( $E = 195\text{GPa}$ ). A introdução de Al de baixo módulo de elasticidade (em torno de  $70\text{GPa}$ ) ao recobrimento Ti-B-N ocasionou uma redução do módulo de elasticidade (de  $400\text{GPa}$  para  $300\text{GPa}$ ), sem alteração significativa da dureza, resultando em uma menor taxa de desgaste<sup>(12)</sup>.

Assim, Leyland e Matthews propõem que os recobrimentos mais resistentes ao desgaste possuiriam uma relação  $H/E$  elevada, resultado de uma alta dureza para resistir à deformação plástica e de um baixo módulo de elasticidade, semelhante ou inferior àquele do substrato.<sup>(12)</sup> O critério de utilizar recobrimentos com módulo de elasticidade próximo ao do substrato torna-se muito importante em estudos comparativos de desempenho de recobrimentos frente ao desgaste.

### 3.3. Materiais

Foram escolhidos, para o estudo, cinco sistemas distintos, a saber:

1. WC12Co;
2. Duplex WC12Co/NiCrAl;
3. 50%(WC12Co)50%(NiCr) como depositado;
4. 50%(WC12Co)50%(NiCr) fundido;
5. Aço AISI 1020.

Os cinco sistemas serão descritos separadamente a seguir.

Uma vez que os recobrimentos foram aplicados sobre um substrato de aço AISI 1020, este material também foi ensaiado, porém somente para ilustrar qual seria a resposta de um componente não recoberto nas mesmas condições.

Neste trabalho, para efeito de simplificação da nomenclatura, o sistema duplex WC12Co/NiCrAl será chamado de “Duplex” e os sistemas 50%(WC12Co)50%(NiCr) como depositado e fundido serão chamados “WCCoNiCr(CD)” e “WCCoNiCr(F)”, respectivamente. O primeiro sistema não necessita de simplificação e será chamado de “WC12Co”.

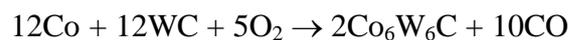
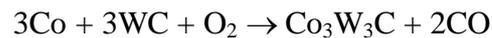
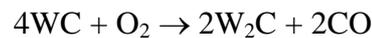
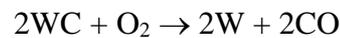
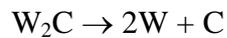
### 3.3.1. WC-Co

O primeiro, WC12Co (WC + 12%Co), é um revestimento típico para aplicações em que se deseja resistência ao desgaste abrasivo.

Revestimentos de WC-Co são compostos por partículas de WC dispersas em uma matriz de Co. O Co funciona como ligante para as partículas de WC e confere tenacidade ao revestimento<sup>(5)</sup>. Em componentes de WC-Co produzidos por metalurgia do pó, além de aumentar a tenacidade do sistema, o Co funciona como um aditivo, atuando como uma segunda fase líquida que molha as partículas sólidas durante a sinterização, melhorando a difusão e acomodação da fase sólida, produzindo peças com maior densidade.<sup>(13)</sup>

Comumente utilizado em aplicações de desgaste devido a sua elevada dureza, o WC-Co tem suas propriedades influenciadas pela quantidade, tamanho e distribuição dos monocarbonetos de tungstênio na matriz de cobalto. Outra característica importante é o livre caminho médio no Co, definido como a distância média percorrida através da fase ligante antes de encontrar uma partícula de WC. O livre caminho médio diminui com o tamanho e com a uniformidade da distribuição das partículas de WC. A resistência ao desgaste tende a aumentar com a redução do livre caminho médio<sup>(5)</sup>.

A fase do sistema W-C que apresenta melhores propriedades para aplicações tribológicas é a WC<sup>(5)</sup>. Porém, durante o processo de deposição, as elevadas temperaturas utilizadas podem causar a formação de outras fases W-C no revestimento. A presença de oxigênio pode descarbonetar o WC (reduzindo o W), formando fases indesejáveis tribologicamente. As reações que descrevem essa descarbonetação são as seguintes<sup>(5, 14)</sup>:



Os carbonetos na forma  $Co_xW_yC$  são denominados fases  $\eta$ .

Chen e Hutchings<sup>(15)</sup> estudaram o desgaste abrasivo de recobrimentos de WC-Co aspergidos por processos a plasma. O teste utilizado no estudo consistiu em aplicar uma carga constante sobre amostras contra uma roda em movimento, à qual foram alimentadas partículas de um abrasivo ( $SiO_2$  com tamanho de  $100\mu m$  a  $150\mu m$ , a uma taxa de  $65g/min$ ). Foram utilizadas duas rodas, uma revestida de borracha e outra de aço baixo carbono, possibilitando observar o desgaste sob diferentes condições de severidade. Foram testadas amostras às quais foram aplicados recobrimentos à base de WC-Co e uma amostra de aço não recoberto para comparação. Sejam as condições de desgaste com a roda de borracha denominadas “brandas” e aquelas com a roda de aço, “severas”.

Com a roda de borracha, os recobrimentos a base de WC-Co apresentaram boa resistência ao desgaste quando comparados ao aço. A Figura 3.13 mostra os resultados; o aço apresentou uma taxa de desgaste pelo menos nove vezes maior do que aquela observada nos recobrimentos estudados.

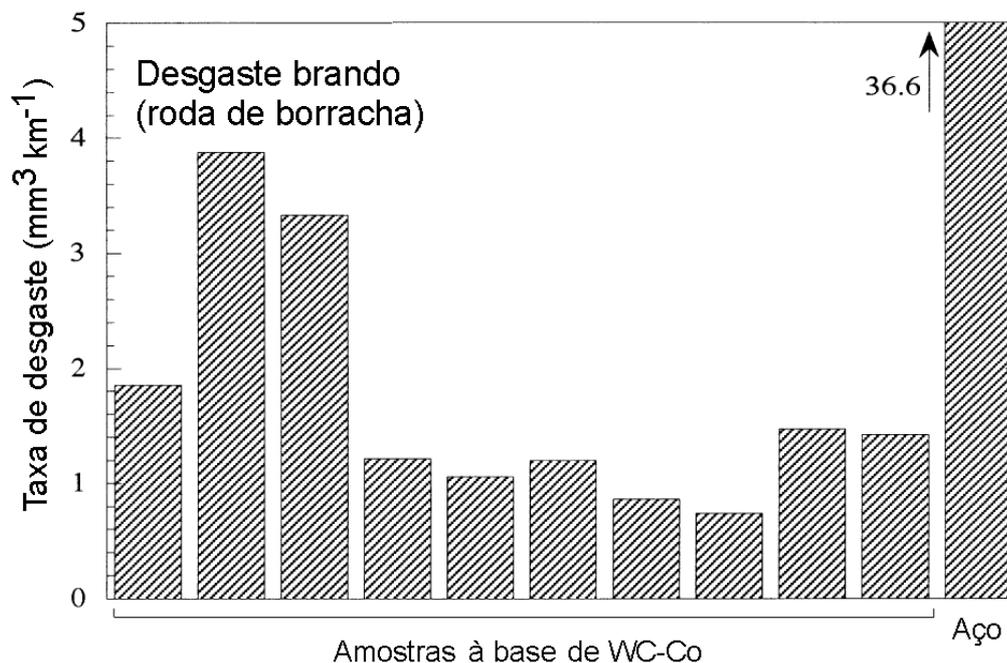


Figura 3.13. Taxa de desgaste (perda de volume por unidade de distância deslizada) para recobrimentos de WC-Co e para o aço sob condições de desgaste brando e uma carga de 29,4N.<sup>(15)</sup>

Ao executar o teste nas condições severas, encontrou-se que a taxa de desgaste dos recobrimentos foi superior àquela da amostra de aço, como mostra a Figura 3.14. Tal alteração no comportamento dos recobrimentos foi associada pelos autores a uma mudança no mecanismo de desgaste de escoamento plástico para fratura frágil. Como a tenacidade do aço é superior à do WC-Co, sua resistência ao desgaste abrasivo por fratura frágil mostrou-se superior à dos recobrimentos.

Apesar da boa resposta às solicitações de desgaste, recobrimentos de WC-Co não possuem boa resistência à corrosão. Em ambientes corrosivos, o Co é removido, causando o desprendimento das partículas de fase dura, causando um desgaste acentuado do recobrimento<sup>(2)</sup>. Devido à sua porosidade (por ser termicamente aspergido), também é possível que ocorra penetração de agentes corrosivos até o substrato, corroendo-o e prejudicando a adesão do recobrimento<sup>(3)</sup>. De uma maneira geral, sua resistência à corrosão é inversamente proporcional ao teor de Co no sistema WC-Co.

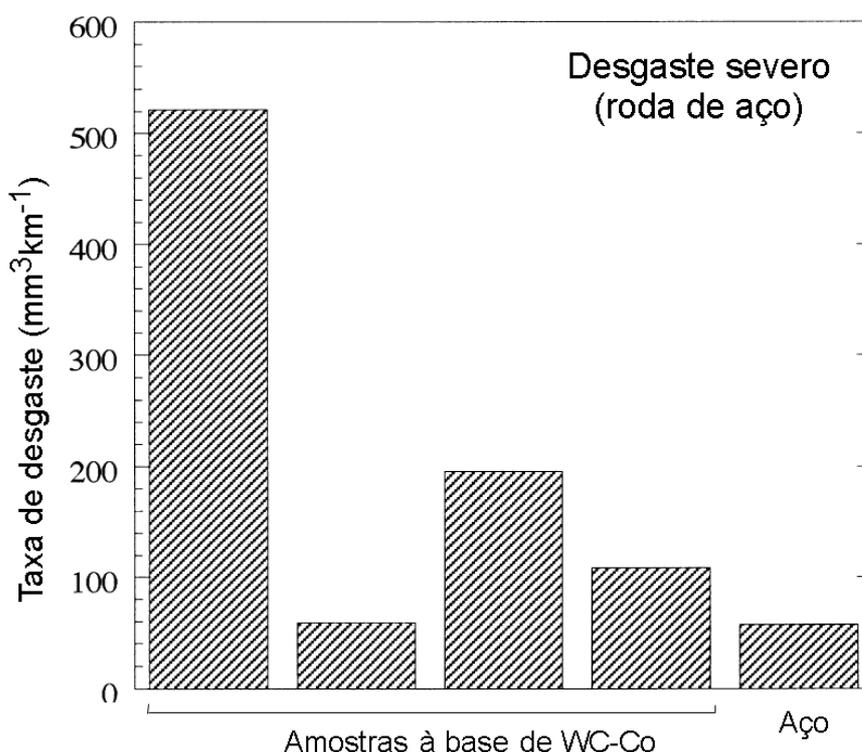


Figura 3.14. Taxa de desgaste (perda de volume por unidade de distância deslizada) para recobrimentos a base de WC-Co e para o aço sob condições de desgaste severo e uma carga de 29,4N .<sup>(15)</sup>

Assim sendo, Lima<sup>(5)</sup> considerou duas alternativas para melhorar a resistência a corrosão: utilizar uma camada intermediária de NiCrAl, resistente a corrosão, entre o WC-Co e o substrato ou utilizar o WC-Co misturado com uma liga de NiCr.

O pó de WC12Co utilizado foi o Diamalloy 2004 da METCO<sup>(16)</sup>. Este é um pó para aspersão térmica por HVOF (combustão hipersônica), recomendado para aplicações em que se deseja boa resistência ao desgaste abrasivo.

Lima<sup>(5)</sup> analisou o difratograma do recobrimento de WC12Co e detectou a presença das fases WC, W<sub>2</sub>C, Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C e de uma fase rica em W. Também foi observada uma maior incidência de poros na superfície do depósito, indicando possíveis problemas durante o processo de deposição ou o arrancamento de material durante o lixamento/polimento da amostra.

### 3.3.2. NiCrAl(Duplex)

Uma aplicação típica para recobrimentos duplex é como barreiras térmicas em motores, em que se utiliza uma camada cerâmica externa sobre uma camada intermediária de material metálico. A camada cerâmica proporciona isolamento térmico, enquanto a camada metálica, geralmente da forma MCrAlY (M pode ser Ni e/ou Co), proporciona resistência à oxidação.<sup>(5)</sup>

Ligas de NiCr são conhecidas por sua boa resistência em altas temperaturas e/ou ambientes corrosivos. Recobrimentos formados por 80% Ni e 20%Cr são utilizados para resistir à oxidação e a gases corrosivos a temperaturas em torno de 980°C, como barreira ao oxigênio sob camadas finas de revestimentos cerâmicos, para resistir ao calor e para prevenir a formação de carepa em aços carbono e baixa liga<sup>(17)</sup>. A adição de Al em torno de 6% a essa liga aumenta ainda mais sua resistência à oxidação<sup>(5)</sup>.

