UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO CENTRO TECNOLÓGICO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**BRUNO CORVETO BRAGANÇA** 

# CLASSIFICAÇÃO DE MATERIAIS QUANTO AO DESGATE EROSIVO EMPREGADOS NOS INTERNOS DE VÁLVULAS QUE SÃO UTILIZADAS NA PRODUÇÃO DE GÁS NATURAL

VITÓRIA - ES 2013 BRUNO CORVETO BRAGANÇA

## CLASSIFICAÇÃO DE MATERIAIS QUANTO AO DESGATE EROSIVO EMPREGADOS NOS INTERNOS DE VÁLVULAS QUE SÃO UTILIZADAS NA PRODUÇÃO DE GÁS NATURAL

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

VITÓRIA - ES 2013

Bragança, Bruno Corveto.

Classificação de materiais quanto ao desgate erosivo empregados nos internos de válvulas que são utilizadas na produção de gás natural / Bruno Corveto Bragança. – 2013

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

Projeto de Graduação – Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico

1. Engenharia Mecânica. 2. Projeto de Graduação. I. Bragança, Bruno Corveto. II. Universidade Federal do Espírito Santo. Centro Tecnológico. III. Classificação de materiais quanto ao desgate erosivo empregados nos internos de válvulas que são utilizadas na produção de gás natural

## **BRUNO CORVETO BRAGANÇA**

## CLASSIFICAÇÃO DE MATERIAIS QUANTO AO DESGATE EROSIVO EMPREGADOS NOS INTERNOS DE VÁLVULAS QUE SÃO UTILIZADAS NA PRODUÇÃO DE GÁS NATURAL

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Aprovada em 18 de Setembro de 2013

COMISSÃO EXAMINADORA

**Prof. Dr. Cherlio Scandian** Universidade Federal do Espírito Santo – UFES

Orientador

**Prof. MSc. Heiter Ewald** Instituto Federal do Espírito Santo - IFES

**Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macedo** Universidade Federal do Espírito Santo - UFES

# DEDICATÓRIA

A Deus, a minha mãe e familiares e, especialmente,

A lembrança de meu primo, Felipe Serrat.

# AGRADECIMENTOS

A Deus, primeiramente, por ter colocado no meu caminho pessoas maravilhosas que me ajudaram de alguma forma a prosseguir em frente nos desafios da vida, e mostrar que nenhum obstáculo é grande demais quando estamos com Ele.

A minha mãe, Marinete, que com sua fé, amor incondicional e suor no trabalho, acreditou que este sonho podia ser realizado junto comigo.

A meus tios, pelo apoio constante dado em todas as fases da minha vida, e por me ensinarem que o melhor caminho para vencer na vida é pelo estudo.

Aos parentes, amigos e namorada, pela compreensão por eventuais ausências para a elaboração deste trabalho.

Ao PRH-29 pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Dr. Cherlio Scandian pela oportunidade e pelas orientações dadas durante a elaboração deste trabalho.

Ao mestrando, Luiz Rafael Resende de Silva, pelas dicas e ajuda constante durante todo este projeto.

Ao apoio recebido pelos colegas do Laboratório de Caracterização e Superfície de Materiais, LCSM, e Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais, TRICORRMAT.

Aos membros da comissão examinadora pelo interesse em avaliar este trabalho.

vi

## RESUMO

O presente trabalho investiga o comportamento em erosão por patículas sólidas de revestimentos WC-Co-Cr, depositados pelo processo de soldagem PTA e manta sinterizada. Estes materiais são empregados nos internos de válvulas que são utilizadas no manifold de controle de pressão de cada poço. Os ensaios foram realizados em erosímetro validado segundo a norma ASTM G76 [1] para três condições, onde para todos os ensaios, a velocidade de impacto foi de 70 m/s e o fluxo de partículas impactando a amostra foi de 2 mg/mm<sup>2</sup>.s. Na primeira condição a partícula utilizada foi alumina a 90°. Foi observado que para todos os materiais houve microtrincamento no carboneto e microsulcamento e microcorte no ligante. Na segunda e terceira condições o erodente usado foi hematita e a microestrutura gerada pelo processo de deposição influenciou diretamente na resistência a erosão. A 90°, na segunda condição, diminuíram-se as microtrincas presentes nos carbonetos, e a perda destes no revestimento teve relação com o escareamento do ligante ao redor do carboneto, o que causou uma resistência ao desgaste pelo material depositado por manta sinterizada de até quatro vezes maior que os revestimentos depositados por soldagem PTA. Na terceira condição, a 30°, as microtrincas não estavam mais presentes no carbonetos, sendo estes arrancados do revestimento devido a predominância de mecanismos dúcteis no ligante, que fez com que este não desse mais sustentação ao carboneto. Todas essas análises foram feitas por microscopia eletrônica de varredura e outros equipamentos situados na própria universidade onde este trabalho se desenvolveu.

Palavras-chave: Válvula choke, soldagem PTA, manta sinterizada, erosão.

vii

# **SUMARIO**

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1	EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS	2
2.1.1	Mecanismos Dúcteis	4
2.1.2	Mecanismos Frágeis	4
2.2	PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM NO DESGASTE EROSIVO	5
2.2.1	Dureza da Partícula	5
2.2.2	Forma da Partícula	6
2.2.3	Tamanho da Partícula	7
2.2.4	Ângulo de Impacto	8
2.2.5	Velocidade de Impacto	9
2.2.6	Temperatura do Ensaio	10
2.3	EROSÃO EM INTERNOS DE VÁLVULAS	12
2.4	REVESTIMENTO DA SUPERFÍCIE	16
3	MATERIAIS E MÉTODOS	24
3.1	MATERIAIS EMPREGADOS	24
3.1.1	Caracterização das Amostras	24
3.1.2	Caracterização das Partículas	27
3.2	ENSAIOS DE EROSÃO	27
3.2.1	Condições Ensaiadas	28
3.2.1.	1 Condição I	29
3.2.1.	2 Condição II	29
3.2.1.	3 Condição III	30
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	31
4.1		31
4.2	COMPORTAMENTO EM EROSÃO DOS REVESTIMENTOS	38
5	CONCLUSÕES	45

# Lista de Figuras

Figura 2. 4 - Taxas de desgaste do cobre sobre condições de abrasão de dois e três corpos e na erosão, devido a partículas de carbeto de silício de diferentes tamanhos. Fonte: [9]	Figura 2. 1 - Diagrama apresentando as forças que podem agir na partícula no contato com uma superfície. Fonte: [4]
Figura 2. 5 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de         desgaste de materiais dúcteis e frágeis. Fonte: [11].	Figura 2. 4 - Taxas de desgaste do cobre sobre condições de abrasão de dois e três corpos e na erosão, devido a partículas de carbeto de silício de diferentes tamanhos. Fonte: [9]
<ul> <li>Figura 2. 7 - Variação da taxa de erosão com a temperatura para algumas diferentes ligas. Fonte: [16]</li></ul>	Figura 2. 5 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis. Fonte: [11]
<ul> <li>Figura 2. 9 - Trajetória das partículas na sede da válvula choke. Fonte: [20]</li></ul>	Figura 2. 7 - Variação da taxa de erosão com a temperatura para algumas diferentes ligas. Fonte: [16]10 Figura 2. 8 - Esquema dos comportamentos na erosão metálica: (a) e (b) com uma fina e dúctil camada de óxido; Comportamento da erosão óxida (c), camada espessa de óxido. Fonte: [19]11
Figura 2. 11 - Resistência relativa à erosão de materiais WC e cerâmicos comparados com aço carbono. Fonte: [2]	Figura 2. 9 - Trajetória das partículas na sede da válvula choke. Fonte: [20]
[0,]	<ul> <li>Figura 2. 11 - Resistência relativa à erosão de materiais WC e cerâmicos</li> <li>comparados com aço carbono. Fonte: [2].</li> <li>Figura 2. 12 - Taxa de erosão para revestimentos depositados por manta (WC200, WC219 e WC210), para variados ângulos de impacto Fonte: [23].</li> <li>T7 Figura 2. 13 - Micrografia dos revestimentos. (a) W1, (b) W2, (c) W3, (d) W4. Fonte: [31].</li> <li>[31].</li> <li>[33].</li> <li>[34].</li> <li>[35] Figura 2. 14 - Micrografia mostrando a microestrutura obtida do revestimento de WC-2. WC (Área A e E) e WC/Co (Área B). Fonte: [27].</li> <li>[36] Figura 2. 15 - Resultados de desgaste para revestimentos WC obtidos da norma ASTM G 76 (45° ângulo de impacto, alumina 50 µm, 70 m/s). Fonte: [33].</li> <li>[36] Figura 2. 16 - Gráfico mostrando a perda de massa acumulada durante o ensaio de erosão em solução. Abrasivo: quartzo. (a) abrasivo 103-150. (b) abrasivo 350-500.</li> <li>Fonte: [34].</li> <li>[37] Figura 2. 17 - Imagens mostrando a superfície erodida de (a) CWC e (b) NWC erodidos com Si2O(quartzo) em 10% de concentração. Em (c) e (d) com 30% de concentração de Si2O. (f) trinca retirada no revestimento NWC. Fonte: [34].</li> </ul>

Figura 2. 18 - Efeito da adição de %WC na resistência à erosão de revestimentos depositados por HVOF. Fonte: [35]......23

Figura 3. 1 - Amostras dos materiais como recebidos. Em (a) Materiais 8000, 4800 USIAR 400: Em (b) Material A36	е 25
Figura 3. 2 - Analisador tridimensional com contato da Taylor Robson Talysurf CLI 1000.	26
Figura 3. 3 - Preparação da amostra. Em (a), politriz Struers DP - 10. Em (b), balanca de precisão Sartorius CP 225D.	26
Figura 3. 4 - Erosímetro a jato de ar situado no TRICORRMAT/UFES	27

