

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –
PPGE3M

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO EM REVESTIMENTOS
NANOESTRUTURADOS DE FeNbCrW ASPERGIDOS POR ARCO ELÉTRICO NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE EROSIVO EM FUNÇÃO DO ÂNGULO DE
IMPACTO E DA TEMPERATURA**

Andrei Locatelli

Dissertação para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, RS

2013

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –
PPGE3M

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO EM REVESTIMENTOS
NANOESTRUTURADOS DE FeNbCrW ASPERGIDOS POR ARCO ELÉTRICO NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE EROSIVO EM FUNÇÃO DO ÂNGULO DE
IMPACTO E DA TEMPERATURA**

Andrei Locatelli

Engenheiro de Materiais

Trabalho desenvolvido no Laboratório de Materiais Cerâmicos da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em engenharia de Minas. Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre – RS

2013

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, na área de concentração de Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Comissão de Avaliação:

Prof. Dr. Hazim Ali Al-Qureshi

Prof. Dr. Leonardo Ladeira de Oliveira

Prof. Dr. Caio Marcelo Marques

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

A minha família por todo o apoio, paciência e carinho, principalmente aos meus pais, Udelso e Neiva, pelos ensinamentos de vida e educação que me passaram. A minha irmã Adriana pela parceria em todas as horas, discussões e conversas que cada vez mais enriquecem a minha vida. As minhas sobrinhas que agora estarei mais perto.

A minha namorada Patrícia pelo apoio, paciência, compreensão e amor que foram fundamentais em muitos momentos deste trabalho.

Ao Prof. Bergmann que sempre incentiva, apoia e busca todos os recursos necessários para seus alunos fazerem a melhor pesquisa possível. Agradeço todo o apoio, conselhos e incentivo em todos estes anos de LACER. Meus sinceros agradecimentos.

Ao Prof. Takimi e a Prof. Juliane por todo o ensinamento e disponibilidade para apoiar neste projeto, muito obrigado pelas dicas e o direcionamento quando foi necessário.

Ao pessoal da Erosão, Sumny, Bitoca e Álvaro muito obrigado pelo apoio prático e as vezes urgente com que se dedicaram a este trabalho. Vocês foram fundamentais neste processo.

Aos amigos e colegas de LACER Topolski, Caiera, Alvarenga, Luiz, Lore, Bruno Lauren, Rubens, Ladeira, Ramaugusto e a todos que conviveram comigo e me auxiliaram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho.

A empresa Rijeza pela colaboração na aspensão térmica dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Ao CNPQ e a UFRGS por ter me proporcionado um ensino gratuito e de qualidade.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	3
2	OBJETIVO	5
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	5
3	LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA	6
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
4.1	DESGASTE.....	7
4.1.1	<i>EROSÃO</i>	8
4.1.2	<i>EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS</i>	11
4.1.3	<i>PRINCIPAIS FATORES RESPONSÁVEIS PELO PROCESSO DE EROSIÃO</i>	12
4.2	EROSÃO EM REVESTIMENTOS.....	18
4.2.1	<i>CARACTERÍSTICAS DE REVESTIMENTOS OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA</i>	18
4.2.2	<i>EROSÃO EM REVESTIMENTOS CERMET</i>	21
4.3	PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DE REVESTIMENTOS NANOESTRUTURADOS.....	40
4.4	EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO EM REVESTIMENTOS NANOESTRUTURADOS.....	42
5	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	46
5.1	MATERIAIS.....	46
5.1.1	<i>ARAME PARA OBTENÇÃO DE REVESTIMENTOS</i>	46
5.1.2	<i>ERODENTE: ALUMINA ELETROFUNDIDA</i>	48
5.2	MÉTODOS.....	50
5.2.1	<i>OBTENÇÃO DOS REVESTIMENTOS</i>	50
5.2.2	<i>TESTES DE DESGASTE</i>	53
5.2.3	<i>ERRO DAS MEDIDAS</i>	59
5.3	CARACTERIZAÇÃO DO REVESTIMENTO.....	60
5.3.1	<i>POROSIDADE TOTAL</i>	60
5.3.2	<i>MICRODUREZA</i>	61
5.3.3	<i>ANÁLISE MICROESTRUTURAL</i>	61
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
6.1	MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO COMO ASPERGIDO.....	63
6.1.1	<i>TRATAMENTO TÉRMICO DO REVESTIMENTO</i>	67
6.1.2	<i>AVALIAÇÃO DA DUREZA</i>	68
6.1.3	<i>AVALIAÇÃO DA POROSIDADE</i>	69
6.2	DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA AMBIENTE.....	70
6.3	DESGASTE EROSIVO A QUENTE.....	73
7	CONCLUSÕES	80
7.1	QUANTO À OBTENÇÃO DO REVESTIMENTO FeNbCrW POR ARCO ELÉTRICO.....	80
7.2	QUANTO AO TRATAMENTO TÉRMICO DO REVESTIMENTO.....	80
7.3	QUANTO AO GANHO DE MASSA PELA FORMAÇÃO DE ÓXIDO A QUENTE.....	80
7.4	DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA AMBIENTE.....	81
7.5	DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA ELEVADA.....	81
8	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	82