O segundo recobrimento estudado foi o sistema duplex WC12Co/NiCrAl. Recobrimentos duplex são formados por duas camadas de materiais distintos, visando à associação das propriedades desses materiais<sup>(5)</sup>. Pretende-se com este sistema, que a resistência ao desgaste seja fornecida pelo WC12Co, enquanto que a liga de NiCrAl proporcionaria uma maior resistência à corrosão, o que foi efetivamente observado por Ladeira<sup>(3)</sup> e Lima<sup>(5)</sup>.

O pó de NiCrAl utilizado foi o METCO 443NS<sup>(17)</sup>. Este é um pó a base de NiCr/6%Al, resistente à oxidação e à ação de gases corrosivos a altas temperaturas. O sistema duplex foi formado por uma camada de Diamalloy 2004<sup>(16)</sup> depositada por HVOF sobre uma camada de METCO 443NS produzida por aspersão a plasma atmosférico.

### 3.3.3. NiCr

Os dois últimos sistemas são formados por uma liga de NiCr misturada ao WC12Co na proporção 50%/50%. A utilização de Ni, em conjunto ou em substituição ao Co, como ligante para o WC, resulta em melhoria na resistência a corrosão ao custo de piora nas

propriedades de desgaste e mecânicas<sup>(5)</sup>. Acredita-se que a mistura de pós de WC-Co com NiCr produza um material que combine, pelo menos em parte, a resistência a condições quimicamente adversas deste último à resistência ao desgaste do primeiro.

Por se tratar de uma mistura de materiais em pó aspergidos em conjunto, a estrutura metalúrgica do recobrimento é composta por partículas de WC-Co embutidas em uma matriz formada por uma liga dura a base de NiCr. Em seu estado “como depositado”, o recobrimento é altamente anisotrópico<sup>(14)</sup>. Mancosu<sup>(14)</sup> mostrou que a fusão do recobrimento após sua deposição resulta em melhora significativa de suas propriedades mecânicas e de tenacidade. Dessa forma este material foi utilizado tanto na forma “como depositado” como na forma “fundido”, compreendendo o terceiro e quarto sistemas, respectivamente.

O pó de 50%(WC12Co)50%(NiCr) utilizado foi o Diamalloy 2002<sup>(18)</sup> da METCO. Este é uma mistura 50/50 de pós de WC-Co e de uma liga a base de NiCr. Segundo o fabricante, o recobrimento resiste bem ao desgaste por partículas abrasivas, superfícies duras, erosão e *fretting* a temperaturas de até 540°C<sup>(18)</sup>.

### 3.4. Topografia<sup>(19)</sup>

Denomina-se superfície a interface entre o objeto de trabalho e seu meio. A topografia consiste no perfil tridimensional dessas superfícies.

De uma maneira geral, o perfil de uma superfície pode ser dividido em três características básicas: forma, ondulação e rugosidade. A distinção entre as duas últimas é feita por meio do comprimento de corte (*cut-off length*),  $\lambda_c$ . Variações verticais com comprimentos de onda acima de  $\lambda_c$  são considerados ondulação; as demais são rugosidade. A escolha do valor de  $\lambda_c$  é arbitrário e depende da função do objeto ou de sua superfície ou do julgamento de quem analisa o perfil. Recomenda-se que  $\lambda_c$  seja, no mínimo, igual a 2,5 vezes o espaçamento entre picos no perfil. Em superfícies anisotrópicas (aleatórias), pode-se utilizar a Tabela III.1 como referência para essa escolha. A Figura 3.15 ilustra o efeito de diferentes  $\lambda_c$  sobre um mesmo perfil.

Tabela III.1. Seleção de  $\lambda_c$  conforme DIN 4768<sup>(19)</sup>

$\lambda_c$ (mm)	Espaçamento entre picos em perfis periódicos (mm)	Rugosidade - $Ra$ ( $\mu\text{m}$ )*
0,08	< 0,032	-
0,25	0,032 - 0,1	< 0,1
0,8	0,1 - 0,32	0,1 - 2
2,5	0,32 - 1	2 - 10
8	> 1	> 10

\* O parâmetro  $Ra$  será definido mais adiante

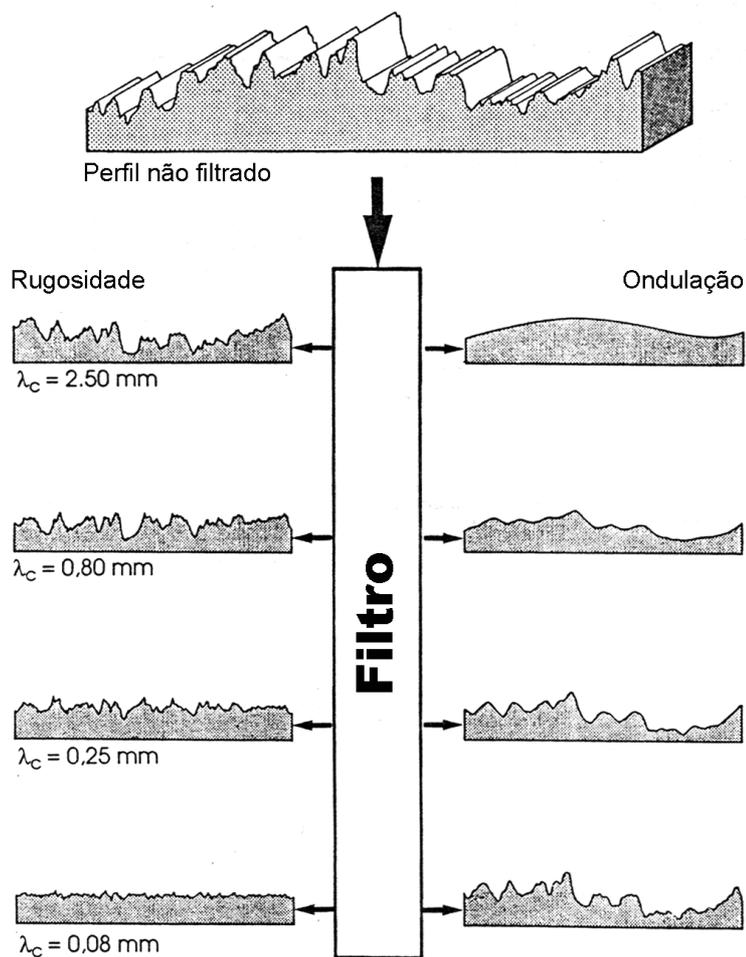


Figura 3.15. Exemplo de medição de rugosidade e ondulação com diferentes comprimentos de corte.<sup>(19)</sup>

Na prática, uma vez levantado o perfil da superfície, são aplicados filtros que fazem a separação entre ondulação e rugosidade, resultando em dois perfis distintos que podem ser analisados separadamente.

A topografia é influenciada por uma série de fatores, que incluem o processo de fabricação utilizado e a história do material. Nesta última categoria, uma superfície pode ter seu perfil alterado por desgaste, sendo a modificação dependente dos mecanismos de desgaste que estiverem em ação. Reciprocamente, uma vez que o perfil da superfície afeta sua capacidade de retenção de lubrificantes e afeta a superfície real de contato, a taxa de desgaste também depende da topografia.

Técnicas para se estimar o volume desgastado de uma superfície a partir de seu perfil topográfico têm sido desenvolvidas com algum grau de sucesso<sup>(20, 21)</sup>. Essas técnicas, porém, dependem de que a topografia de uma mesma região seja mapeada antes e depois do desgaste, tornando-as pouco práticas. Por sua vez, Cho et al<sup>(22)</sup> propõem um método matemático para se estimar o perfil representativo da superfície não desgastada utilizando um filtro digital, permitindo-se calcular com mais precisão a perda de volume de uma superfície. Os autores, porém, limitaram-se a estimar o perfil, sem calcular o desgaste.

#### 3.4.1. Perfilometria

Como o próprio nome da técnica indica, Perfilometria é a medição do perfil da superfície. Os dados desse perfil são levantados e registrados, sendo posteriormente filtrados e analisados.

Existem dois grupos de métodos comumente utilizados para medir o perfil de uma superfície: métodos por contato e ópticos<sup>(19)</sup>.

a. por contato<sup>(19)</sup>

Este grupo de métodos envolve a determinação do perfil através do movimento de uma ponta de diamante que desliza sobre a superfície. Os deslocamentos verticais da ponta são registrados pelo braço que a suporta e amplificados para serem analisados.

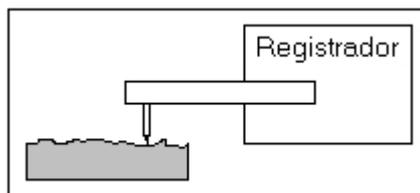


Figura 3.16 - Representação simplificada da perfilometria por contato.<sup>(19)</sup>

A geometria da ponta é muito importante para a qualidade da medição. A ponta funciona como um filtro, eliminando as irregularidades de maior frequência (menor comprimento de onda) do perfil medido. Quanto maior o raio e/ou o ângulo de inclinação da ponta, mais características da superfície serão mascaradas. As Figuras 3.17 e 3.18 ilustram esse efeito.

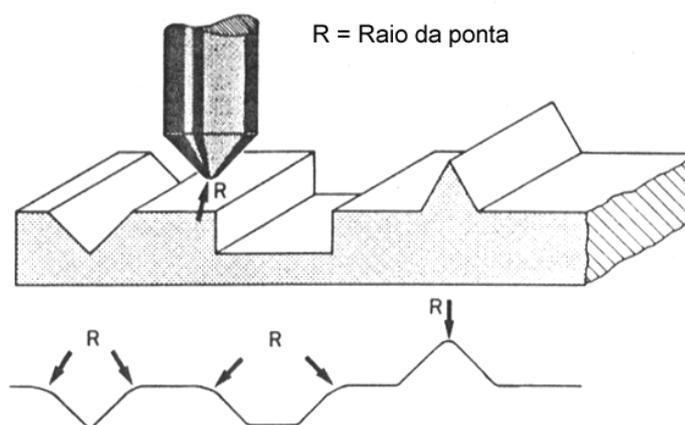


Figura 3.17 - Comparação entre os perfis real e medido por contato.<sup>(19)</sup>

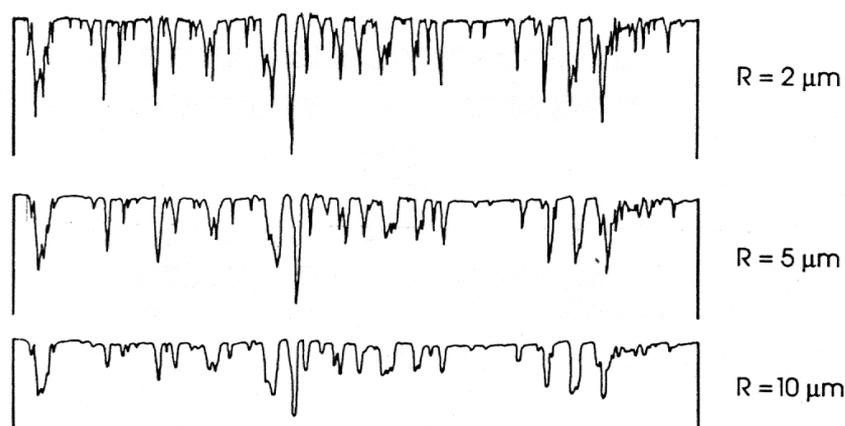


Figura 3.18 - Comparação entre perfis de uma mesma superfície, medidos com pontas diferentes.<sup>(19)</sup>

Por outro lado, pontas de pequenos raios e ângulos, apesar da maior precisão na medição, desgastam-se mais facilmente e podem, devido à pequena área de contato e conseqüente aumento da pressão, riscar a superfície medida<sup>(19)</sup>.