Figura 4. 1 - MEV das partículas antes e após a realização dos ensaios. (a) alumina virgem, (b) alumina usada, (c) hematita virgem, (d) hematita usada31 Figura 4. 2 - Fator de esfericidade das partículas usadas nos ensaios32 Figura 4. 3 - Gráfico com a distribuição granulométrica da alumina, com 67,6% a 53 µm
Figura 4. 4 - Gráfico com a distribuição granulométrica da hematita, com 41,8% a 25 um e 16.5% a 75 um
Figura 4. 5 - Rugosidade média para cada um dos materiais, mostrando também o desvio padrão
Figura 4. 8 - Composição do ligante para os materiais. Barras azuis, barras amarelas, barras verdes e barras vermelhas, representam, respectivamente, os materiais 8000, 4800, USIAR 400 e A36
Figura 4. 9 - Dureza dos revestimentos a ser ensaiados
Figura 4. 11 - Microestrutura presente no material A36. Pode-se observar os dois tipos de carbonetos presentes na matriz (cor clara), e o ligante envolta dos carbonetos (cor escura)
Figura 4. 12 - Gráfico mostrando o desgaste erosivo, em mm <sup>3</sup> /g, em função das condições ensaiadas
Figura 4. 13 - Micrografia mostrando os micromecanismos de desgaste nos materiais. Em (a) material A36, (b) 8000, (c) 4800 e (d) USIAR 400
Figura 4. 14 - Influência do ângulo de impacto, para alta energia de impacto (28 m/s) em diversos materiais. Fonte: [39]40
Figura 4. 15 - Micrografia dos revestimentos após a realização dos ensaios na condição II. (a) material A36, (b) 8000, (c) 4800 e (d) USIAR 40041 Figura 4. 16 - MEV mostrando a grande densidade de porosidade e diferença de distribuição dos carbonetos nos materiais revestidos por Eletrodeposição PTA (foto tirada do material 8000)42
Figura 4. 17 - Micrografia mostrando a trinca nucleada e propagada a partir da trinca

Figura 4. 18 - MEV mostrando o desgaste no material 4800 par	a a condição III, 30°.
	43
Figura 4. 19 - MEV mostrando os micromecanismos atuantes n	o material A36 para a
condição III	44

# Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Taxa de erosão por areia dos materiais selecionados. Condições de ensaio: 250 m/s, 90°, fluxo de partículas 20.7 kg/m <sup>2</sup> .s, tamanho médio de partícula	
250 µm. Fonte: [22]	13
Tabela 2. 2 - Taxa de erosão em mg/kg, como função da velocidade de impacto e	
ângulo de impacto. Fonte: [2]	14
Tabela 2.3 - Desgaste abrasivo relacionado com dureza e livre caminho médio	
(L.C.M.) dos revestimentos. Fonte: [31].	19
Tabela 3.1 - Identificação das amostras	24
Tabela 3. 2 - Composição química dos metais-base	25
Tabela 3. 3 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas	28
Tabela 4.1 - Tabela de oxidação dos materiais nos ensaios a quente (condições II	е
III)	38

# Lista de Siglas e Abreviaturas

- AISI: American Iron and Steel Institute Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: Oxido de Alumínio (Alumina) ASTM: American Society for Testing and Materials CBN: Cubic Boron Nitride Co: Cobalto Cr: Cromo CWC: Pó Convencional De Carboneto De Tungstênio De-gun: Detonation Gun (asperção térmica ou técnica de detonação) EDS: Electron Dispersive Spectroscopy HV: Hardness Vickers HVOF: High Velocity Oxygen Fuel LCSM/UFES: Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais MEV: Microscopia eletrônica de varredura NWC: Pó Nanoestrutural De Carboneto De Tungstênio PAW: Plasma Arc Welding PCD: Polycrystalline Diamond PTA: Plasmas Trasfer Arc PWM: Pulse Width Modulation **REF: Ref Reference Erosion Factors** SiC: Carboneto de Silício SiO<sub>2</sub>: Oxido de Silício SPQ: Spike Parameter Quadratic TRICORRMAT/UFES: Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais
- UFES: Universidade Federal do Espírito Santo

WC: Carboneto de Tungstênio

# 1 INTRODUÇÃO

Um dos problemas mais comuns e inevitáveis em componentes mecânicos de automóveis, plantas de geração de potência, equipamentos da indústria mineradora e da indústria de petróleo e gás é o desgaste. Este problema não só afeta o tempo de vida útil do equipamento como também o seu desempenho.

Na indústria de petróleo e gás, internos de válvulas que são utilizadas na produção de gás natural, comumente chamadas de válvulas choke, sofrem um desgaste erosivo intenso, devido às partículas de areia, que são carregadas junto com a mistura de óleo, gás e água.

Em válvulas choke, que operam frequentemente a velocidades sônicas em sua menor seção, o desgaste pelo impacto de partículas sólidas, tem levado a falha dessas válvulas algumas horas depois de sua instalação, sendo que este equipamento pode ter sua vida útil dentro de um intervalo de 18 – 24 meses [2].

A substituição dessas válvulas está associada com custos elevados e são também indesejáveis do ponto de vista da segurança. Portanto, para solucionar este problema, ligas e, principalmente, revestimentos com maior resistência ao desgaste, tem sido usados nos internos da válvula choke. Revestimentos WC-Co-Cr tem sido largamente selecionados como materiais para essas válvulas.

Processos de deposição diversos destes revestimentos incluem a aspersão térmica, técnicas de detonação, soldagem (dentre elas uma das mais utilizadas é a PTA), manta sinterizada, dentre outros. Os parâmetros adotados na deposição assim como o processo escolhido irá influenciar na microestrutura obtida de forma que irá afetar também a resistência do material ao desgaste erosivo.

Neste trabalho, serão classificados materiais com revestimento WC-Co-Cr, depositados por soldagem PTA e manta sinterizada. Será abordado como a técnica de deposição utilizada influência na microestrutura obtida e, consequentemente, altera a resistência do material ao desgaste erosivo, ao ponto de revestimentos com a mesma composição nominal, apresentar diferenças de quatro vezes na resistência ao desgaste.

# 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta seção trata de assuntos relativos ao desgaste erosivo, onde se levará em conta, os micromecanismos de desgaste no que tange ao comportamento dúctil e/ou frágil. Os principais parâmetros que influenciam no desgaste também serão abordados. Ao final, será estudado como estes parâmetros e a competição dos mecanismos frágeis e dúcteis atuam na perda massa associada à erosão em válvulas de redução de pressão aplicadas em manifold na indústria de petróleo e gás, principalmente no segmento offshore.

# 2.1 EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS

O desgaste erosivo é definido como sendo a remoção de material de um substrato pelo impacto repetitivo de partículas, que se movem com velocidades superiores a 1 m/s, constituindo-se em um importante mecanismo de desgaste, observado em um grande variedade de condições ambientais [3].

Outra definição é dada pela ASTM – American Society for Testing and Materials [1], que é perda progressiva do material original de uma superfície sólida devido a um mecanismo de interação entre a superfície e um fluido, um fluido multicomponente, ou líquido ou partículas sólidas.

A remoção do material devido á erosão por partícula sólida é a consequência de uma série de fatores independentes, porém similares. Assim, o contato entre a partícula e a superfície do material é de pequena duração, diferenciando assim do desgaste abrasivo, onde o contato entre abrasivo e superfície é contínuo.

A diferença entre o desgaste erosivo em relação ao desgaste abrasivo é dado pelas forças presentes entre as partículas e a superfície.

Na abrasão, as partículas são pressionadas contra a superfície e deslizam sobre ela, já na erosão a principal força envolvida é devido à desaceleração das partículas ao colidirem com a superfície (Figura 2.1).



Figura 2. 1 - Diagrama apresentando as forças que podem agir na partícula no contato com uma superfície. Fonte: [4].

A erosão também pode ser diferenciada da abrasão de acordo com a dimensão do dano causado pela partícula à superfície. Na erosão, a ordem de grandeza do dano é muito maior que a dimensão da partícula, devido á variação da energia cinética envolvida na colisão.

A erosão pode ser medida experimentalmente pela perda de massa ou de espessura da superfície de uma amostra, ou pelo volume de material removido, o qual permite uma comparação da resistência de diferentes materiais ao desgaste erosivo [5].

A extensão do desgaste depende do número e da massa das partículas que atingem a superfície, bem como da forma, natureza, tamanho, velocidade, tempo e ângulo de impacto das partículas abrasivas no substrato. Assim como em abrasão, os mecanismos de desgaste por erosão podem envolver deformação plástica e fratura frágil. O processo de erosão em metais usualmente envolve deformação plástica, já no caso de materiais frágeis, esses podem se romper devido à deformação ou à fratura [4].

#### 2.1.1 Mecanismos Dúcteis

O desgaste erosivo via mecanismos dúcteis, é governado por deformação plástica, onde, no sistema tribológico, prevalecem o microcorte e microsulcamento. As maiores taxas de desgaste são verificadas para baixos ângulos de incidência, tipicamente entre 20° e 30°, caindo, vertiginosamente, a até 1/3 em ângulo próximos de 90°.

Modelos realísticos, que levam em conta a rotação das partículas, onde é permitido que o ponto de ação das forças na partícula se movam durante o impacto, caracterizam a erosão, E, como sendo [4]:

$$E = \frac{k_1 \cdot \rho \cdot U^n}{H} f_1(\theta)$$
(2.1)

Onde,  $k_1$  é uma constante de severidade do desgaste,  $\rho$  é densidade do material, U é a velocidade da partícula, H é a dureza do material. A erosão, E, por definição é a massa de material removido por massa de partículas erosivas impactando a amostra. O expoente n varia entre 2,0 e 2,5 e, também, é função do ângulo de impacto, f<sub>1</sub>( $\theta$ ).

Os modelos que levaram a equação 2.1 são assumidos apenas para baixos ângulos de incidência. Para ângulos retos ou próximos, o desgaste é mais influenciado pela deformação cíclica, e modelos mais complexos levam em conta a deformação plástica crítica do material. Nestes modelos, o expoente n da velocidade pode chegar ao valor 3. Isto mostra que em erosão, é forte a influência da velocidade de impacto.