Whitehead et al encontraram diferenças significativas entre os perfis de uma mesma superfície, medidos mecanicamente e a laser<sup>(23)</sup>. O perfil medido a laser apresentou irregularidades de baixo comprimento de onda (alta frequência), não detectados pela ponta de diamante. Whitehead, porém, ressalta que houve problemas na medição a laser de vales profundos na superfície.

## b. Ópticos

### b.1. Laser<sup>(19)</sup>

A medição por laser funciona projetando-se um feixe altamente colimado de laser sobre a superfície medida. Um sistema de lentes move-se verticalmente por meio de uma bobina, controlado pelo sinal de erro no foco. Esse sinal de erro detecta variações na distância das lentes à superfície, registrando as variações verticais à medida que o sistema movimenta-se horizontalmente.

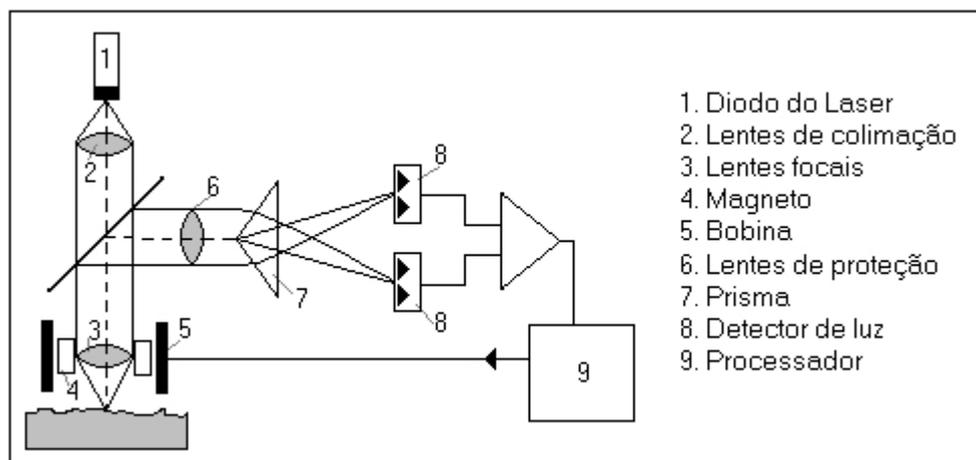


Figura 3.19 - Representação simplificada da perfilometria com laser.<sup>(19)</sup>

Os valores de rugosidade obtidos com o laser costumam ser maiores do que aqueles obtidos com uma ponta de diamante, uma vez que a área de contato do laser é menor do que a da ponta mecânica, resultando na percepção de mais irregularidades superficiais e maior penetração em vales estreitos e profundos.

A principal limitação dos métodos de medição a laser é a impossibilidade de medir irregularidades cujo ângulo em relação à horizontal é superior a 15°. Nessa condição o feixe de laser é espalhado, resultando em um sinal descontínuo. Esta limitação é bastante pronunciada em superfícies cerâmicas e materiais produzidos por metalurgia do pó, inviabilizando o uso dessa técnica neste trabalho.

#### b.2. Técnica de luz espalhada<sup>(19)</sup>

Na técnica de luz espalhada, uma série de feixes de luz paralelos é projetada sobre a superfície medida. A luz é espalhada nas irregularidades da superfície e captada por um arranjo de diodos foto-detectors, que determinam a distribuição do espalhamento, cuja variância é  $R_{op}$ .  $R_{op}$  é chamado de parâmetro óptico de rugosidade e é proporcional ao ângulo da rugosidade superficial. A Figura 3.20 ilustra este método.

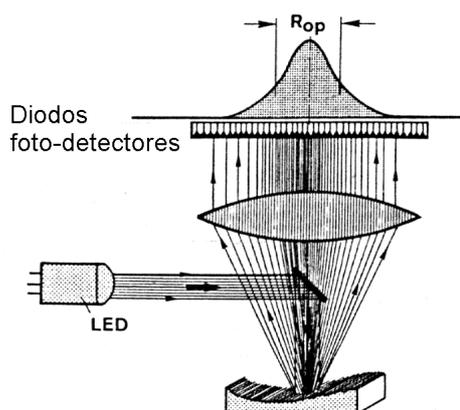


Figura 3.20 - Representação simplificada da perfilometria por luz espalhada.<sup>(19)</sup>

Utiliza-se  $R_{op}$  para avaliar a rugosidade de uma superfície em relação à de uma amostra calibrada. Porém, os resultados desta técnica só são válidos se os objetos de medição tiverem sido produzidos em condições idênticas, o que impede sua utilização neste trabalho, em que superfícies produzidas por métodos e materiais diferentes são avaliadas.

#### *Incertezas da perfilometria*

Uma série de fatores externos à superfície podem afetar a forma do perfil medido. Esses fatores, em geral, estão relacionados ao ambiente ou ao equipamento de medição.

Alguns desses fatores encontram-se explicados abaixo<sup>(19)</sup>.

Calibração do equipamento: o perfilômetro, como qualquer instrumento de medição, deve estar devidamente calibrado para ser utilizado. A calibração é feita utilizando uma amostra de rugosidade conhecida.

Vibração: este é o principal fator gerador de "ruído" na perfilometria. Devido à natureza das superfícies ásperas, não costuma ser possível filtrar o ruído da medição, resultando em perfis com rugosidade muito acima da real. Pode-se determinar o nível de vibração executando medições em uma superfície lisa com a ponta parada. Caso o ruído seja superior à acurácia desejada, devem-se tomar medidas para a redução de vibrações.

Limpeza: poeira ou óleos podem afetar o resultado. A superfície deve estar bem limpa para que a medida saia correta.

### 3.4.2. Parâmetros

Os dados medidos pelo perfilômetro são registrados como uma distribuição de alturas (picos e vales) <sup>(19)</sup>. Há várias formas de se interpretar essa distribuição, o que levou à definição de uma série de parâmetros. Cada parâmetro se propõe a descrever um determinado aspecto da distribuição de alturas, o que faz com que sejam necessários mais de um deles para descrever uma superfície de maneira satisfatória.

Whitehouse e Archard<sup>(11)</sup>, utilizaram uma distribuição de alturas e uma função de autocorrelação para descrever completamente uma superfície.

Pohl e Stella<sup>(24)</sup> tentaram quantificar danos causados por cavitação em superfícies utilizando um mapeamento da superfície com um microscópio de varredura a laser. O estudo concluiu ser possível detectar alterações nas superfícies, causadas em estágios iniciais de erosão por cavitação, utilizando os parâmetros  $Ssk$ , descrito mais adiante, e  $Rs$ . Este último, denominado "parâmetro de rugosidade", corresponde à razão entre as áreas das superfícies real e a projetada.

Para este estudo, foram selecionados 4 parâmetros que serão listados e descritos mais adiante.

Uma definição útil para alguns parâmetros de perfilometria é a linha média, ou de centro. Essa linha situa-se a uma altura  $h$  tal que as áreas acima de  $h$  e abaixo do perfil medido e abaixo de  $h$  e acima do perfil medido são iguais. O raciocínio para os parâmetros tridimensionais é análogo; os volumes acima de  $h$  e abaixo da superfície medida e abaixo de  $h$  e acima da superfície medida são iguais.

a. Rugosidade média ( $Ra$ ,  $Sa$ ) <sup>(19, 25)</sup>

$Ra$  é o mais antigo dos parâmetros de perfilometria e corresponde à média aritmética do desvio do perfil em relação a sua linha média (ou de centro).  $Ra$  é calculado conforme a Equação 3.19

$$Ra = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx \quad (3.19)$$

em que  $l$  é o comprimento medido e  $z(x)$  é o valor da altura em relação à linha média a cada incremento de comprimento  $dx$ .

Se extrapolarmos para um perfil tridimensional (topográfico),  $Ra$  passa a ser chamado  $Sa$ .

b. Rugosidade média quadrática ( $Rq, Sq$ )<sup>(19, 25)</sup>

$Rq$  corresponde à raiz quadrada da média aritmética dos quadrados dos desvios do perfil em relação a sua linha média. Assim,  $Rq$  é o desvio padrão da distribuição de alturas.

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l [z(x)]^2 dx} \quad (3.20)$$

O análogo tridimensional de  $Rq$  é  $Sq$ .

$$Sq = \frac{1}{(lx)(ly)} \sqrt{\int_{x=0}^{lx} \int_{y=0}^{ly} z^2 dy \cdot dx} \quad (3.21)$$

em que  $(lx)(ly)$  é a área medida e  $z$  a altura no ponto  $(x,y)$ .

c. Simetria da distribuição de alturas ( $Ssk$ )<sup>(25)</sup>

$Ssk$  indica o viés na curva de distribuição de alturas. Valores negativos de  $Ssk$  indicam que o perfil é composto por grandes plateaus e vales finos e profundos. O oposto,  $Ssk$  positivo, representa um perfil com vales largos e picos estreitos. Em um perfil tridimensional,  $Ssk$  é dado pela Equação 3.22.

$$Ssk = \frac{1}{(lx)(ly)(Sq)^3} \int_{x=0}^{lx} \int_{y=0}^{ly} z^3 dy dx \quad (3.22)$$

em que  $Sq$  é o desvio padrão da distribuição de alturas (definido anteriormente).

d. Curvatura média dos picos ( $Ssc$ )<sup>(25)</sup>

$Ssc$  é definido como sendo a média das curvaturas dos picos dentro da área de amostragem e é dado em (unidades de comprimento)<sup>-1</sup>.

## Capítulo 4: Metodologia

### 4.1. As amostras

As amostras foram produzidas por Lima<sup>(5)</sup> como parte de sua tese de doutorado. O substrato consiste em um cilindro de aço AISI 1020 de 1 polegada (25,4mm) de diâmetro, sobre o qual foram depositados os vários recobrimentos (figuras 4.1 e 4.2).

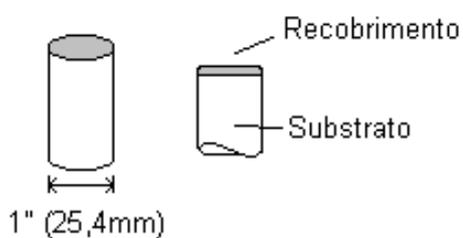


Figura 4.1. Representação esquemática das amostras



Figura 4.2. Foto de uma amostra com o recobrimento Duplex.

Os recobrimentos a base de NiCr foram depositados por aspersão a plasma atmosférico, enquanto aqueles de WC-Co por HVOF. As aspersões foram realizadas nas instalações do CETEC-MG.

Antes dos ensaios de desgaste, as amostras dos conjugados foram lixadas até atingirem uma rugosidade inicial, medida no perfilômetro,  $Ra = 1,0\mu\text{m}$ . O objetivo desse procedimento é evitar que a rugosidade oriunda da aspersão dos materiais afete as condições de contato da superfície, alterando seu desgaste, pelo menos em um estágio inicial.

As espessuras médias dos recobrimentos depositados foram as seguintes:

Tabela IV.1. Espessura média dos recobrimentos<sup>(5)</sup>

		Média ( $\mu\text{m}$ )	IC(95%) ( $\mu\text{m}$ )
Monocamada	WC12Co	229	8
	WCCoNiCr (CD)	420	11
	WCCoNiCr (F)	420	11
Duplex	WC12Co	205	7
	NiCrAl	367	31

#### 4.2. Desgaste

O teste de desgaste foi realizado com base no ensaio “pino sobre disco” da ASTM (*American Society for Testing Materials*). Esse ensaio envolve um pino com uma ponta esférica e um disco, que podem ou não ser do mesmo material. A ponta esférica do pino é pressionada por uma carga  $W$  sobre a superfície do disco, que é posto a girar a velocidade constante. A perda de volume pode ser determinada medindo-se as alterações dimensionais do pino (altura e raio da seção da ponta) e do disco (largura e profundidade da cicatriz deixada pelo pino) ou determinando as respectivas perdas de massa e transformando-as em perda de volume por meio da densidade. Recomenda-se

que no caso de se utilizarem dois materiais diferentes, que ambos sejam testados como pino e como disco. Pode-se utilizar uma esfera no lugar do pino.<sup>(26)</sup>

Foram feitas algumas modificações ao ensaio pino sobre disco da ASTM para adequá-lo aos recursos disponíveis. O teste realizado pode ser descrito da seguinte forma: uma amostra cilíndrica, previamente pesada em uma balança analítica, é pressionada por uma carga  $W$  e posta a girar sobre um disco abrasivo a velocidade constante. Após um determinado intervalo de tempo, a amostra é retirada e pesada na mesma balança, registrando-se a perda de massa, que é convertida em volume utilizando o peso específico do material. A figura 4.3 apresenta um desenho esquemático do ensaio.