### 2.1.2 Mecanismos Frágeis

Quando o impacto de uma partícula erosiva causa uma fratura frágil, o material é removido da superfície pela formação e interseção de trincas. Essas trincas são formadas por impacto de partículas duras e angulosas. No impacto de partículas arredondadas e macias, tende a ocorrer uma deformação puramente elástica e trincas Hertzianas. A dimensão do dano da trinca devido ao impacto de

partículas é mais severa quando ocorre normal à superfície, e a erosão nessas condições é mais rápida.

Para partículas angulares, comumente encontradas na prática, modelos para erosão por fratura elasto-plástica são mais aplicáveis. O material é removido pela interseção das trincas laterais com outras trincas laterais e com a superfície. O modelo dinâmico baseado nesse conceito, prevê o volume de erosão, E/p, dado por:

$$\frac{E}{\rho} = r^{0.7} U^{3.2} \frac{\sigma^{0.6}}{k_c^{1.3} H^{0.25}}$$
(2.2)

Onde,  $E/\rho$  é o volume removido de material por unidade de massa do abrasivo e K<sub>c</sub> é a tenacidade à fratura do material. Observa-se pela equação 2.2, que a propriedade do material mais determinante na resistência a erosão por fratura frágil é a tenacidade à fratura, juntamente com a dureza. Ao contrário do modelo de erosão por deformação plástica, este prevê a dependência do raio da partícula [1].

# 2.2 PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM NO DESGASTE EROSIVO

### 2.2.1 Dureza da Partícula

A dureza da partícula envolvida na erosão influencia na taxa de desgaste, geralmente, pela seguinte relação: partículas com baixa dureza em relação à superfície da amostra causam um menor desgaste do que partículas mais duras.

Este comportamento é mostrado pela figura 2.2, onde é avaliado a taxa de desgaste erosivo de um revestimento de WC-12%Co com três abrasivos de diferentes durezas (SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiC) sendo estes testes feito em dois ângulos (30° e 90°) e duas velocidades (25 e 45 m/s) [6].



Figura 2. 2 - Taxa de desgaste por erosão do revestimento WC-12%Co com função da razão do oxy/fuel no ensaio para as condições: (a) Ângulo de Impacto de 30°, Velocidade de 25 m/s e 45 m/s e (b) Ângulo de Impacto de 90°, Velocidade de 25 m/s e 45 m/s. Fonte: [6]

O desgaste erosivo é mais sensível quando a razão da dureza da partícula,  $H_{a,}$  pela dureza da superfície,  $H_{s,}$  for menor que ~1. Já para esta mesma razão, quando  $H_{a}$  é maior do que 1,2  $H_{s}$  (figura 2.3), a pressão sofrida na superfície ultrapassa 3Y (dureza de endentação), que faz com que o material da superfície deforme plasticamente, causando assim o desgaste [4].



Figura 2. 3 - Ilustração do contato entre uma partícula abrasiva sobre carga normal e uma superfície plana. (a) Se Ha é maior que ~1,2 Hs, a partícula causará endentação, (b) se Ha é menor que ~1,2 Hs, irá ocorrer escoamento plástico na partícula. Fonte: [4]

### 2.2.2 Forma da Partícula

A maioria das partículas responsáveis pelo desgaste erosivo possuem formato equiaxial. Porém, pode haver uma variação considerável na sua forma, e partículas angulosas podem ocorrer.

Partindo do princípio que, partículas angulosas causam maior desgaste do que partículas arredondadas, a taxa de desgaste depende fortemente da forma das partículas [4].

Uma simples descrição para medir a forma da partícula, é medir o perímetro e a área da projeção da partícula, geralmente gerada através de um microscópio óptico. Esta medição é nomeada de fator de esfericidade (F), definido como a razão entre a área atual da projeção da partícula A, com a área definida pelo círculo formado pelo mesmo perímetro (P) da projeção (Equação 2.3).

$$F = \frac{4.\pi.A}{P^2} \tag{2.3}$$

Se F é unitário, a projeção é um circulo, partícula esférica, porém para valores menores que a unidade, a partícula fica cada vez mais angulosa.

Alguns sucessos foram obtidos correlacionando o desgaste com o valor de F. Porém o fator de esfericidade apresenta apenas uma medida grosseira do desvio da partícula a partir de uma esfera perfeita [4].

Outro parâmetro, chamado "parâmetro de ponta por ajuste quadrático" (SPQ), é baseado em localizar um limite da partícula através do centróide "O" e o raio médio de um círculo formado. As áreas fora do círculo são medidas para serem as áreas de interesse enquanto que as áreas de dentro do círculo são omitidas. Para cada saliência fora do círculo, isto é, ponta, o raio máximo local é encontrado e este ponto é tratado como o vértice das pontas [7,8].

#### 2.2.3 Tamanho da Partícula

O tamanho do abrasivo é outro parâmetro da partícula que pode influenciar fortemente no desgaste erosivo. Segundo MISRA e FINNIE [9], em ensaios realizados com cobre e abrasivo de carbeto de silício (SiC) em desgaste abrasivo com deslizamento, rolamento de partículas e erosão encontraram um tamanho crítico do abrasivo de 100 µm, aproximadamente, mostrado na figura 2.4, mostrando que este tamanho é fundamental para o desgaste. Explicou-se que era formada uma camada próxima a superfície com maior limite de escoamento que o restante do

material, uma camada mais dura que impedia um aumento maior na taxa de desgaste.



Figura 2. 4 - Taxas de desgaste do cobre sobre condições de abrasão de dois e três corpos e na erosão, devido a partículas de carbeto de silício de diferentes tamanhos. Fonte: [9].

# 2.2.4 Ângulo de Impacto

A dependência da taxa de erosão com o ângulo de incidência está apresentada na figura 2.5. O tipo de mecanismo de remoção de material influenciará no ângulo de impacto, e na relação com a taxa de erosão. O comportamento dos materiais a estes mecanismos pode ser dúctil ou frágil.

O comportamento frágil é caracterizado basicamente quando a máxima taxa de erosão acontece em ângulos de incidência próximos à incidência normal. Já no comportamento dúctil, a máxima taxa de erosão acontece quando a incidência das partículas erosivas é oblíqua [10].



Figura 2. 5 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais frágeis e dúcteis. Fonte: [11].

#### 2.2.5 Velocidade de Impacto



A taxa de erosão é dependente da velocidade, de acordo com a figura 2.6.

Figura 2. 6 - Gráfico da perda de massa pelo tempo para a liga de aço temperado em água Fe-0,6%C. Condição da erosão: Velocidade: Variável; Ângulo de Impacto: 90°; Temperatura: 25°C; Abrasivo: 335µm Al2O3; Taxa de Partícula: 90 g/min. Fonte: [12].

A equação 2.6 mostra a correlação entre a taxa de erosão (E) e a velocidade (V), auxiliada pela constante k. No entanto, o expoente n da velocidade é independente do material alvo, e é regulado pelas condições de teste, incluindo características das partículas e do erosímetro. Além disto, n não é dependente do mecanismo de erosão [12].

$$E = kV^n \tag{2.6}$$

O valor de n varia de 2 á 3,5 para materiais metálicos, podendo chegar a 6,5 para materiais frágeis [13].

Os valores de n maiores do que 2 podem ser causados pelas propriedades das partículas, tais como a dureza, o tamanho da partícula, sua forma ou composição. Por exemplo, as partículas de forma diferente resultam na energia da partícula a ser transferida para o alvo ao longo de um volume diferente, causando assim, diferentes densidades de energia no material alvo [14].

Outro fator que tem sido demostrado que afeta o expoente da velocidade é a temperatura. Foiencontrado uma transição do n com o aumento da temperatura em testes feitos em erosímetros com câmeras fluidizadas [15].

#### 2.2.6 Temperatura do Ensaio

O desgaste de material devido à erosão por partícula sólida, tanto para temperatura ambiente quanto para elevada temperatura, é encontrada em grande variedade nas indústrias de engenharia.

Porém há variação na taxa de erosão para temperaturas elevadas, que são analisadas com outras propriedades especificas. Com isto, exemplos de diferentes comportamentos de taxa de desgaste podem ser observados na figura 2.7.



Figura 2.7 - Variação da taxa de erosão com a temperatura para algumas diferentes ligas. Fonte: [16]

Fica claro na figura acima que o comportamento do material à erosão na temperatura elevada pode ser dividido em três grupos. O primeiro grupo é aquele que a taxa de desgaste decresce com o aumento de temperatura até um ponto mínimo, e depois começa a aumentar a taxa de desgaste com a temperatura. O segundo grupo é composto por metais, alguns com ângulos oblíquos e outros com ângulo normal, que exibem uma taxa de erosão independente da temperatura até uma temperatura crítica, onde, a partir daí, a taxa de erosão aumenta com a temperatura. Já o terceiro grupo, que não se apresenta de forma clara na figura 2.7, estabelece que com o aumento da temperatura, a taxa de erosão diminui ou aumenta de maneira uniforme e linear.

Estes comportamentos mencionados de erosão em alta temperatura, principalmente em ligas metálicas, são ocorridos pela natureza da interação entre a

erosão e oxidação. Sendo que esta vai depender da espessura, morfologia, adesão e resistência das camadas de óxido que se formam nestes materiais [17].

KATSICH et al [18] confirma esta teoria. Em sua pesquisa é concluído que a erosão em temperatura elevada é regulada pelo efeito sinergético da oxidação e erosão. A sinergia entre erosão e a oxidação é determinada pelo tempo (equação 2.8) entre dois impactos sucessivos. No caso de partículas cônicas, com limite hemisférico de tamanho 2r, massa m, com um ângulo  $\theta$ , o tempo entre os impactos, t<sub>b</sub>, pode ser obtidos como:

$$t_{b}(con) = \frac{4r\sqrt[3]{\rho H^{2}}}{3\alpha F\sqrt[3]{V^{4}}}$$
(2.8)

Onde, F é a taxa de partícula, V a velocidade do impacto, α é uma constante de ordem unitária, ρ representa a densidade da partícula e H como a dureza do material.

Com estes fatores, como mostra a figura 2.8, definimos o mecanismo de erosão-oxidação coerente da elevada temperatura. Sendo este denominado por erosão metálica ou erosão óxida.



Figura 2. 8 - Esquema dos comportamentos na erosão metálica: (a) e (b) com uma fina e dúctil camada de óxido; Comportamento da erosão óxida (c), camada espessa de óxido. Fonte: [19].

## 2.3 EROSÃO EM INTERNOS DE VÁLVULAS

Na indústria de petróleo e gás, internos de válvulas que são utilizadas para balancear a pressão de cada poço interligado a um manifold único, comumente chamadas de válvulas choke, tem como principal falha, o desgaste erosivo em partes críticas, causado por partículas abrasivas incorporadas a mistura de óleo, gás e água. Na tentativa de diminuir o dano erosivo causado por estas partículas, pesquisas apontam para duas vertentes: através da otimização da fabricação dessas válvulas pela simulação da trajetória da partícula, objetivando a redução do ângulo de impacto e, através da seleção de materiais com resistência ao desgaste erosivo superiores [20].

Para simular o escoamento fluido e porventura o ângulo de impacto nos internos da choke, programas de simulação numérica são utilizados. A simulação é baseada em técnicas de volumes finitos, onde o campo de escoamento na válvula é modelado com até 100000 volumes de controle. Quando a partícula abrasiva impacta na superfície interna da válvula, a velocidade e ângulo de impacto são, então, conhecidos (Figura 2.9).



Figura 2. 9 - Trajetória das partículas na sede da válvula choke. Fonte: [20].

Para grandes reduções de pressões, de 700 - 800 bar para 300 - 400 bar, a velocidade de escoamento pode alcançar velocidades sônicas (400 à 500 m/s) na "vena contracta", onde o escoamento tem área mínima [20].

Para reduzir a taxa de erosão, através da seleção de materiais com resistência ao desgaste superiores, uma classificação de materiais candidatos para válvulas choke foi realizado por Hutchings em 1990 [21], e concluiu que apenas diamante e nitreto cúbico de boro (CBN) tem uma resistência ao desgaste significativamente melhor do que o carboneto de tungstênio (WC), estes comumente selecionados como revestimento interno da válvula choke.

Ensaios de erosão com partículas de sílica (areia) em amostras de diamante policristalino (PCD), WC e aço inoxidável, sob determinadas condições por longos tempos de exposição, mostram, na tabela 2.1, que a resistência à erosão do PCD é significativamente melhor do que o WC [22].

Tabela 2. 1 - Taxa de erosão por areia dos materiais selecionados. Condições de ensaio: 250 m/s, 90°, fluxo de partículas 20.7 kg/m<sup>2</sup>.s, tamanho médio de partícula 250 µm. Fonte: [22]

Material	Taxa de erosão [mg/kg]
Aço inoxidável	$1700 \pm 100$
WC (6% Co)	$14 \pm 2$
PCD	$0.088 \pm 0.003$

Um total de 28 materiais diferentes incluindo, diferentes aços, carboneto de tungstênio, revestimentos e cerâmicas, foram testados em vários ângulos e velocidades de impacto [2]. Essa lista contém os materiais mais relevantes presentemente em uso nos internos da válvula choke. Aço carbono foi utilizado como material base para todos os revestimentos. Revestimentos com WC consistiam de diferentes matrizes e ligantes, podiam variar, no ligante em cobalto e níquel, e no tamanho do WC.

K. Haugen et al [2], ensaiou os materiais com ângulo de impacto de 22,5° e 90°, e foram assim selecionados pois representaram os ângulos de maior erosão em materiais dúcteis e frágeis, respectivamente. Os resultados da taxa de erosão, em miligramas de massa perdida por quilograma de partícula impactada, para os experimentos são mostrados na tabela 2.2.

Tabela 2. 2 - Taxa de erosão em mg/kg, como função da velocidade de impacto e ângulo de impacto. Fonte: [2].

V <sub>p</sub>	45-50 m s <sup>-1</sup>		200-220 m s <sup>-1</sup>	
	90°	22.5°	90°	22.5°
C-steel	14	23	1085	1700
316-steel	16	20	1770	1845
Duplex	13	23	1400	1825
SMO	12	20	2170	1690
Stellite	17	13	1870	1030
Boronized Stellite	1.7	1.7	860	265
Electrochemical nickel Ni-250	15	27	1070	1930
Electrochemical nickel Ni-500	17	22	1460	1460
Hot sprayed WC-60%Ni	27	13	4670	1145
Hot sprayed WC-40%Ni	32	17	4070	1470
Detonation gun WC, thin layer	108	33	13000	2700
Cobalt based coating	70	50	7100	4200
Degun WC, 0.25	16	4	860	265
WC, DC 05	0.7	0.58	22	11
WC, CS 10	1.6	1.0	45	17
WC, CR 37	1.2	0.83	50	17
95% Al <sub>2</sub> O3	> 130	> 20	> 2500	> 700
99.5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100	25	620	360
PSZ	48	6	1880	360
$ZrO_2 - Y_3$	1.2	0.8	68	30
SiC	8.9	1.5	150	22
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	0.37	0.17	7	1.1
TiB <sub>2</sub>	15	2.4	270	48
B₄C	0.97	0.37	3.7	2.0
SiSiC	2.5	0.5	150	27

A partir da tabela 2.2, gráficos foram esboçados, comparando os materiais, em relação ao desgaste erosivo, com o material de referência usado, neste caso o aço carbono. Dentre os 28 materiais, 9 cerâmicos e 3 WC apresentaram comportamento frágil.

Exemplos onde pode ser observado o comportamento frágil de algumas cerâmicas como comparação com o aço carbono (dúctil) é mostrado na figura 2.10 [2].



Figura 2. 10 - Taxa de erosão como função do ângulo de impacto para o aço a alguns materiais frágeis selecionados. Velocidade de impacto a 200 m/s. Fonte: [2].

A resistência à erosão relativa (REF), perda volumétrica de material por perda volumétrica de aço carbono, para os materiais com WC e os cerâmicos são mostrados na figura 2.11.



Figura 2. 11 - Resistência relativa à erosão de materiais WC e cerâmicos comparados com aço carbono. Fonte: [2].

Baseado na figura 2.11 pode ser observado, que nenhum dos materiais cerâmicos apresenta uma resistência ao desgaste significativamente melhor do que revestimentos com WC.

### 2.4 REVESTIMENTO DA SUPERFÍCIE

Em setores industriais, como áreas de geração de energia, produção e refino de petróleo e mineração, onde se caracterizam por processamento contínuo em larga escala, o revestimento prévio das superfícies com materiais de alta resistência tem se mostrado como solução para falhas por desgaste erosivo nessas superfícies.

Processos de fabricação destes revestimentos incluem materiais depositados por sinterização e soldagem, com especialidades em carbeto de tungstênio em placas de desgaste e em manta [23]. Com dureza podendo chegar a 2500 HV, o carbeto de tungstênio é um dos materiais com maior resistência ao desgaste e, como já comentado no tópico anterior, trata-se de um dos materiais mais utilizados como revestimento aos internos de válvulas choke.

Uma opção para o processo de deposição é a soldagem PTA (Plasma Transferred Arc – plasma de arco transferido), que de forma livre pode ser conceituado como "Procedimento e Aparato para Aporte de Pó Metálico, Depositado e Soldado com Plasma de Arco Transferido". A razão para isto reside em uma tentativa de melhor distinguir o processo de seu similar, PAW (Plasma Arc Welding) [24]. De maneira geral, apesar de terem baixa diluição com metal base (em torno de 5%), possuem excelente ligação metálica e baixo aporte de calor na peça [23].

Como manta sinterizada, o carbeto de tungstênio fica disperso em uma matriz que pode ser de níquel, cromo, cobalto, dentre outros. Como característica apresentam ligação metalúrgica superior a 70.000 psi, mínima diluição e uma baixa porosidade [23].

Na figura 2.12, são comparados ensaios de erosão segundo a norma ASTM G76, para diferentes materiais e processos de deposição do revestimento.



Figura 2. 12 - Taxa de erosão para revestimentos depositados por manta (WC200, WC219 e WC210), para variados ângulos de impacto. Fonte: [23].

Outros processos de deposição de revestimentos Wc-Co-Cr incluem a aspersão térmica ou técnica de detonação (De-gun) [2].

Na aspersão térmica a chama de alta velocidade (HVOF), oxigênio e combustível são misturados e queimados na câmara de combustão, e com pressões que podem chegar até 12 bar, produzem um jato de gás de alta velocidade. Os materiais em pó, normalmente com tamanho entre 5-65 µm, são injetados no fluxo de gás e acelerados de encontro ao substrato a ser revestido [25]. Já no processo de detonação, utiliza-se a energia da explosão de uma mistura oxiacetilênica que aquece e impele o material, sempre sob a forma de pó, de encontro à superfície do substrato a ser revestido [26]. Assim, o processo de deposição influenciará diretamente na microestrutura obtida, que juntamente com o tamanho, forma, fração volumétrica de WC e composição da matriz, afetará nas propriedades mecânicas do revestimento [27].

Segundo H.M. Hawthorne et al [28], o comportamento em erosão destes revestimentos, onde consiste de uma matriz frágil de WC e um ligante mais dúctil que pode ser Co ou Ni, é complicado por causa da microestrutura heterogênea, gerada pelas transformações de segundas fases durante o processo de aspersão

térmica. Até 50% do Wc-Co pode se decompor e reagir durante o processo. As transformações mais comuns são, WC em  $W_2C$  e WC-Co em Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C [29]. Estas fases podem ser confirmadas pelo uso de difração de raio-x [30].

Para os variados processos existentes de aspersão térmica, revestimentos depositados pelo processo HVOF são caracterizados por apresentar baixa descarbonetação. No seu trabalho, Kanchan Kumari et al [31], mostra que os revestimentos depositados por HVOF, W1 e W2, apresentam alta fração volumétrica de carbetos, associado a baixa descarbonetação, sendo que o W2 possui, ainda, carbetos finos distribuídos uniformemente em sua microestrutura. Já os revestimentos W3 e W4, depositados por combustão pulsada, apresentam uma baixíssima fração volumétrica de carbetos, os quais não estão distribuídos uniformemente no revestimento. Na figura 2.13 é mostrada a micrografia dos revestimentos.