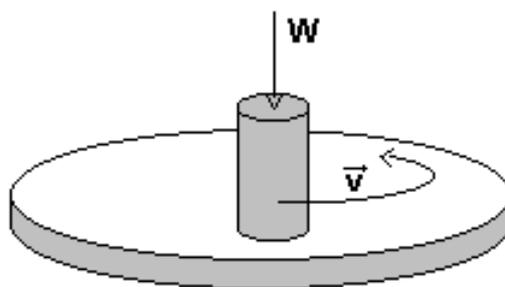


Figura 4.3. Representação esquemática do ensaio de desgaste.

As principais diferenças em relação ao ensaio “pino sobre disco” padrão são três: a primeira, o disco sobre o qual a amostra desliza não teve seu desgaste monitorado; a segunda, a amostra foi posta a girar sobre um disco estático; a terceira, ao invés de utilizar um disco de um material ensaiado, foram utilizadas lixas de SiC para aumentar a abrasividade do ensaio.

Utilizou-se, na determinação da quantidade de material desgastada, um balança analítica *Sartorius BA210S*, com capacidade para 210g, precisão 0,0001g e tempo de resposta inferior a 2,5s (Figura 4.4).

Para o ensaio de desgaste, foi utilizada uma politriz *Montasupal* modificada, à qual foi acrescentado um conta-giros para registrar a progressão dos testes (Figura 4.5).



Figura 4.4. Balança analítica *Sartorius 210S*



Figura 4.5. Politriz

Para evitar que as amostras se deslocassem lateralmente ou girassem durante o ensaio, foi confeccionado um porta amostras, apresentado na figura 4.6.



Figura 4.6. Porta amostras.

Estipularam-se, para o teste de desgaste, duas condições com severidades distintas para modificar a predominância dos mecanismos em ação (deformação plástica e fratura frágil). As condições utilizadas foram as seguintes:

Tabela IV.2. Parâmetros do ensaio de desgaste

	Granulação da lixa	Carga normal aplicada (N)	Nº de ciclos*
Condição branda	320mesh (45µm)	11,7	1500
Condição severa	36mesh (430µm)	24,9	200

\* Quantidade média de voltas que a amostra deu na lixa entre cada pesagem. Em virtude de seu desgaste mais pronunciado, a amostra de aço percorreu somente 200 ciclos na condição branda e 60 ciclos na condição severa.

Foram ensaiadas duas amostras (réplicas) de cada material em cada condição. As perdas de massa registradas ao longo do ensaio foram convertidas em perda de volume utilizando-se a densidade dos recobrimentos. Os ciclos de rotação das amostras foram transformados em distância, calculada como o perímetro da circunferência percorrida pelas amostras multiplicada pelo número de ciclos. O raio médio de rotação foi medido a cada pesagem.

Os parâmetros taxa de desgaste,  $Q$ , coeficiente de desgaste adimensional,  $K$ , e dimensional,  $k$ , foram calculados através da estimativa da inclinação da curva de perda de volume acumulada por distância percorrida (deslizada) acumulada (equação 3.8), por análise de regressão linear simples dos dados de cada material em cada severidade.

### 4.3. Topografia

As medições da topografia das amostras foram realizadas antes e depois do desgaste, visando avaliar as modificações no perfil topográfico.

O levantamento do perfil topográfico foi realizado utilizando um perfilômetro *Hommel Tester T4000* da *Hommelwerke GmbH*.(Figuras 4.7 e 4.8)



Figura 4.7. Perfilômetro



Figura 4.8. Perfilômetro - detalhe da ponta e mesa de medição.

Os dados são coletados pelo registrador do equipamento (Figura 4.9) que os envia ao computador para análise. Foi utilizada uma ponta de diamante de ângulo  $90^\circ$ .



Figura 4.9. Registrador do perfilômetro

A análise dos dados foi feita por meio do programa computacional *MountainsMap Universal 3.0.8*, da *Digital Surf*. Foram determinados os parâmetros  $Sa$ ,  $Sq$ ,  $Ssk$  e  $Ssc$ .

- $Sa$  - Rugosidade média. Foi selecionado por ser a medida mais tradicional de rugosidade. Nenhuma análise mais aprofundada foi feita utilizando este parâmetro. A figura 4.10 apresenta diferentes perfis com valores próximos de  $Ra$ , o análogo bidimensional de  $Sa$ .

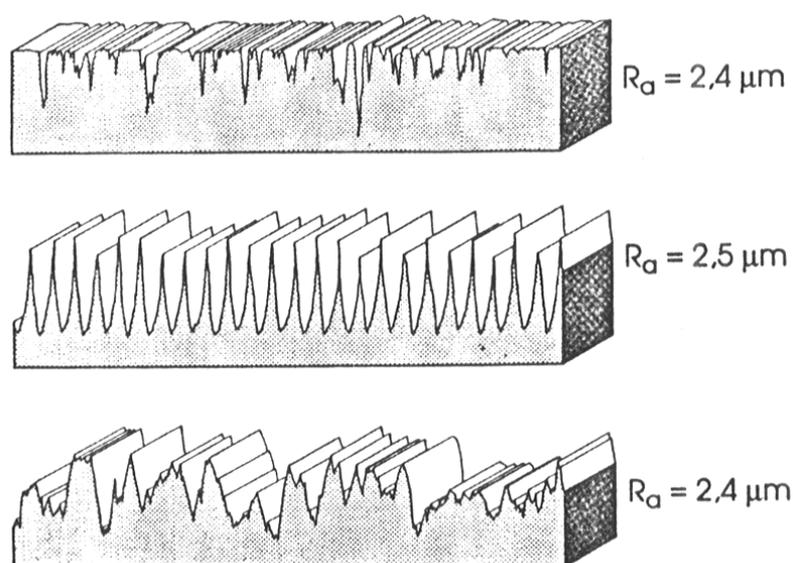


Figura 4.10. Comparação de valores de  $Ra$  para diferentes perfis.<sup>(19)</sup>

- $Sq$  - Rugosidade média quadrática. Foi selecionado por representar a dispersão da distribuição de alturas (desvio padrão). Além disso, este parâmetro é utilizado no cálculo do Índice de Plasticidade.
- $Ssk$  - Simetria da distribuição de alturas. Foi selecionado por fornecer informações sobre a predominância de plateaus ou de vales na superfície. A figura 4.11 ilustra essa interpretação de  $Ssk$ .

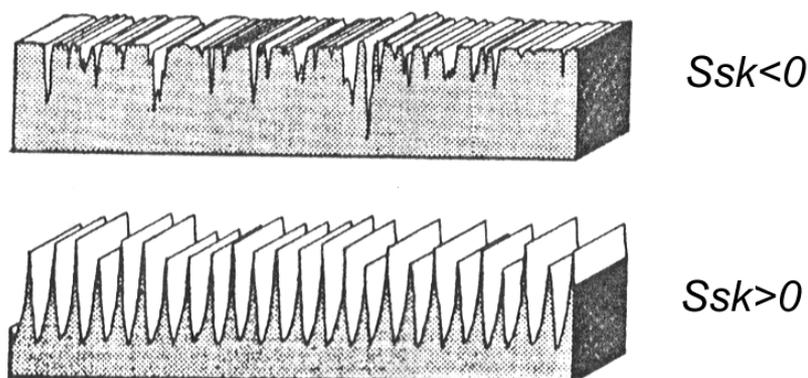


Figura 4.11. Efeito do viés da distribuição de alturas,  $Ssk$ , sobre a forma do perfil.<sup>(19)</sup>

- $\underline{Ssc}$  - Curvatura média dos picos. Foi selecionado para completar o cálculo do Índice de Plasticidade.

A varredura foi realizada em uma área de amostragem de 1,6mm x 2,4mm, utilizando  $\lambda_c=0,25\mu\text{m}$ , com intervalos (step) de  $55\mu\text{m}$ , totalizando 30 varreduras bidimensionais. A integração dos dados produz uma imagem topográfica cujas alturas são descritas por  $z(x;y)$  e com posições discretas no espaço descritas por  $x_i=(i-1)\Delta x$  ( $i=1, 2, \dots, M$ ) e  $y_j=(j-1)\Delta y$  ( $j=1, 2, \dots, N$ ), em que  $M$  e  $N$  são os números de pontos das amostragens nas direções  $x$  e  $y$ , respectivamente.

## Capítulo 5: Resultados e Discussão

As propriedades dos recobrimentos foram determinadas por Lima<sup>(5)</sup>, que preparou as amostras utilizadas neste trabalho como parte de sua tese de doutorado.

Dureza ( $H$ ), módulo de elasticidade ( $E$ ) e tenacidade à fratura ( $K_{Ic}$ ) foram determinados por indentação<sup>(5)</sup>. As tabelas a seguir apresentam as propriedades dos materiais estudados.

Tabela V.1. Módulo de elasticidade, microdureza e densidade dos materiais

Material	Módulo de Elasticidade (GPa) <sup>(5)</sup>	Microdureza (GPa) <sup>(5)</sup>	(H/E) x 10 <sup>-2</sup>	Densidade (g/cm <sup>3</sup> ) <sup>(5)</sup>
WC12Co	194 ± 39	10,1 ± 0,5	5,2 ± 0,8	13,7 ± 0,2
NiCrAl (duplex)	94 ± 12	2,3 ± 0,1	2,4 ± 0,2	7,6 ± 0,1
WCCoNiCr (CD)	226 ± 46	5,7 ± 0,4	2,5 ± 0,3	10,7 ± 0,7
WCCoNiCr (F)	378 ± 58	8,0 ± 0,4	2,1 ± 0,2	8,8 ± 0,1
Aço AISI 1020	179 ± 33	1,11 ± 0,02	0,6 ± 0,1	7,89 ± 0,01

Tabela V.2. Tenacidade por indentação dos recobrimentos

Material	$K_{Ic}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> ) <sup>(5)</sup>	$H/K_{Ic}$ (m <sup>-1/2</sup> )
WC12Co	1,6 ± 0,9	6000 ± 3000
WCCoNiCr (CD)	21 ± 14	300 ± 200
WCCoNiCr (F)	32 ± 12	250 ± 80

Os erros das relações  $H/E$  e  $H/K_{Ic}$  foram calculados por meio das respectivas equações de propagação de erro, que se encontram apresentadas no Anexo 1.

### 5.1. Avaliação da topografia das superfícies

Foi medida a topografia de uma amostra por material antes do ensaio de desgaste, após desgaste brando e após desgaste severo. Os parâmetros medidos antes do desgaste encontram-se na Tabela V.3.

Tabela V.3. Parâmetros de topografia antes dos testes de desgaste.

Recobrimento	$Sa$ ( $\mu\text{m}$ )	$Sq$ ( $\mu\text{m}$ )	$Ssk$	$Ssc$ ( $\mu\text{m}^{-1}$ )
WC12Co	0,652	0,974	-2,59	0,00296
Duplex	1,040	1,470	-1,83	0,00284
WCCoNiCr (CD)	0,362	0,525	-1,65	0,00154
WCCoNiCr (F)	0,409	0,632	-2,28	0,00143
Aço 1020	2,780	3,550	-0,33	0,0141

Deve-se notar que os valores de  $Sa$  de todos os recobrimentos não correspondem ao  $Ra=1,0\mu\text{m}$  que foi obtido nas superfícies anteriormente ao desgaste. É importante lembrar que  $Ra$  é um parâmetro bidimensional. O lixamento inicial utilizado para remover a rugosidade oriunda da aspersão produziu  $Ra=1,0\mu\text{m}$  somente em uma das direções da superfície. Quando foi feito o mapeamento tridimensional, as características das demais direções foram registradas e o  $Sa$  obtido foi diferente de  $1,0\mu\text{m}$ .

#### a. Brando

Tabela V.4. Parâmetros de topografia após os testes de desgaste brando.

Recobrimento	$Sa$ ( $\mu\text{m}$ )	$Sq$ ( $\mu\text{m}$ )	$Ssk$	$Ssc$ ( $\mu\text{m}^{-1}$ )
WC12Co	0,361	0,617	-3,39	0,00145
Duplex	0,414	0,675	-3,08	0,00165
WCCoNiCr (CD)	0,358	0,611	-3,30	0,00140
WCCoNiCr (F)	0,539	0,809	-1,89	0,00198
Aço 1020	0,142	0,188	0,19	0,00109

Tabela V.5. Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-brando em relação à antes do ensaio.

Recobrimento	$Sa$	$Sq$	$Ssk$	$Ssc$
WC12Co	-45%	-37%	-31%	2%
Duplex	-60%	-54%	-68%	195%
WCCoNiCr (CD)	-1%	16%	-100%	112%
WCCoNiCr (F)	32%	28%	17%	-35%
Aço 1020	-95%	-95%	158%	67%

As superfícies das amostras WC12Co e Duplex tiveram o parâmetro  $Sq$  reduzido após o desgaste brando, indicando uma homogeneização das alturas das irregularidades superficiais. Essa tendência é complementada pelo parâmetro  $Ssk$  que, ao se tornar mais negativo, indica uma tendência à formação de um perfil tipo plateau. Já as amostras de WCCoNiCr, tanto como depositado quanto fundido, apresentaram variações positivas em  $Sq$ . A amostra fundida apresentou uma variação positiva em  $Ssk$ , apontando uma tendência de afastamento da forma de plateau. Esse mesmo comportamento foi observado no aço, porém com diminuição da dispersão de alturas.

As Figuras 5.1 e 5.2 apresentam as superfícies de WC12Co mapeadas pelo perfilômetro antes e depois do desgaste brando, respectivamente. A mesma escala foi utilizada na geração da imagem das duas superfícies.

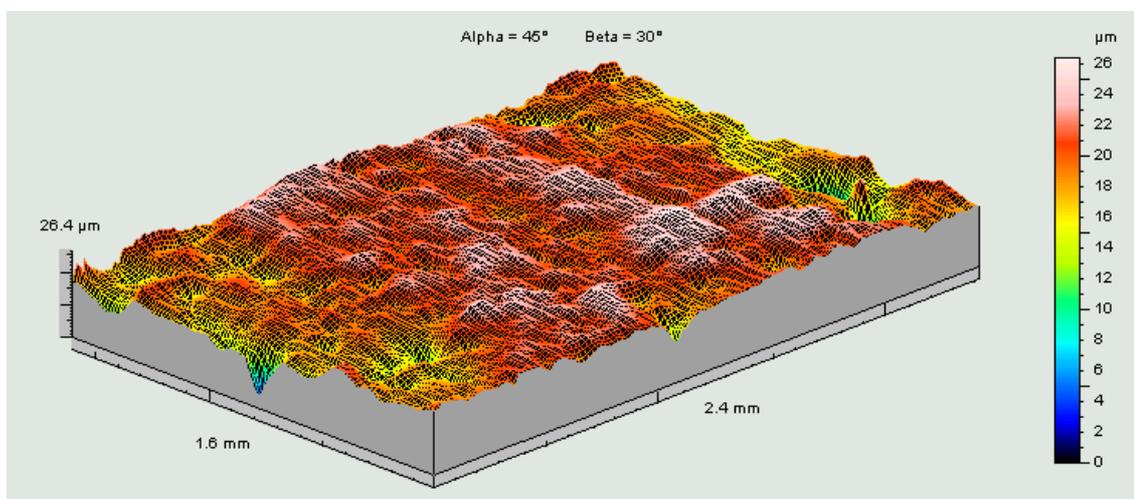


Figura 5.1. Superfície não filtrada da amostra de WC12Co antes do desgaste.

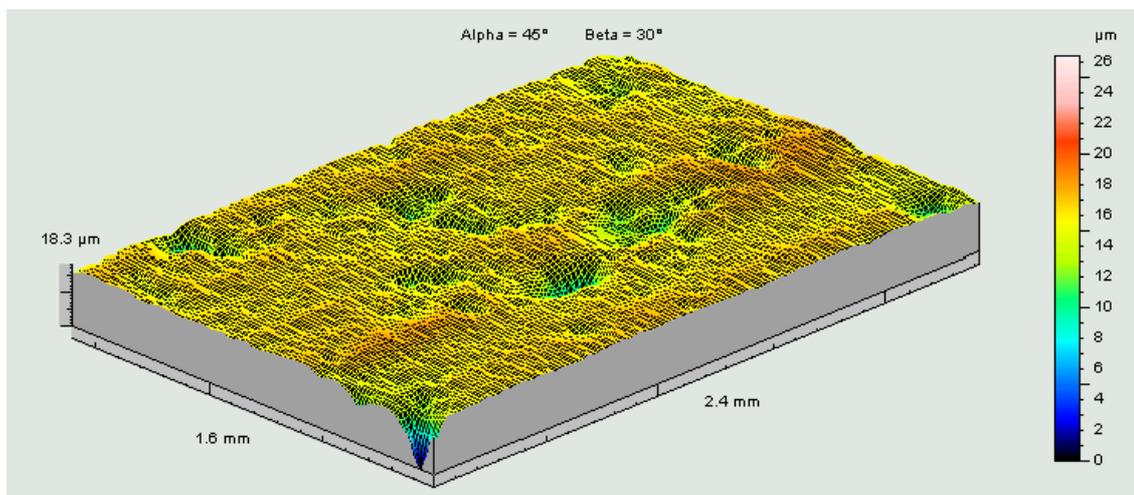


Figura 5.2. Superfície não filtrada da amostra de WC12Co após desgaste brando.

As Figuras 5.1 e 5.2 confirmam tanto a diminuição na dispersão da distribuição de alturas prevista por  $Sq$ , quanto o aumento da tendência à forma de plateau prevista por  $Ssk$ . O desgaste brando parece ter simplesmente nivelado a superfície.

b. Severo

Tabela V.6. Parâmetros de topografia após os testes de desgaste severo.

Recobrimento	$Sa$ ( $\mu\text{m}$ )	$Sq$ ( $\mu\text{m}$ )	$Ssk$	$Ssc$ ( $\mu\text{m}^{-1}$ )
WC12Co	0,355	0,479	-0,51	0,0017
Duplex	0,376	0,573	-2,26	0,0015
WCCoNiCr (CD)	1,080	1,550	-2,03	0,0017
WCCoNiCr (F)	0,666	1,245	-3,973	0,0020
Aço 1020	0,962	1,250	-0,188	0,0052

Tabela V.7. Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-severo em relação à antes do ensaio.

Recobrimento	$S_a$	$S_q$	$S_{sk}$	$S_{sc}$
WC12Co	-46%	-51%	80%	-43%
Duplex	-64%	-61%	-23%	-47%
WCCoNiCr (CD)	198%	195%	-23%	12%
WCCoNiCr (F)	63%	97%	74%	42%
Aço 1020	-65%	-65%	42%	-63%

A mesma tendência de variação em  $S_q$  observada na condição pós-brando foi observada na pós-severo, porém mais acentuada. Já a assimetria dessa distribuição se alterou no recobrimento WC12Co, ocorrendo um afastamento da forma de plateau, o que pode ser um indicativo de alteração no mecanismo de desgaste predominante nesta condição.

Tabela V.8. Variação percentual nos parâmetros de topografia da condição pós-severo em relação à pós-brando.

Recobrimento	$S_a$	$S_q$	$S_{sk}$	$S_{sc}$
WC12Co	-2%	-22%	85%	17%
Duplex	-9%	-15%	27%	-8%
WCCoNiCr (CD)	202%	154%	38%	23%
WCCoNiCr (F)	24%	54%	-110%	3%
Aço 1020	577%	565%	-199%	378%

Comparando as superfícies resultantes das condições severa e branda, observa-se uma tendência de  $S_q$  em reduzir com o aumento da severidade do ensaio nos sistemas WC12Co e Duplex e aumentar para os recobrimentos WCCoNiCr. Além disso, analisando o comportamento de  $S_{sk}$ , pode-se perceber, a exceção do WCCoNiCr fundido, uma tendência a uma distribuição mais simétrica de picos. Isso pode ser um indicativo de mudança no mecanismo predominante de desgaste da condição branda para a severa. Porém, esse efeito também pode ser devido à maior granulometria do abrasivo na condição severa. A fusão da camada depositada no recobrimento

WCCoNiCr fundido parece ter afetado significativamente suas propriedades de desgaste. Seu comportamento, analisado por *Ssk*, parece acompanhar o do aço.

A Figura 5.3 apresenta a superfície de WC12Co mapeada pelo perfilômetro após o desgaste severo. Foi utilizada, na geração da imagem desta superfície, a mesma das Figuras 5.1 e 5.2.

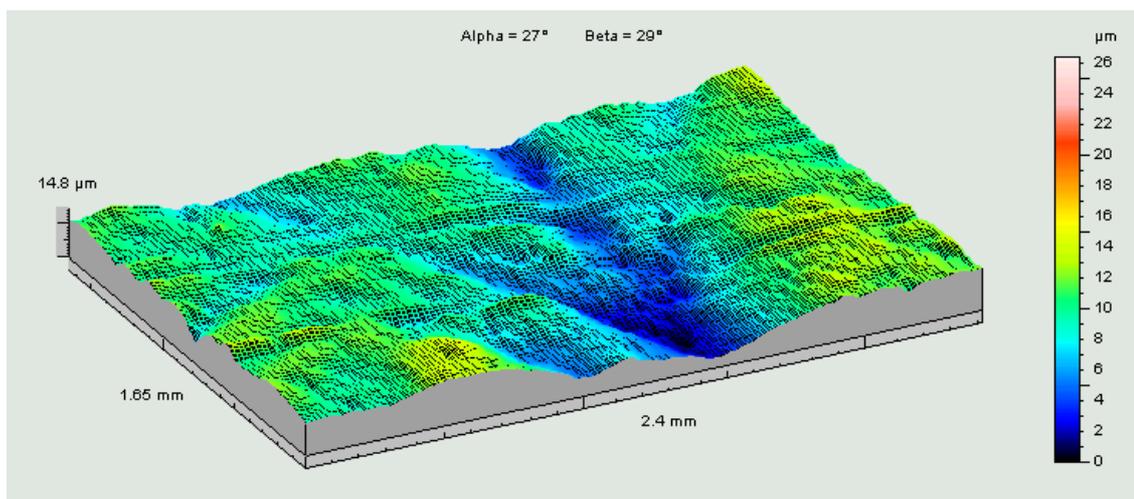


Figura 5.3. Superfície não filtrada da amostra de WC12Co após desgaste severo.

A Figura 5.3, quando comparada às 5.1 e 5.2, confirma o afastamento da forma de plateau em direção a uma distribuição mais homogênea de alturas. Pode ser observada a maior remoção de material, deixando “cicatrices” mais profundas quando comparadas àquelas deixadas pelo desgaste brando. O sulco mais profundo pode ter sido causado por fratura ou pelo arrancamento completo de uma lamela de material aspergido quando da passagem da partícula abrasiva.

### Índice de Plasticidade

$Ssc$ , a curvatura média dos picos, é dado em unidades de comprimento<sup>-1</sup>. A suposição de que o raio de curvatura dos picos seja correspondente a  $Ssc^{-1}$  é razoável, dado que, quanto maior a curvatura, menor deverá ser o raio do pico. Assim, será considerado, para o cálculo do Índice de Plasticidade, que  $\beta = Ssc^{-1}$ .

Seja um Índice de Plasticidade Modificado,  $\Psi'$ , dado por:

$$\Psi' = \left( \frac{E}{H} \right) \sqrt{Sq * Ssc} \quad (5.1)$$

aonde  $Sq$  é o desvio padrão da distribuição de alturas da superfície. A Equação 5.1 difere daquela proposta por Greenwood e Williamson na não utilização do coeficiente de Poisson junto com o módulo de elasticidade<sup>(4)</sup>. A Tabela V.9 apresenta os valores de  $\Psi'$  calculados para os quatro recobrimentos.

Tabela V.9. Valores de Índice de Plasticidade Modificado calculados.