Figura 2. 13 - Micrografia dos revestimentos. (a) W1, (b) W2, (c) W3, (d) W4. Fonte: [31].

Na figura 2.13 é claramente mostrado que, a distribuição mais homogênea dos carbetos influência diretamente no livre caminho médio entre estes, de forma que, quanto maior a fração volumétrica de WC, menor será o livre caminho médio entre as fases duras. Em outras palavras, W1 e W2 mostram uma alta retenção de WC primários, enquanto W3 e W4 possuem uma baixa retenção de WC, levando ao aumento da fração volumétrica do ligante, com W e C dissolvidos nele [31]. Foi analisado o comportamento dos revestimentos em abrasão, onde o abrasivo usado foi alumina, e observou-se que quanto menor for o livre caminho médio entre WC, maior será a resistência à abrasão. Isto se deve, pois o mecanismo de desgaste nesses revestimentos é dominado preferencialmente pela remoção do ligante em volta do carbeto, seguido pela retirada deste. A tabela 2.3 mostra essa relação.

Tabela 2. 3 - Desgaste abrasivo relacionado com dureza e livre caminho médio (L.C.M.) dos revestimentos. Fonte: [31].

REVESTIMENTO	L.C.M (μm)	DUREZA (Kgf/mm²)	DESG. ABRASIVO (mg)
W1	0.27	1326	6.24
W2	0.08	1369	5.40
W3	3.67	1021	36.86
W4	0.96	1092	13.59

Ainda se tratando dos revestimentos W1, W2, W3 e W4, que possuem tamanho médio de WC de 0.63, 0.33, 0.75 e 0.96 µm, respectivamente, o baixo dano sofrido pelo revestimento W2, como resultado do menor livre caminho médio entre WC, também está associado ao seu menor tamanho de carbeto, o que o coloca na categoria dos revestimentos nanoestruturais.

Como pode ser observado na figura 2.14, diferentes fases podem estar presentes na microestrutura do revestimento depositado.

Carbetos teoricamente grandes são aglomerados de WC nanométricos juntamente com cobalto e cromo como ligantes em volta (área B).

Carbetos angulares e esféricos (área A e E, respectivamente) também estão presentes. Duas fases distintas são encontradas na matriz: cinza escuro (área D) e cinza claro (área C), onde, de forma geral, apresentam composições similares [27].



Figura 2. 14 - Micrografia mostrando a microestrutura obtida do revestimento de WC-2. WC (Área A e E) e WC/Co (Área B). Fonte: [27].

Resultados de desgaste erosivo para o WC-1, WC-2 e WC-3, onde o WC-1 tem a maior fração volumétrica de carbetos decrescendo para o WC-2 e WC-3, realizados segundo a norma ASTM G76 mostram que a resistência à erosão tende a ser maior para revestimentos com maior fração volumétrica de WC e WC/Co (figura 2.15) [33].



Figura 2. 15 - Resultados de desgaste para revestimentos WC obtidos da norma ASTM G 76 (45° ângulo de impacto, alumina 50 μm, 70 m/s). Fonte: [33].

A influência do tamanho do pó utilizado do carboneto na resistência ao desgaste também foi estudado por Lalit Thakur et al [34], onde durante o processo HVOF foi usado o pó convencional de WC (CWC) ou pó nanoestrutural de WC (NWC). Os resultados mostraram que o revestimento NWC tinha valores maiores de dureza e tenacidade à fratura (K<sub>IC</sub>) em relação ao CWC, o que caracterizou esse material com maior resistência ao desgaste erosivo que o revestimento CWC (figura 2.16).



Figura 2. 16 - Gráfico mostrando a perda de massa acumulada durante o ensaio de erosão em solução. Abrasivo: quartzo. (a) abrasivo 103-150 µm. (b) abrasivo 350-500 µm. Fonte: [34].

Na análise microestrutural destes revestimentos após os ensaios de erosão, ficou constatado que no CWC o ligante ao redor do carboneto foi escareado, e o WC, sem o suporte dado pelo ligante, foi arrancado do material, gerando porosidades no ligante dúctil [34]. Este poro pode ser visualizado na figura 2.17a. A figura 2.17b mostra que o revestimento NWC resistiu mais ao desgaste comparado ao CWC. Com o aumento da concentração de erodente na solução, aumentou-se a nucleação e propagação das trincas. Na figura 2.17c é mostrado este comportamento no poro originado pela retirada do carboneto. Comparativamente, na figura 2.17d, pode ser visto que no NWC apenas endentações superficiais são claramente visíveis e uma quantidade menor de WC arrancados. Este comportamento confirma ao NWC a melhor resistência à erosão. Na figura 2.17e, é mostrado que a trinca se inicia na cratera do CWC. Como mencionado anteriormente, o alto K<sub>IC</sub> do NWC, diminui a nucleação e propagação das trincas são

impedidas de se propagarem no NWC, como causa do tamanho nanométrico do WC, o qual pode ter acontecido devido o alto  $K_{IC}$  oferecido pela fase nanoestrutural.

Outras pesquisas obtiveram o mesmo comportamento. No trabalho de S.L. Liu et al [34], foi investigado a influência do pó nano-WC-Co no revestimento WC-10Co-4Cr depositado por HVOF. O estudo foi feito em amostras que variavam em composição de nano-WC-Co de 0%, passando por 5%, 10% e 15%. O revestimento HVOF-15% apresentou a maior dureza dentre os materiais ensaiados, decrescendo a medida que diminui a concentração de nano-WC-Co. Os ensaios de erosão mostram que enquanto o HVOF-15% obteve a maior resistência ao desgaste dentre os materiais, o HVOF-0% teve a menor resistência (figura 2.18). O principal mecanismo de desgaste visto nestes revestimentos foram as microtrincas.



Figura 2. 17 - Imagens mostrando a superfície erodida de (a) CWC e (b) NWC erodidos com Si2O(quartzo) em 10% de concentração. Em (c) e (d) com 30% de concentração de Si2O. (e) alta ampliação das trincas formadas na cratera do CWC com 30% de concentração de Si2O. (f) trinca retirada no revestimento NWC. Fonte: [34].



Figura 2. 18 - Efeito da adição de %WC na resistência à erosão de revestimentos depositados por HVOF. Fonte: [35].

# **3 MATERIAIS E MÉTODOS**

### 3.1 MATERIAIS EMPREGADOS

Os materiais candidatos aos internos das válvulas utilizadas na produção de gás natural foram recebidos no Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT), localizado na Universidade Federal do Espírito Santo (UFES). A seguir são apresentados os materiais ensaiados, bem como, suas especificações, e preparação para o ensaio. Após, serão caracterizadas também as partículas que foram usadas no ensaio de erosão.

### 3.1.1 Caracterização das Amostras

O material a ser ensaiado é um revestimento WC-Co. Este é depositado sobre quatro metais base diferente, tuas especificações e propriedades estão em anexo. Também o processo de deposição do revestimento sobre o metal base difere entre os materiais. A tabela 3.1 mostra as especificações dos materiais ao recebêlos no TRICORRMAT associado à identificação das amostras que será feita daqui para frente neste trabalho.

IDENTIFICAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO	IDENTIFICAÇÃO DO MATERIAL NO TRABALHO
Material com base aço comercial creusabro 8000, revestido pelo processo de soldagem por eletrodeposição (PTA) com WC/Co.	8000
Material com base aço comercial creusabro 4800, revestido pelo processo de soldagem por eletrodeposição (PTA) com WC/Co.	4800
Material com base aço comercial USIAR 400, revestido pelo processo de soldagem por eletrodeposição (PTA) com WC/Co.	USIAR 400
Material com base aço A36, revestido por manta sinterizada com WC/Co.	A36

Tabela 3.1 -	Identificação da	s amostras.
--------------	------------------	-------------

### A tabela 3.2 especifica a composição química para cada metal-base.

	Composição dos Materiais (%)			
Elemento Químico	8000 [36]	4800 [36]	USIAR 400 [37]	A36 [37]
С	≤ 0.28	≤ 0.20	≤ 0.27	≤ 0.25
Мо	≤ 0.20	≤ 0.40	≤ 0.40	-
Mn	≤ 1.30	≤ 1.60	≤ 1.50	0.80 - 1.20
Cr	≤ 0.70	≤ 1.90	≤ 0.80	-
Р	-	-	≤ 0.03	≤ 0.04
S	≤ 0.002	≤ 0.005	≤ 0.015	≤ 0.05
Ti	-	≤ 0.20	≤ 0.045	-
Ni	0.04	0.20	-	-
Si	-	-	≤ 0.40	0.15 - 0.40
Nb	-	-	≤ 0.05	-
B (ppm)	-	-	≤ 50	-

Tabela 3. 2 - Composição química dos metais-base.

Os materiais 8000, 4800, e USIAR 400 foram recebidos com a superfície sem tratamento após o processo de soldagem (Figura 3.1a). Já o material A36 foi recebido com a superfície tratada – retificada, dando assim um melhor acabamento à superfície do revestimento (Figura 3.1b).



Figura 3. 1 - Amostras dos materiais como recebidos. Em (a) Materiais 8000, 4800 e USIAR 400; Em (b) Material A36.

As amostras foram caracterizadas por vários equipamentos instalados em diversos laboratórios na própria Universidade Federal do Espírito Santo. Primeiramente, no Laboratório de Caracterização de Superfícies de Materiais (LCSM), foi realizada a microscopia das amostras, em microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo EVO 40 – ZEISS, e microscópio óptico. Para se caracterizar as superfícies dos revestimentos em relação à composição química, foi utilizada a técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS). No mesmo laboratório, fez-se a caracterização superficial das amostras, no analisador tridimensional de superfície, marca Taylor Robson (Figura 3.2). A dureza e microdureza dos revestimentos foram mensuradas no TRICORRMAT. A microscopia e a análise topográfica das amostras deram-se antes e após os ensaios. Os resultados são apresentados na seção 4.



Figura 3. 2 - Analisador tridimensional com contato da Taylor Robson Talysurf CLI 1000.

Posteriormente a caracterização das amostras no LCSM, as mesmas foram lixadas no politriz Struers DP – 10 (Figura 3.3a), no TRICORRMAT, e secadas à quente. Antes da montagem da amostra na câmara de ensaio do erosímetro, fez-se a medição da massa na balança de precisão Sartorius CP225D (Figura 3.3b).



Figura 3. 3 - Preparação da amostra. Em (a), politriz Struers DP - 10. Em (b), balança de precisão Sartorius CP 225D.

#### 3.1.2 Caracterização das Partículas

Foram utilizados particulados diferentes para condições diferentes de ensaio. As partículas foram alumina ou hematita.

Depois de recebido no TRICORRMAT/UFES, as partículas, tanto a alumina quanto a hematita, foram então analisadas e caracterizadas por equipamentos localizados na própria universidade. A análise começou com a microscopia eletrônica de varredura feita no Laboratório de Caracterização e Superfície de Materiais (LCSM). A micrografia das partículas consumou-se antes e depois da sua utilização no ensaio de erosão.

Avaliou-se também as partículas, quanto à distribuição granulométrica. O procedimento foi realizado no Laboratório de Precipitadores Eletrostáticos, pertencente ao Departamento de Engenharia Ambiental localizado na Universidade Federal do Espírito Santo, onde foram utilizadas peneiras ASTM 60 – 250. Os resultados da caracterização das partículas serão apresentados na seção 4.

## 3.2 ENSAIOS DE EROSÃO

A partir das amostras já caracterizadas e preparadas, antes de se dar início ao ensaio é realizada a preparação do equipamento onde as amostras serão ensaiadas, quanto ao fluxo de partículas que irão adentrar ao escoamento e quanto à velocidade de impacto das partículas na amostra [37]. O erosímetro situado no TRICORRMAT/UFES (figura 3.4) foi validado segundo a norma ASTM G76 por H. Ewald, 2008 [5].



Figura 3. 4 - Erosímetro a jato de ar situado no TRICORRMAT/UFES.

Feito isto, serão apresentadas todas as condições e combinações de ensaios que foram realizados neste trabalho.

### 3.2.1 Condições Ensaiadas

Os materiais 8000, 4800, USIAR 400 e A36 foram ensaiados para três condições. A tabela 3.3 mostra os parâmetros adotados para cada condição.

		VELOCIDADE DE	ÂNGULO DE	
	PARTÍCULA	ΙΜΡΑCΤΟ	ΙΜΡΑCΤΟ	TEMPERATURA
Condição I	Alumina	70 m/s	90°	Ambiente
Condição II	Hematita	70 m/s	90°	400°C
Condição III	Hematita	70 m/s	30°	400°C

Tabela 3. 3 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas

Para cada condição, cinco amostras de cada material deveriam ser ensaiadas.

No recebimento das partículas a alumina especificava uma granulometria média de 50 micrometros enquanto que a hematita apresentava uma granulometria média de 297 micrometros.

A condição I foi efetuada como o previsto, onde para cada material a temperatura ambiente registrada era de 23°C. Já as condições II e III, devido à dificuldades no aquecimento do erosímetro, para cada material, foram realizados apenas dois ensaios para cada condição. A temperatura utilizada foi de 375°C e a granulometria da hematita teve que ser reavaliada, pois esta, como foi recebida, se apresentava com partículas aglomeradas pela umidade, dificultando a alimentação das partículas no fluxo de ar. A hematita então foi separada por peneira ASTM 60 – 250 micrometros no Laboratório de Precipitadores Eletrostáticos pertencente ao Departamento de Engenharia Ambiental da própria universidade.

A seguir é apresentado o procedimento adotado para cada ensaio.

#### 3.2.1.1 Condição I

Para a condição I os ensaios seguiram a seguinte ordem:

- Com o erosímetro preparado, a amostra é limpa no ultrasom Unique Ultra Cleaner 1400, secada a quente e pesada na balança de precisão Sartorius CP225D. Depois a amostra é posicionada no porta-amostra.
- 2) Pode-se então regular o diferencial de pressão no manômetro U com o mesmo valor que o observado para determinar a velocidade das partículas com o mecanismo dos discos paralelos instalados. A seguir, aciona-se o circuito PWM que fará a inserção das partículas no escoamento. O tempo de ensaio deve ser medido a fim de que se controle a entrada destas partículas durante dez minutos, conforme determina a norma.
- 3) Depois de realizado o ensaio a amostra é retirada, levada ao ultrasom, onde a amostra é limpa por 10 minutos em acetona, e depois por 10 minutos em álcool. Após este tempo a amostra é secada a quente e repesada.

### 3.2.1.2 Condição II

Nesta condição, a fato do ensaio ser a quente, antes da realização do ensaio propriamente dito, precisou-se saber o quanto a amostra varia sua massa devido à oxidação. Para isto, para cada um dos materiais ensaiados foi simulado um ensaio de erosão a quente, para a mesma temperatura real de ensaio, onde não houve alimentação de partículas no fluxo de ar. Com isso foi associada à diferença de massa relativa com a perda de massa por erosão pela equação 3.1.

$$\begin{bmatrix} Diferença de massa \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Massa medida \\ antes do ensaio \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} Massa medida após o \\ ensaio sem erodente \end{bmatrix} (3.1)$$

Foi medida a velocidade do fluxo de ar com particulado, à temperatura de 375°C, onde se notou que a variação na velocidade fora desprezível (anexo). Portanto, a mesma leitura da vazão no manômetro U garantia a reprodutibilidade das partículas para ensaios tanto a frio quanto a quente. Realizada essas etapas iniciais nos ensaios a quente, para a condição II os ensaios seguiram a seguinte ordem:

- Com o erosímetro preparado, a amostra é limpa no ultrasom, secada a quente e pesada na balança de precisão. Depois a amostra é colocada no portaamostra.
- 2) Pôde-se então regular o diferencial de pressão no manômetro U com o mesmo valor que o observado para determinar a velocidade das partículas com o mecanismo dos discos paralelos instalados. Posteriormente, inicia-se o aquecimento do conjunto ar, câmara de erosão, porta amostra e amostra, primeiramente aquecendo á amostra até 375° C, e após este aquecimento, aciona-se o circuito PWM que fará a inserção das partículas no escoamento. Os ensaios então são realizados num tempo de 10 minutos como estabelecido pela norma ASTM G 76. Em seguida, o aquecedor é desligado, é espera-se o resfriamento da amostra até a temperatura ambiente, para então abrir a câmara de ensaio.
- 3) A amostra é retirada, levada ao ultrasom, onde a amostra é limpa por 10 minutos em acetona, e depois por 10 minutos em álcool. Após este tempo a amostra é secada a quente e repesada.

### 3.2.1.3 Condição III

O mesmo procedimento adotado na condição II é verificado na condição III, a exceção que na condição III os ensaios foram realizados com o porta-amostra a 30°.

# 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

## 4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização das partículas e amostras se deram pela microscopia eletrônica de varredura e microscopia óptica. Com o intuito de examinar as partículas quanto à sua forma, a micrografia destas foram feitas, e os resultados podem ser observados na figura 4.1. De forma qualitativa, pode ser observado que, tanto a alumina como a hematita (figuras 4.1a e 4.1c, respectivamente), após a realização dos ensaios apresentaram desgaste nas arestas, onde algumas partículas foram cominuídas (figuras 4.1b e 4.1d, respectivamente).



Figura 4. 1 - MEV das partículas antes e após a realização dos ensaios. (a) alumina virgem, (b) alumina usada, (c) hematita virgem, (d) hematita usada.

A análise se seguiu pela quantificação do fator de esfericidade das partículas. No MEV, a área e perímetro das partículas foram obtidos e com isso fezse o cálculo do fator de esfericidade. A figura 4.2 apresenta esses valores. Pode-se

observar que na média o fator de esfericidade para ambos erodentes apresentaram valor maior após os ensaios, mostrando que as partículas ficaram mais esféricas, consequência da perda de aresta nas partículas durante o impacto.



Figura 4. 2 - Fator de esfericidade das partículas usadas nos ensaios.

Pela figura 4.1 percebe-se que o tamanho da alumina é praticamente constante em torno dos 50 µm. Já a hematita varia no seu tamanho e pode-se encontrar desde tamanhos de 50 até 300 µm. Como citado na seção 3, a granulometria da hematita teve que ser reavaliada, pois a mesma como recebida, não dava condições para que o ensaio fosse realizado. Nas figuras 4.3 e 4.4 é mostrada a distribuição granulométrica dos erodentes.



Figura 4.3 - Gráfico com a distribuição granulométrica da alumina, com 67,6% a 53 µm.



Figura 4. 4 - Gráfico com a distribuição granulométrica da hematita, com 41,8% a 25  $\mu$ m e 16,5% a 75  $\mu$ m.

Realizado a caracterização das partículas, segundo Hutchings, 1992 [4], a dureza da alumina está em torno de 1800 HV e a da hematita está por volta de 900HV, o que leva a identificar no desgaste por erosão com alumina uma severidade maior em relação ao desgaste com a hematita, mantendo os outros parâmetros constantes.

A caracterização das amostras começou pela análise superficial destas, onde se buscou observar, se a amostra apresentava a rugosidade ideal para a realização dos ensaios segundo a norma ASTM G76, que especifica uma rugosidade menor, ou igual, a 1 µm. Na figura 4.5 podemos ver que a rugosidade de todos os materiais a ser ensaiados ficou dentro do que a norma determina.



Figura 4.5 - Rugosidade média para cada um dos materiais, mostrando também o desvio padrão.

Após a análise superficial das amostras, foram realizadas micrografias no MEV onde se podiam identificar os carbonetos, e como estes estão dispostos no ligante. Assim, pode-se observar a partir da figura 4.6, que na amostra A36 os carbonetos são menores e mais bem distribuídos no ligante, em relação aos materiais 8000, 4800 e USIAR 400.



Figura 4. 6 - MEV das amostras. (a) Material A36, (b) 8000,(c) USIAR 400,(d) 4800.

Na figura 4.7 é mostrado o gráfico com a fração volumétrica da matriz de ligante e carboneto para cada um dos materiais. Assim como a figura 4.6 nos mostra, o material A36 possui a maior fração volumétrica de carbonetos dentre todos os materiais, apresentando o dobro em relação aos materiais 8000, 4800 e USIAR 400.