Recobrimento	Índice de Plasticidade Modificado ( $\Psi'$ )			Variação		
	Antes	Pós Brando	Pós Severo	Brando/ Antes	Severo/ Antes	Severo/ Brando
WC12Co	1,03	0,57	0,55	-44%	-47%	-5%
Duplex	1,24	0,64	0,56	-48%	-54%	-12%
WCCoNiCr (CD)	1,13	1,16	2,05	3%	82%	77%
WCCoNiCr (F)	1,42	1,89	2,38	33%	67%	26%
Aço 1020	36,1	2,31	13,0	-94%	-64%	463%

Segundo Greenwood e Williamson, o desgaste abrasivo das superfícies tenderia a reduzir seu índice de plasticidade, tornando as condições de contato mais elásticas<sup>(4)</sup>. Tal comportamento foi observado tanto no WC12Co como no Duplex. O oposto, porém, ocorreu com os recobrimentos WCCoNiCr como depositado e fundido. Nesses materiais, as condições de contato tornaram-se progressivamente mais plásticas, possivelmente devido à presença do constituinte metálico NiCr. Espera-se que um contato mais elástico implique, no desgaste por deformação plástica, em uma menor remoção de material, uma vez que a superfície acomodaria as forças normais com maior facilidade, sofrendo menos dano. No desgaste por fratura frágil, um contato mais elástico (menos plástico) produziria menores tensões residuais na região de contato puntual, pois a deformação permanente da superfície nesse ponto seria menor. Assim, haveria menor formação das trincas laterais na sub-superfície, resultando em menor remoção de material. Com base nesta análise da natureza do contato, espera-se que os

recobrimentos WC12Co e Duplex, que possuem menores  $\Psi'$ , apresentem menores taxas de desgaste, tanto na condição branda como na severa.

## 5.2. Desgaste

Fez-se a análise de regressão linear dos dados de perda de volume por distância deslizada. Os parâmetros de significância dos modelos obtidos confirmaram, em todos os casos, a relação linear prevista por Hutchings<sup>(9)</sup>.

De posse dos coeficientes de inclinação das retas ajustadas,  $Q$  (taxa de desgaste), e dos valores de  $W$  de cada condição e  $H$  de cada material, calculam-se os coeficientes adimensional,  $K$  e dimensional,  $k$ , de desgaste através das equações 5.2 e 5.3.  $k$  será chamado simplesmente de coeficiente de desgaste.

$$K = \frac{QH}{W} \quad (5.2)$$

$$k = \frac{K}{H} = \frac{Q}{W} \quad (5.3)$$

### 5.2.1. Desgaste Brando

A Tabela V.10 apresenta os resultados do ensaio de desgaste brando. Os valores da inclinação  $Q$  (taxa de desgaste) são fornecidos com seu intervalo de confiança 95%. Os erros de  $K$  e  $k$  foram calculados pelas respectivas equações de propagação de erro dadas por (ver deduções no Anexo 1):

$$\Delta K = \frac{Q\Delta H}{W} + \frac{H\Delta Q}{W} - \frac{QH\Delta W}{W^2} \quad (5.4)$$

$$\Delta k = \frac{\Delta Q}{W} - \frac{Q\Delta W}{W^2} \quad (5.5)$$

Tabela V.10. Resultados do ensaio de desgaste brando

Recobrimento	$Q \times 10^{-5}$ (mm <sup>3</sup> /m)	$K \times 10^{-5}$	$k \times 10^{-6}$ (mm <sup>3</sup> /Nm)
WC12Co	4,3 ± 0,1	3,7 ± 0,3	3,7 ± 0,1
Duplex	2,8 ± 0,2	2,4 ± 0,3	2,4 ± 0,2
WCCoNiCr (CD)	6,6 ± 0,2	3,2 ± 0,3	5,6 ± 0,2
WCCoNiCr (F)	7,7 ± 0,3	5,3 ± 0,5	6,6 ± 0,3
Aço 1020	2720 ± 50	258 ± 9	2320 ± 40

Conforme previsto pelo Índice de Plasticidade Modificado, as taxas de desgaste dos recobrimentos WCCoNiCr como depositado e fundido foram superiores às das WC12Co e Duplex nas condições brandas. A Figura 5.4 compara as taxas de desgaste dos 5 materiais. O desgaste do aço foi muitas vezes superior ao dos recobrimentos.

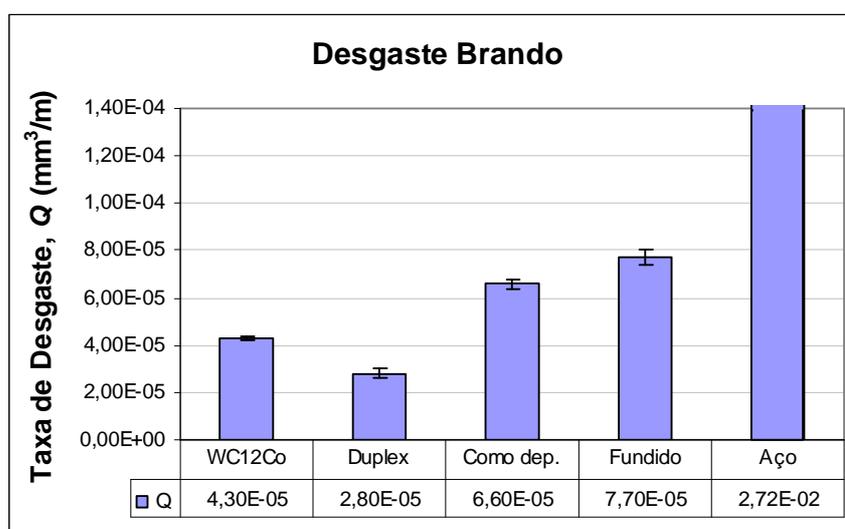


Figura 5.4. Comparação entre taxas de desgaste dos recobrimentos e do aço na condição branda.

Os dados parecem indicar (Figura 5.5) um ligeiro desvio da relação entre dureza e resistência ao desgaste prevista pela Equação de Archard<sup>(9)</sup>. O desvio de comportamento ocorre com o material WCCoNiCr(CD), notadamente o mais heterogêneo de todos<sup>(14)</sup>. Os demais materiais parecem obedecer, de uma maneira geral, a relação entre dureza e taxa de desgaste.

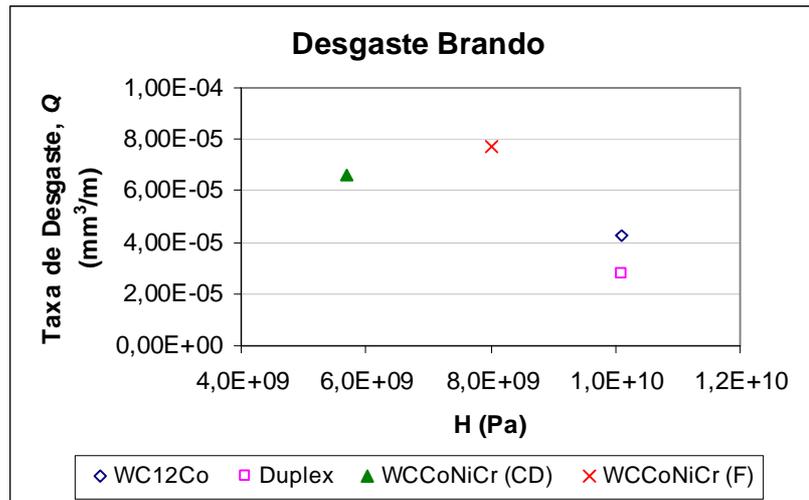


Figura 5.5. Relação entre dureza e taxa de desgaste na condição branda.

O efeito da relação  $H/E$  parece ser importante (Figura 5.6). Isso confirma a afirmação de Leyland e Mathews<sup>(12)</sup> de que um alto valor de dureza, para resistir à deformação plástica, deve ser combinado a um baixo valor de módulo de elasticidade, para maximizar a resistência ao desgaste.

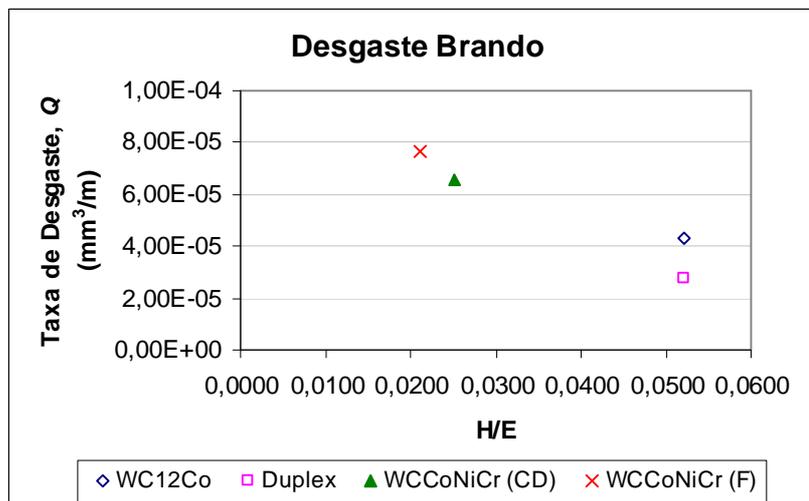


Figura 5.6. Relação entre  $H/E$  e taxa de desgaste na condição branda.

Ainda segundo Leyland e Mathews<sup>(12)</sup>, essa resistência também dependeria da relação entre os módulos de elasticidade do recobrimento e do substrato - valores próximos, ou ligeiramente menores no recobrimento, favoreceriam um aumento na resistência ao

desgaste através da diminuição de tensões residuais na interface. Tal comportamento também foi comprovado pelos dados experimentais. Os valores dessa diferença encontram-se listados na Tabela V.11. A Figura 5.7 ilustra esse resultado sem, contudo, incluir o revestimento Duplex, em que o cálculo da diferença de módulos de elasticidade não é trivial, uma vez que ele possui mais de uma camada. A taxa de desgaste foi significativamente menor nesse material do que nos demais. Isso pode ter sido causado pelo fato de o valor de  $E$  do WC12Co ser inferior àquele da camada intermediária de NiCrAl, facilitando a acomodação de tensões e reduzindo a taxa de desgaste.

Tabela V.11. Relação entre os valores de  $E$  dos revestimentos e do substrato.

Material		$E_R - E_S$ (GPa)	$\frac{E_R - E_S}{E_S}$
Revestimento	Substrato		
WC12Co	Aço	15	0,08
	NiCrAl	100	1,06
NiCrAl	Aço	-85	-0,48
WCCoNiCr (CD)	Aço	47	0,26
WCCoNiCr (F)	Aço	199	1,11

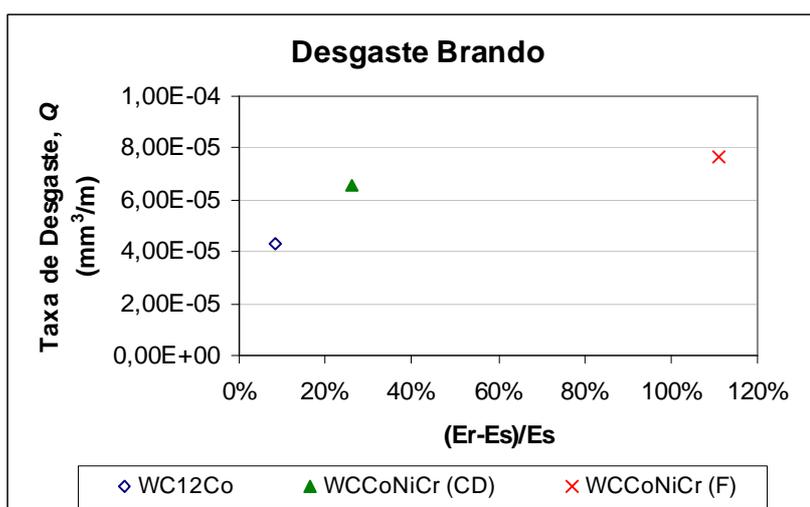


Figura 5.7. Relação entre a diferença de módulo de elasticidade do revestimento e do substrato e a taxa de desgaste na condição branda.

### 5.2.2. Desgaste Severo

A Tabela V.12 apresenta o resumo dos resultados do ensaio de desgaste em condições severas. Os erros foram calculados pelas mesmas equações de propagação de erro utilizadas nas condições brandas.