Já que a composição química do carboneto constitui basicamente de tungstênio, formando WC, o interesse ficou em analisar a composição do ligante. Este por sua vez, apresentou uma quantidade elevada do elemento tungstênio, em

razão do método utilizado para conhecer a composição abranger uma parte da subsuperfície. A figura 4.8 apresenta a composição do ligante para os materiais.



Figura 4.7 - Fração volumétrica de carbonetos na matriz de ligante.



Figura 4. 8 - Composição do ligante para os materiais. Barras azuis, barras amarelas, barras verdes e barras vermelhas, representam, respectivamente, os materiais 8000, 4800, USIAR 400 e A36.

Pode-se perceber que o ligante é composto basicamente pelo elemento Cr e Co, com quantidades similares para os materiais 8000, 4800 e USIAR 400, e um aumento significativo para o material A36. No geral, as durezas dos materiais foram similares, com um leve aumento da dureza do A36 em relação aos outros materiais. Na figura 4.9 é mostrada a dureza dos materiais.



Figura 4.9 - Dureza dos revestimentos a ser ensaiados.

A microdureza também foi mensurada nas amostras. Nos materiais 8000, 4800 e USIAR 400, a microdureza do carboneto foi similar. Já no ligante destes materiais houve uma tendência crescente de aumento na micro-dureza, do 8000, passando pelo 4800 e chegando no maior valor apresentado pelo material USIAR 400 (figura 4.10).



Figura 4. 10 - Microdureza dos revestimentos.

No material A36, onde o revestimento foi depositado por manta sinterizada, a microdureza do carboneto e do ligante foi bem abaixo dos outros materiais. Além disso, outro carboneto apareceu em sua microestrutura, chamado de aglomerado de tungstênio, mas que microestruturalmente é formado por pó nanoestrutural de WC.



Figura 4. 11 - Microestrutura presente no material A36. Pode-se observar os dois tipos de carbonetos presentes na matriz (cor clara), e o ligante envolta dos carbonetos (cor escura).

## 4.2 COMPORTAMENTO EM EROSÃO DOS REVESTIMENTOS

Os resultados para os ensaios realizados no erosímetro a jato de ar em termos de desgaste erosivo, em mm<sup>3</sup>/g, são mostrados na figura 4.12 para todos os materiais e condições. Na tabela 4.1, é mostrada a diferença de massa relativa devido ao ganho ou perda de massa associada com a oxidação nos ensaios à quente (condições II e III). A massa ganhada ou perdida durante os ensaios à quente foram considerados no gráfico da figura 4.12.



Figura 4. 12 - Gráfico mostrando o desgaste erosivo, em mm<sup>3</sup>/g, em função das condições ensaiadas.

Material	Massa medida antes do ensaio (g)	Massa medida da após o ensaio (fluxo sem abrasivo) (g)	Diferença de massa (g)	Porcentagem da Amostra (%)
8000	135,5491	135,5457	0,0034	0,002508316
USIAR 400	127,1542	127,1519	0,0023	0,001808827
4800	118,8707	118,8684	0,0023	0,001934875
A36	74,78418	74,786	-0,00182	-0,00243367

Tabela 4. 1 - Tabela de oxidação dos materiais nos ensaios a quente (condições II e III).

Pode ser visto que, para todos os ensaios, existe uma relação linear e decrescente, em se tratando de média, na taxa de desgaste dos materiais 8000, 4800 e USIAR 400, que acompanha a relação crescente de microdureza no ligante

para cada material. Uma maior microdureza no ligante pode atuar numa maior resistência ao desgaste para o material com maior dureza no ligante.

Para a condição I, a severidade do desgaste para todos os materiais é explicada pela similaridade nos micromecanismos atuantes nos revestimentos. A alumina sendo um erodente com alta dureza em relação à hematita causou microtrincamento e microendentações nos carbonetos, além de microsulcamento no ligante. Na figura 4.13 são mostrados os micromecanismos.



Figura 4. 13 - Micrografia mostrando os micromecanismos de desgaste nos materiais para a condição I. Em (a) material A36, (b) 8000, (c) 4800 e (d) USIAR 400.

Para as condições II e III, onde o abrasivo usado foi hematita e o ângulo de impacto foi de 90° e 30°, respectivamente, é mostrado que a influência do ângulo de impacto é baixa. Segundo D.W. Wheeler [38], a insensibilidade dos materiais ao ângulo de impacto é indicada devido à competição dos mecanismos frágeis e dúcteis (figura 4.14). Ele explica que o comportamento clássico para materiais puramente

dúcteis e puramente frágeis, não são observados para muitos materiais que apresentam ambos os comportamentos, como WC sinterizados.



Figura 4. 14 - Influência do ângulo de impacto, para alta energia de impacto (28 m/s), em diversos materiais. Fonte: [39].

Pode-se perceber ainda da figura 4.12 que o material A36, para as condições II e III, teve uma resistência à erosão de três a cinco vezes maior que os materiais 8000, 4800 e USIAR 400. Como a dureza da hematita chega a ser duas vezes menor que do carboneto, a severidade do desgaste nos revestimentos será tão maior quanto menor for à fração volumétrica de carbonetos no ligante. Da figura 4.7, é visto que no material A36 a fração volumétrica de carbonetos é duas vezes maior do que nos materiais 8000, 4800 e USIAR 400.

Na figura 4.15 são mostradas as micrografias dos revestimentos após os ensaios realizados na condição II. Pode-se perceber que, para a hematita usada como abrasivo, a quantidade de carbonetos que sofreram microtrincamento diminuiu, em relação aos ensaios realizados com alumina. Isto mostra que a maior fração volumétrica de carbonetos no material A36 está diretamente ligada à resistência ao desgaste por erosão deste material.

A presença de mecanismos dúcteis no ligante, como microsulcamento e microcorte, será responsável pelo desgaste nos ensaios realizados com hematita.

Para os ensaios com hematita a 90° (condição II), o impacto repetitivo do particulado leva a deformação cíclica do ligante e a tua perda no revestimento por esgotamento plástico. A perda do carboneto, então, se relaciona primeiramente com o desgaste do ligante que está ao seu redor. O escareamento do ligante ao redor do carboneto faz perder o teu suporte e este acaba por ser arrancado do revestimento.



Figura 4. 15 - Micrografia dos revestimentos após a realização dos ensaios na condição II. (a) material A36, (b) 8000, (c) 4800 e (d) USIAR 400.

A heterogeneidade dos carbonetos no ligante, como é mostrado na figura 4.16 para o material 8000, mas que pode ser observado também nos materiais 4800 e USIAR 400, segundo Kanchan Kumari et al [31], é a causa do grande desvio padrão observado no material 4800 ensaiado na condição II.



Figura 4. 16 - MEV mostrando a grande densidade de porosidade e diferença de distribuição dos carbonetos nos materiais revestidos por Eletrodeposição PTA (foto tirada do material 8000 antes do ensaio).

Além disso, a densidade elevada de poros nesses materiais pode ter contribuído de forma a aumentar a taxa de erosão. Na figura 4.17 é mostrado a trinca originada de um poro no material 8000.



Figura 4. 17 - Micrografia mostrando a trinca nucleada e propagada a partir de um poro no material 8000.

Para os ensaios realizados à 30° com hematita, condição III, a micrografia das amostras mostra um comportamento dúctil fortemente presente no ligante. O microsulcamento pode ser observado em toda extensão onde há ligante no revestimento. Em contrapartida, há um baixo número de carbonetos que sofreram microtrincamento. Isto levou, assim como na condição II, ao escareamento do ligante em volta do carboneto, como sendo o principal mecanismo de desgaste e desprendimento de carbonetos no revestimento. Na figura 4.18 é mostrado essa tendência de comportamento.



Figura 4. 18 - MEV mostrando o desgaste no material 4800 para a condição III, 30°.

Este micromecanismo observado na figura acima pode ser estendido também aos materiais 8000 e USIAR 400.

No material A36, para a condição III, é observado na figura 4.19 que o principal micromecanismo atuante no revestimento é o microsulcamento e microcorte no ligante. No entanto, observa-se que não há um desgaste acentuado do mesmo, devido a maior fração volumétrica de carbonetos que impede esse fenômeno.



Figura 4. 19 - MEV mostrando os micromecanismos atuantes no material A36 para a condição III.

# **5 CONCLUSÕES**

Neste trabalho foram apresentados revestimentos WC-Co-Cr depositados pelo processo de eletrodeposição PTA ou por manta sinterizada, onde ensaios de erosão mostraram que a microestrutura obtida influenciará no evento erosivo. A partir dos resultados podemos concluir que:

- (1) O processo de deposição por soldagem PTA introduziu na microestrutura carbonetos mais esféricos e uma heterogeneidade fortemente presente no revestimento, com vastas áreas ocupadas somente por ligante. Porosidades também foram identificadas nestes revestimentos.
- (2) O processo de deposição por manta sinterizada trouxe ao revestimento, além de carbonetos mais angulosos, uma nova fase. Este era formado por pó nanoestrutural de WC envolto no ligante, Cr-Co. A distribuição mais homogênea dos carbonetos também foi percebido.
- (3) Para ensaios realizados com o erodente mais duro, alumina, à velocidade de impacto de 70 m/s, caracterizados como erosão em alta energia, a taxa de desgaste foi elevada para todos os materiais. Houve microtrincamento nos carbonetos e no ligante microsulcamento e microcorte, o que ocasionou a tua perda por esgotamento plástico.
- (4) Nos testes realizados com hematita como erodente a 90°, devido a menor energia, ocorreu a diminuição da ocorrência de microtrincas no carboneto, estando a perda destes, no revestimento, ligada diretamente pelo escareamento do ligante ao redor do carboneto. O menor desgaste observado para o material A36 é devido à distribuição mais homogênea de seus carbonetos no ligante em relação aos materiais 8000, 4800 e USIAR 400, o que contribuiu para a diminuição do desgaste no ligante.
- (5) Na erosão com hematita a 30°, as microtrincas nos carbonetos não foram mais identificadas, porém no ligante os mecanismos dúcteis estavam fortemente presentes, o que potencializou a perda de carbonetos pela falta de sustentação dada pelo ligante ao seu redor. Mais uma vez é observado que, a maior fração volumétrica de carbonetos foi responsável pela maior resistência ao desgaste no material A36 em relação aos materiais 8000, 4800 e USIAR 400.