Tabela V.12. Resultados do ensaio de desgaste severo

Recobrimento	$Q \times 10^{-3}$ (mm <sup>3</sup> /m)	$K \times 10^{-3}$ (adim.)	$k \times 10^{-4}$ (mm <sup>3</sup> /Nm)
WC12Co	5,7 ± 0,2	2,3 ± 0,2	2,3 ± 0,1
Duplex	5,6 ± 0,3	2,3 ± 0,2	2,3 ± 0,1
WCCoNiCr (CD)	7,4 ± 0,4	1,7 ± 0,2	3,0 ± 0,2
WCCoNiCr (F)	9,3 ± 0,3	3,0 ± 0,2	3,7 ± 0,1
	8,1 ± 0,1	2,6 ± 0,2	3,2 ± 0,1
Aço 1020	550 ± 10	25 ± 1	221 ± 5

As duas amostras de WCCoNiCr (F) apresentaram inclinações significativamente diferentes e não puderam ser analisadas em conjunto, como os demais materiais. Ambos os resultados foram utilizados na análise.

Os melhores recobrimentos para resistir às solicitações do ensaio severo foram WC12Co e Duplex, como pode ser observado pela Figura 5.8. As taxas de desgaste desses dois materiais no ensaio severo foram iguais. As taxas de desgaste dos recobrimentos WCCoNiCr como depositado e fundido 2 também são estatisticamente iguais (5% significância), enquanto o fundido 1 apresentou a pior resistência ao desgaste dentre os materiais. Assim como nas condições brandas, o Índice de Plasticidade Modificado foi capaz de prever quais seriam os recobrimentos com menor taxa de desgaste nas condições severas. O aço, assim como no desgaste brando, apresentou uma taxa de desgaste bem superior à dos recobrimentos.

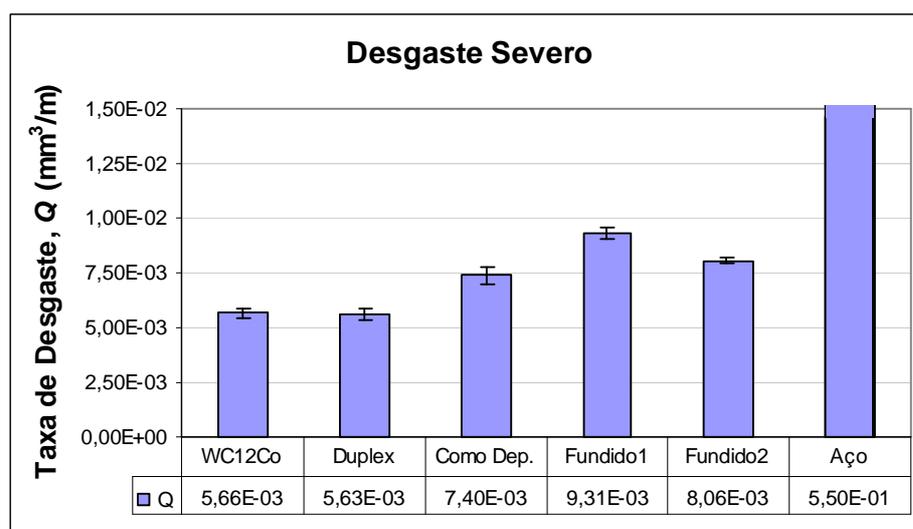


Figura 5.8. Comparação entre taxas de desgaste dos recobrimentos e do aço na condição severa.

A variação do coeficiente de desgaste entre as duas condições encontra-se calculada na Tabela V.13. É importante notar que, apesar de ter se desgastado mais do que todos os recobrimentos, o aço apresentou o menor aumento de desgaste quando do aumento da severidade do ensaio. Nesse material, o aumento de severidade foi menor do que nos demais, indicando uma menor ocorrência de fratura frágil na condição severa. É possível que o aço tenha se desgastado exclusivamente por escoamento plástico em ambas as condições.

Tabela V.13. Variação do coeficiente de desgaste entre as condições branda e severa.

	WC12Co	Duplex	WCCoNiCr (CD)	WCCoNiCr (F) 1	WCCoNiCr (F) 2	Aço 1020
$\frac{k_{severo} - k_{brando}}{k_{brando}}$	60,8	93,5	51,7	55,8	48,2	8,5

Observa-se, também, que os recobrimentos WC12Co e Duplex apresentaram as maiores variações no coeficiente de desgaste. Os altos índices de fragilidade (Tabela V.2) apresentados por esses recobrimentos apontam uma tendência forte para os mesmos se comportarem de maneira frágil (fratura por indentação). Ou seja, embora o coeficiente de desgaste,  $k$ , tenha sido inferior para os mesmos, um aumento ainda maior na

severidade do ensaio resultaria em desgaste por fratura frágil, levando a altas taxas de desgaste. Aparentemente, o aumento de severidade ocorrido da condição branda para a severa não foi suficiente para alterar o mecanismo de desgaste de dúctil para frágil da forma como ocorreu no experimento de Hutchings<sup>(15)</sup>, em que o aço desgastou menos do que os recobrimentos na condição mais severa. Não obstante, houve uma alteração na participação relativa dos mecanismos de desgaste entre as duas condições. Como também pôde ser observado na análise dos parâmetros topográficos, aparentemente houve um aumento na ocorrência de fratura frágil.

Assim como no desgaste brando, um aumento na relação  $H/E$  parece diminuir a taxa de desgaste, como afirmam Leyland e Mathews<sup>(12)</sup>. (Figura 5.9)

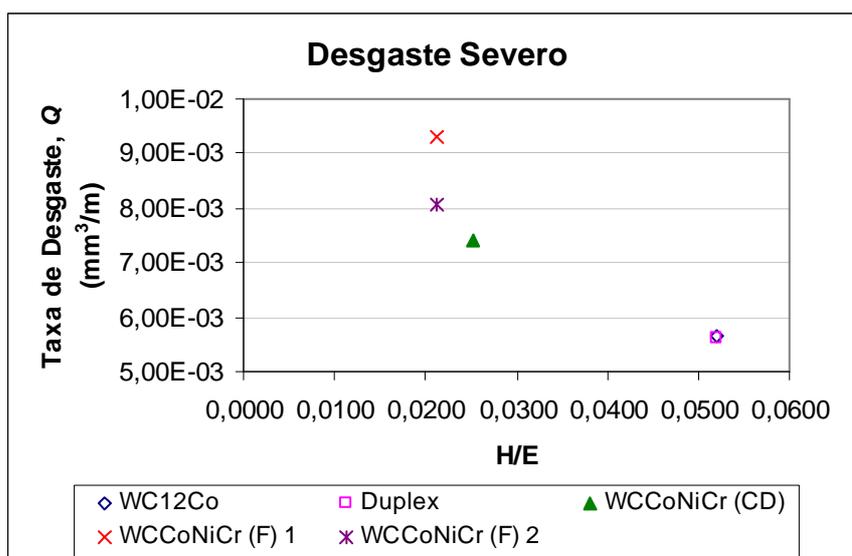


Figura 5.9. Relação entre  $H/E$  e taxa de desgaste na condição severa

$K_{Ic}$ , porém, aparenta ter o efeito contrário do esperado. A Figura 5.10 mostra que a taxa de desgaste se elevou com o aumento de  $K_{Ic}$ . Segundo Hutchings<sup>(9)</sup>, sob desgaste por fratura frágil, a tenacidade reduziria a taxa de remoção do material, uma vez que aumentaria a energia necessária para fratura. É possível, no entanto, que o nível das solicitações não tenha sido suficiente para que o mecanismo de fratura frágil se tornasse predominante e assim exigisse uma maior tenacidade para resistir ao desgaste. Assim, a correlação entre  $Q$  e  $K_{Ic}$ , pode estar refletindo o efeito de  $H/E$  na determinação

experimental de  $K_{Ic}$ <sup>(5, 27)</sup>. De fato, isso pode ser percebido pela comparação da distribuição dos pontos nas Figuras 5.9 e 5.10.

Um outro fator que confirma que o mecanismo de fratura frágil provavelmente não foi predominante é a relação  $H/K_c$ . Segundo Hutchings, no desgaste por fratura frágil, quanto menor  $H/K_c$ , menor seria a tendência a fraturar, resultando em menores taxas de desgaste<sup>(9)</sup>. Esse comportamento também não foi observado.(Figura 5.11).

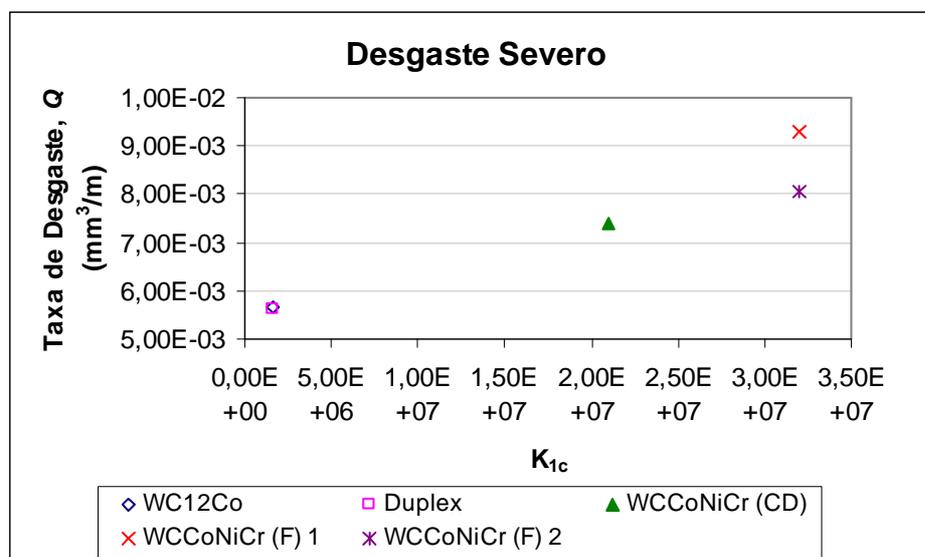


Figura 5.10. Relação entre  $K_{Ic}$  e taxa de desgaste na condição severa.

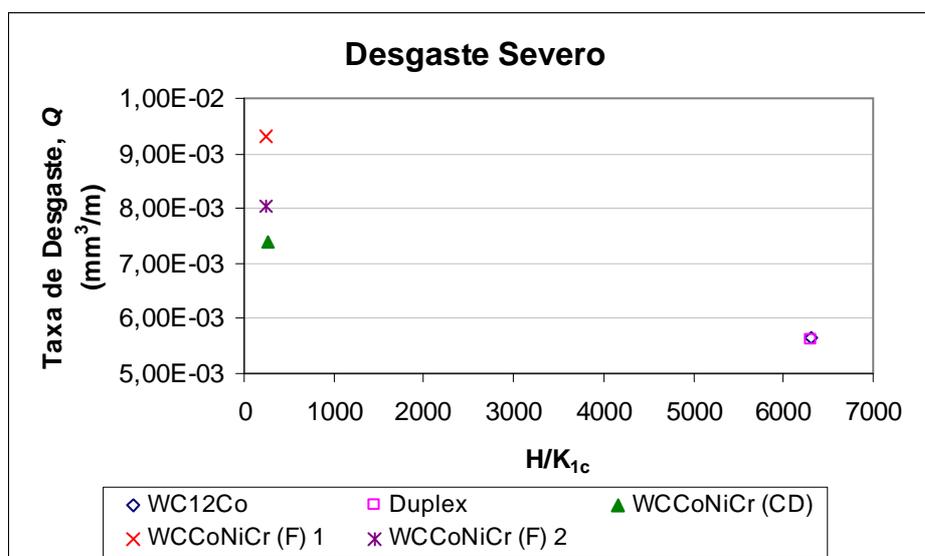


Figura 5.11. Relação entre  $H/K_{Ic}$  e taxa de desgaste sob condições severas

A análise da relação entre a taxa de desgaste e a diferença entre os módulos de elasticidade do recobrimento e do substrato repete o resultado do desgaste brando, conforme pode ser observado na Figura 5.12. O efeito parece ter sido o mesmo nas duas condições.

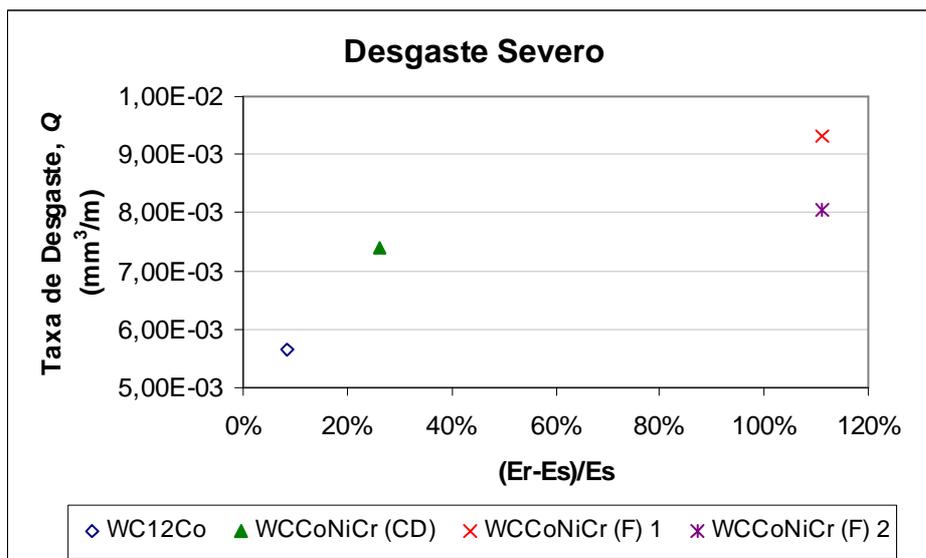


Figura 5.12. Relação entre a diferença de módulo de elasticidade do recobrimento e do substrato e a taxa de desgaste na condição severa.

O objetivo de se utilizarem duas condições de desgaste seria modificar o mecanismo de desgaste predominante, de modo a estudar o efeito das várias propriedades dos materiais e das superfícies sobre o desgaste. Aparentemente, apesar de ter havido maior participação do mecanismo de fratura frágil na condição severa, o desgaste dos recobrimentos ocorreu predominantemente por deformação plástica em ambas as condições. Chen e Hutchings<sup>(15)</sup> conseguiram produzir solicitações de desgaste de um nível tal que se modificaram as propriedades responsáveis pela resistência ao desgaste e o aço apresentou desgaste menor do que recobrimentos a base de WC-Co. Por outro lado, os recobrimentos utilizados nos estudos desses autores foram produzidos por aspersão a plasma, o que significa, no caso de WC-Co, recobrimentos com uma microestrutura essencialmente lamelar, o que não é observado em materiais processados

por HVOF<sup>(5)</sup>. Essa estrutura apresenta pontos de fragilidade nas interfaces entre as lamelas, resultando em perda de coesão frente a solicitações mecânicas mais severas. Uma vez que não houve alteração nas propriedades responsáveis pela resistência ao desgaste, não houve alteração no mecanismo predominante e observaram-se as seguintes condições:

Desgaste brando - Praticamente só deformação plástica. O estudo da topografia indica um nivelamento das superfícies. A dureza alta e o módulo de elasticidade baixo foram responsáveis pela resistência ao desgaste.

Desgaste severo - Deformação plástica com alguma fratura frágil. Não foi observada uma redução do desgaste em função do aumento da tenacidade. Os materiais responderam aproximadamente da mesma forma (relativamente uns aos outros). A presença de fratura frágil é indicada pelos parâmetros de topografia e pela menor alteração no desgaste do aço relativo ao dos recobrimentos quando do aumento da severidade.

## Capítulo 6: Conclusões

Todos os recobrimentos apresentaram taxas de desgaste inferiores à do aço nas duas condições estudadas, comprovando serem efetivos para resistir ao desgaste.

O recobrimento que apresentou melhor resposta a ambas as condições de desgaste foi o Duplex (WC12Co/NiCrAl). Sua maior resistência deve-se a um valor elevado de  $H/E$ , somado a um módulo de elasticidade menor na camada superficial (WC12Co), quando comparado à intermediária (NiCrAl). Nesta condição haveria menores tensões residuais na interface entre os materiais, aumentando sua resistência ao desgaste.<sup>(12)</sup>

Apesar de ter apresentado as maiores taxas de desgaste dentre os recobrimentos, o 50%WC12Co)50%(NiCr), tanto fundido quanto como depositado, ainda assim seria indicado para aplicações de desgaste em ambiente corrosivo, visto que sua resistência foi muitas vezes superior à do aço. O aumento de tenacidade resultante da fusão da superfície<sup>(14)</sup> não proporcionou melhoras nos resultados de desgaste do 50%(WC12Co)50%(NiCr) nas condições estudadas.

O Índice de Plasticidade Modificado, calculado a partir de parâmetros de topografia extraídos da superfície das amostras, forneceu uma boa previsão qualitativa dos resultados de desgaste, com base na análise da mecânica do contato entre a amostra e a lixa. O Índice de Plasticidade e sua relação com o comportamento de desgaste das superfícies merecem ser estudados em mais profundidade em trabalhos futuros.

Apesar das superfícies das amostras apresentarem sinais de remoção de material por fratura frágil, este mecanismo não chegou a ser predominante, nem mesmo na condição severa. Em ambas as condições as relações entre taxas de desgaste e propriedades dos materiais são qualitativamente as mesmas, implicando semelhança dos mecanismos em ação. Houve, contudo, uma maior proporção de desgaste por fratura frágil na condição severa em comparação com a branda. Isso pode ser comprovado pelo aumento do parâmetro de topografia  $Ssk$ , indicando um afastamento da superfície da forma de

plateau, e pelo comportamento do aço, que foi proporcionalmente menos desgastado pela condição severa do que pela branda, quando comparado aos recobrimentos.

## Capítulo 7: Referências Bibliográficas

- (1) SMITH, Ronald W. *Equipment and Theory - A lesson from thermal spray technology*. ASM International, 1992. 66p.
- (2) TOMA, D., et al. Wear and corrosion behavior of thermally sprayed cermet coatings. *Surface and Coatings Technology*, 138, 2001, p149-158.
- (3) LADEIRA, Larissa W. A. *Conjugados duplex WC-Co/NiCrAl e NiCr processados por aspersão térmica para aplicação em meios corrosivos e/ou desgaste*. 2000. 265p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.
- (4) GREENWOOD, J. A., WILLIAMSON, J. B. P. Contact of nominally flat surfaces. *Proc. Roy. Soc. Lond.*, A 295, p.300-319, 1966.
- (5) LIMA, Marília M. *Recobrimentos tribológicos para aplicação em meios mecânica e quimicamente agressivos*. 2001. 298p. Tese (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.
- (6) ASM. *Surface Science*. ASM International, 1992. 28p.
- (7) BAYER, Raymond G. Wear testing. In: *ASM Handbook; Mechanical Testing*. 9a ed. ASM International, 1985. Vol. 8, p.601-608.
- (8) ASTM. *Standard G40 - Standard terminology relating to wear and erosion*. American Society for Testing Materials, 1999.
- (9) HUTCHINGS, I. M. *Tribology; Friction and wear of engineering materials*. London: Edward Arnold, 1992. 273p.

- (10) STEWART, D. A., et al. Influence of heat treatment on the abrasive wear behavior of HVOF sprayed WC-Co coatings. *Surface and Coatings Technology*, 105, p.13-24, 1998.
- (11) WHITEHOUSE, D. J., ARCHARD, J. F. Properties of random surfaces of significance in their contact. *Proc. Roy. Soc. Lond., A* 316, p.97-121, 1970.
- (12) LEYLAND, A., MATTHEWS, A. On the significance of the H/E ration in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior. *Wear*, 246, p.1-11, 2000.
- (13) GERMAN, Randall M. *Power Metallurgy Science*. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1997, 2 ed., 472p.
- (14) MANCOSU, Rafael Drumond. *Tenacidade e estrutura cristalina de recobrimentos WC-Co/NiCrFeSiBC processados por HVOF*. 2000. 122p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.
- (15) CHEN, H., HUTCHINGS, I. M. Abrasive wear resistance of plasma-sprayed tungsten carbide-cobalt coatings. *Surface and Coatings Technology*, 107, p.106-114, 1998.
- (16) METCO. *DIAMALLOY 2004*. Product Data.
- (17) METCO. *METCO 443 and METCO 443NS nickel chromium/aluminum composite powders*. Technical Bulletin, 1986.
- (18) METCO. *DIAMALLOY 2002*. Product Data.

- (19) MUMMERY, Leigh. *Surface Texture Analysis - The Handbook*. Mühlhausen: Hommelwerke GmbH, 1992. 106p.
- (20) DALLAIRE, S., et al. Characterization of wear damages in coatings by optical profilometry. *Proceedings of the 1993 National Thermal Spray Conference*, Anaheim, CA, 1993. p.493-498.
- (21) SCHÖFER, J., SANTNER, E. Quantitative wear analysis using atomic force microscopy. *Wear*, 222, p.74-83, 1998.
- (22) CHO, Yong-Joo, et al. Surface profile estimation by digital filtering for wear volume calculation. *Wear*, 252, p.173-178, 2002.
- (23) WHITEHEAD, S. A., et al. Comparison of two stylus methods for measuring surface texture. *Dental Materials*, 15, p.79-86, 1999.
- (24) POHL, M., STELLA, J. Quantitative CLSM roughness study on early cavitation-erosion damage. *Wear*, 252, p.501-511, 2002.
- (25) STOUT, K. J., BLUNT, L. *Three-Dimensional Topography*. London: Penton Press, 1994, 2a ed., 285p.
- (26) ASTM. *Standard G99 - Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus*. American Society for Testing Materials, 1995.
- (27) WATCHMAN, John B. Measurements of elasticity, strength, and stress intensity factors. In: WATCHMAN, John B. *Mechanical properties of ceramics*. New York: John Wiley & Sons, 1996. Cap.6, p.65-88.

## Anexo 1: Equações de Propagação de Erro

Abaixo encontram-se apresentadas as deduções das equações de propagação de erro das relações entre as propriedades dos conjugados que foram apresentadas nas Tabelas V.1 e V.2.

### 1. $H/E$

$$D\left(\frac{H}{E}\right) = \frac{\partial\left(\frac{H}{E}\right)}{\partial H} + \frac{\partial\left(\frac{H}{E}\right)}{\partial E}$$

$$d\left(\frac{H}{E}\right) = \frac{1}{E}dH - \frac{H}{E^2}dE$$

$$\Delta\left(\frac{H}{E}\right) = \frac{1}{E}\Delta H - \frac{H}{E^2}\Delta E$$

### 2. $H/K_{1c}$

$$D\left(\frac{H}{K_{1c}}\right) = \frac{\partial\left(\frac{H}{K_{1c}}\right)}{\partial H} + \frac{\partial\left(\frac{H}{K_{1c}}\right)}{\partial K_{1c}}$$

$$d\left(\frac{H}{K_{1c}}\right) = \frac{1}{K_{1c}}dH - \frac{H}{K_{1c}^2}dK_{1c}$$

$$\Delta\left(\frac{H}{K_{1c}}\right) = \frac{1}{K_{1c}}\Delta H - \frac{H}{K_{1c}^2}\Delta K_{1c}$$

As equações de erro que se seguem referem-se aos valores da Tabela V.10 e já foram apresenta das junto com os resultados dos ensaios de desgaste. Suas deduções encontram-se desenvolvidas abaixo:

### 3. $K = \frac{QH}{W}$

$$D(K) = \frac{\partial\left(\frac{QH}{W}\right)}{\partial Q} + \frac{\partial\left(\frac{QH}{W}\right)}{\partial H} + \frac{\partial\left(\frac{QH}{W}\right)}{\partial W}$$

$$\begin{aligned}
 dK &= \frac{Q}{W} dH + \frac{H}{W} dQ - \frac{QH}{W^2} dW \\
 \Delta K &= \frac{Q}{W} \Delta H + \frac{H}{W} \Delta Q - \frac{QH}{W^2} \Delta W
 \end{aligned}
 \tag{5.4}$$

4.  $k = \frac{Q}{W}$

$$\begin{aligned}
 D(k) &= \frac{\partial \left( \frac{Q}{W} \right)}{\partial Q} + \frac{\partial \left( \frac{Q}{W} \right)}{\partial W} \\
 dk &= \frac{1}{W} dQ - \frac{Q}{W^2} dW \\
 \Delta k &= \frac{\Delta Q}{W} - \frac{Q \Delta W}{W^2}
 \end{aligned}
 \tag{5.5}$$