# SUGESTÕES PARA TRABALHOS POSTERIORES

Como prosseguimento dos estudos realizados neste trabalho, com base nos resultados apresentados, ainda existem aspectos que merecem ser investigados, tais como:

1. Realizar ensaios com particulado de SiO<sub>2</sub>, visando uma melhor representação das condições de erosão nos internos das válvulas.

2. Ensaiar a condições próximos a velocidade sônica (300 a 400 m/s).

3. Utilizar amostras as quais tenham teus processos de deposição do revestimento nos internos das válvulas similares aos encontrados na realidade, como aspersão térmica (HVOF e HVAF) e técnicas de detonação (De-gun).

# ANEXOS

#### A.1 MATERIAIS

De acordo com os materiais que foram ensaiados neste trabalho, esta subseção, visa apresentar os materiais que compõem as amostras quanto às propriedades mecânicas, conceitos, dentre outros.

As amostras são revestidas, onde o ensaio acontece sobre o revestimento, que foi especificado como carboneto complexo de tungstênio. A deposição do carboneto deu-se sobre quatro metais-base diferentes: creusabro 4800, creusabro 8000, USI AR 400 e Aço A36.

### A. 1.1 Creusabro

O nome creusabro é uma marca, e o mesmo é fabricado pela ArcelorMittal. Diferentemente da maioria dos aços, o creusabro é temperado em óleo, e combinado com uma formulação química cuidadosamente projetada, o torna uma referência no setor de desgaste, principalmente, por abrasão. Sua dureza elevada com uma resistência adicional obtida através do efeito TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade), melhora consideravelmente sua resistência ao desgaste em serviço.

A aplicação do creusabro está presente em diversos campos industriais como: pedreiras, construção e movimentação de terra, mineração, cimenteiras, açúcar e álcool e siderurgia.

As diferentes categorias presentes no creusabro, dado neste trabalho por creusabro 4800 e creusabro 8000, mostra que, diferentes composições e microestruturas presentes surgidas durante a fabricação, causará diferentes aplicações a esses aços. Basicamente, a diferença entre os aços creusabro 4800 e

creusabro 8000, está na dureza destes aços, onde o segundo alcança uma dureza maior que o primeiro, em serviço [36].

### A. 1.2 USI AR 400

São aços estruturais que têm como principal propriedade a resistência ao desgaste por abrasão. Os graus fabricados pela Usiminas são: USI AR 360 / 400 / 500. No caso do presente trabalho o USI AR 400 apresenta dureza Brinell mínima de 400HB. Esses aços apresentam ainda boa soldabilidade. São aplicados em caçambas, tremonhas, transportadores de minérios, altos fornos e ventiladores industriais [37].

### A. 1.3 Aço A36

Aço de boa soldabilidade, baixa resistência mecânica e baixa usinabilidade. Estes aços não apresentam as mesmas características mecânicas e metalúrgicas apresentadas pelos aços especiais, pois em seus processos de fabricação não são controlados o tamanho de grão austenítico, os níveis de gases dissolvidos, o grau de pureza, etc. As faixas de composições químicas dos aços comerciais são variados, tendo um baixo controle do processo de fabricação. O campo de aplicação deste aço é vasto, podendo ser empregado na indústria agrícola, de máquinas e equipamentos, de construção estrutural, dentre outros [37].

# **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G76: Conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jet. West Conshohocken: Pennsylvania, 2002.
- 2 HAUGEN, K. et al. Sand erosion of wear-resistant materials: Erosion in choke valves. Wear, Vol. 186-187, 1995. p. 179-188.
- 3 SUNDARARAJAN, G.; SHWMON, P. G. A new model for the erosion of metals at normal incidence. Wear, 1983. p. 237-258.
- 4 HUTCHINGS, I.M. **Tribology Friction and Wear of Engineering Materials.** London: Arnold, 1992.
- 5 EWALD, H.; Estudo do Desgaste por Erosão de Ligas Metálicas Utilizadas em Sistemas Mecânicos de Plantas Siderúrgicas. Vitória: Dissertação, PPGEM, Universidade Federal do Espírito Santo, 2008.
- 6 BABU, P.S et al. The influence of erodente hardness on the erosion behavior of detonation sprayed WC-12Co coatings. Wear, 2011. p. 903-913.
- 7 STACHOWIAK, G.W.; HAMBLIN M.G. A multi-scale measure of particle abrasivity, Wear, 185, 225-233, 1995.
- 8 STACHOWIAK, G.W.; HAMBLIN M.G. A multi-scale measure of particle abrasivity, Wear, 185, 225-233, 1995.
- 9 MISRA, A.; FINNIE, I. On the size effect in abrasive and erosive wear. Wear,
  65, 1981. p. 359-373.
- 10 FINNIE, Ian. Some reflections on the past and future of erosion. Wear, 1995.p. 1-10.
- 11 ZUM GAHR, Karl-Heinz. **Microstructure and wear of materials,** Elsevier, (1997).
- 12 LINDSLEY, B.A.; MARDER, A.R. The effect of velocity on the solid particle erosion rate of alloys. Wear, 1999. p. 510-516.
- 13 PREECE, C.M.; MACMILLIAN, N.H. Erosion. Materials Science, 7, 1977. p. 95-121.

- 14 BAHADUR, S.; BADRUDDIN, R. Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion. Wear, 138, 1990. p. 189-208.
- 15 STACK, M.M.; STOTT, F.H. The significance of velocity exponents in identifying erosion-corrosion mechanisms. Journal de Physique, Colloque C9, Supplement au Journal de Physique, 111, 3, 1993. p. 687-694.
- 16 LEVY, A.V. et al. Proc. Int. Conf. on Wear of Material. (Vancouver, Canada) edK. C. Ludema (New York: ASTM), p. 708.
- 17 ROY, M. Elevated temperature erosive wear of metallic materials. Journal of Physics D: Applied Physics, 39, 2006. R101-R124.
- 18 KATSICH, C. et al. Erosive wear of hardfaced Fe-Cr-C alloys at temperature. Wear, Vol. 267, 2009. p. 1856-1864.
- 19 SUNDARARAJAN, G; ROY, M. Solid particle erosion behavior of metallic materials at room and elevated temperatures. Tribology International, Vol. 30, No.5, 1997. p. 339-359.
- 20 NOKLEBERG, L; SONTVEDT, T. Erosion in choke valves-oil and gas industry applications. Wear, Vol. 187-187, 1995. p. 401-402.
- 21 HUTCHINGS, I.M. Erosion resistance of candidate materials for subsea gas chokes. Report for Norsk Hidro a.s, 1990.
- 22 KAYE, P.L.; FIELD, J.E. Solid particle erosion of stainless steel, tungsten carbide and Syndite. Report for Norsk Hidro a.s, 1992.
- 23 TUNGSTEK DO BRASIL. Processos de fabricação Carbeto de Tungstênio em placas de desgaste e em manta. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <a href="http://tungstek.com.br/site/">http://tungstek.com.br/site/</a>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 24 DÍAZ, V.V. et al. Uma contribuição ao processo de soldagem plasma de arco transferido (PTA) para posições forçadas. Soldagem & Inspeção, Vol. 16, 2011. < <u>http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-92242011000100005&script=sci\_arttext</u>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 25 WOOD, R.J.K. Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. Vol. 28, 2010. p. 82-94.

- 26 KAELER, L.F. et al. Estudo eletroquímico da influência dos parametros de deposição de revestimentos de carbeo de tungstênio aplicados por d-gun. 7<sup>a</sup> Conferência sobre tecnologia de equipamentos, 2003.
- 27 STACHOWIAK, G.B.; STACHOWIAK, G.W. Tribological characteristics of WC-based claddings using a ball-cratering method. Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 28, 2010. p. 95-105.
- HAWTHORNE, H.M. et al. Comparison of slurry and dry erosion behavior of some HVOF thermal sprayed coatings. Wear, Vol. 225-229, 1999. p. 825-834.
- 29 STEWART, D.A. et al. Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting pownders. Acta Materialia, Vol. 48, 2000. p. 1593-1604.
- 30 RAMNATH, V.; JAYARAMAN, N. Characterisation and wear performance of plasma sprayed WC-Co coatings. Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989. p. 382-388(7).
- 31 KUMARI, K. et al. Effect of Microstructure on abrasive wear behavior of thermally sprayed WC-10Co-4Cr coatings. Wear, Vol. 268, 2010. p. 1309-1319.
- 32 JULIOT, C.H.; BUCHOLZ, D.W. Erosion resistance of infiltration brazed tungsten carbide cladding. Presented at 2005. In: TAPPI engineering, pulping and environmental conference, 2005.
- 33 THAKUR, L. et al. An investigation on erosion behavior of HVOF sprayed WC-CoCr coatings. Applied Surface Science, Vol. 258, 2011. p. 1225-1234.
- 34 LIU, S.L. et al. Influence of nano-WC-12Co powder addition in WC-10Co-4Cr-HVAF sprayed coatings on wear and erosion behavior. Wear, Vol. 269, 2010. p. 362-367.
- 35 SANDVIK. Sandvik Materials Technology. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <a href="http://www.smt.sandvik.com/en-au/materials-center/material-datasheets/">http://www.smt.sandvik.com/en-au/materials-center/material-datasheets/</a>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 36 CEMAÇO. Centro Manufatureiro do Aço. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <a href="http://www.cemacobr.com.br/br/produtos-e-servicos/">http://www.cemacobr.com.br/br/produtos-e-servicos/</a>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 37 RUFF, A.W.; IVES, L.K. Measure of solid particle velocity in erosive wear. Metallurgy Division, National Bureau of Standards, 1975.

38 WHEELER, D.W.; WOOD, R.J.K. Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves. Wear, 258, 2005. p. 526-536.