LISTA DE FIGURAS

Figura 4-1: Resultados experimentais para a erosão de um metal dúctil (linha contínua) e três mecanismos postulados para remoção de material (FINNIE, 1995).	9
Figura 4-2: Mecanismo de desgaste. 1. Fadiga da fase intergranular; 2. Microtrincas no contorno de grão; 3. Indução de microtrincas no grão; 4. Desprendimento do grão; 5. Desprendimento de fragmentos de grão (MADRUGA, SILVEIRA e BERGMANN, 1994).	10
Figura 4-3: Ângulo de impacto do erodente.	12
Figura 4-4: Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis (ZUM GAHR, 1987).....	13
Figura 4-5: Variação da taxa de erosão/corrosão (E_{EC}), desgaste erosivo (E_E) e corrosão por fluxo induzido (E_c) para (a) ligas recobertas por nitreto de titânio e (b) ligas de titânio. Adaptado de J.P. Tu (2000).	14
Figura 4-6: Efeito da forma da partícula erodente na taxa de erosão	15
Figura 4-7: Variação da taxa de erosão com o tamanho de partícula para um aço, utilizando ângulo de impacto normal e diferentes velocidades de impacto (GOODWIN <i>et al.</i> , 1969-70).	15
Figura 4-8: Erosão por partícula sólida do aço inox 304 a uma velocidade de 70 ms ⁻¹ como uma função do ângulo para as temperaturas de 24 e 500 °C (Sundararajan e Roy, 1997).	17
Figura 4-9: Desenho esquemático da seção transversal típica de um revestimento aspergido termicamente. (MARQUES, P.V, 2013).....	18
Figura 4-10: Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível.	20
Figura 4-11: Esquema do processo de aspersão térmica a arco elétrico. (AGUILA <i>et al.</i> ,2009)	21
Figura 4-12: Resistência ao desgaste de materiais e revestimentos (KULU <i>et al.</i> , 2005).	22

Figura 4-13: Propriedades de dureza e tenacidade de revestimentos e suas áreas de aplicações: 1, 2 – pequenos ângulos de impacto, 2 a 4 – mistura de abrasão e erosão e 4,5 – ângulos de impacto elevados (KULU <i>et al.</i> , 2005).	23
Figura 4-14: Microestrutura típica de um revestimentos de NiWCrSiFeBC após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50µm de Al ₂ O ₃ , velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente e temperatura ambiente) (HAWTHORNE <i>et al.</i> , 1999).....	27
Figura 4-15: Taxa de erosão para diferentes revestimentos em função do ângulo de impacto (partículas de 50µm de Al ₂ O ₃ , velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE <i>et al.</i> , 1999).....	27
Figura 4-16: Microestrutura típica de um revestimento de WC-12Co após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50µm de Al ₂ O ₃ , velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE <i>et al.</i> , 1999).	28
Figura 4-17: Taxa de erosão de partículas sólidas a temperatura ambiente em função do conteúdo de fase dura (HF)/matriz metálica (MM) (KULU <i>et al.</i> , 2005).....	30
Figura 4-18: Estrutura otimizada para resistir ao desgaste erosivo em diferentes condições de ângulo de ataque (1) próximo a normal (90°), (2a) e (2b) oblíquo, (3) erosão tangente e (4) mistura de ângulos (KULU e PIHL, 2001).....	31
Figura 4-19: Imagem por MEV dos pós antes da aspensão térmica (a) Cr ₃ C ₂ -NiCr – pó e (b) Cr ₃ C ₂ -NiCr – blendado. Seção transversal dos revestimentos (c) Cr ₃ C ₂ -NiCr – pó e (d) Cr ₃ C ₂ -NiCr – blendado (WANG e SHUI, 2003).....	33
Figura 4-20: Imagens por MEV da: (a) superfície, (b) seção transversal do revestimento de WC-17CoCr e (c) superfície do revestimento Cr ₃ C ₂ -NiCr – blendado erodidos por cinza de carvão em ângulo de 30° a 300°C (WANG e SHUI, 2003).	33
Figura 4-21: Dependência da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas (área escura significa o material de referência: aço 1045) (KULU e PIHL, 2001).	35

Figura 4-22: Microestrutura da superfície e seção transversal do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC-NiCrMo}$ erodido em ângulo de impacto de (a) e (b) 30° e (c) e (d) 90° , velocidade de 60m/s e temperatura de 300°C (WANG e VERSTAK, 1999). ...	36
Figura 4-23: Microestrutura da (a) superfície e (b) seção transversal do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC-NiCrMo}$ erodido em ângulo de impacto de 30° na temperatura de 750°C e análise por EDS (c) na superfície (oxidada) e (d) no interior do revestimento (sem oxidação) (WANG e VERSTAK, 1999).	37
Figura 4-24: Taxa de erosão de revestimentos em função do ângulo de impacto e da temperatura (Kulu <i>et al.</i> , 2005).....	38
Figura 4-25: Revestimento NiCrSiB erodido na temperatura de 700°C em ângulo de impacto de (a) 30° e (b) 90° (Kulu <i>et al.</i> , 2005).	39
Figura 4-26: – Variação da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas para temperatura de 700°C (área escura significa o material de referência: aço inoxidável 18/10) (Kulu e Pihl, 2001).	40
Figura 5-1: Fluxograma do trabalho experimental.....	46
Figura 5-2: Diagrama esquemático do sistema de obtenção do arame FeNbCrW . (Nanosteelco.com). No detalhe, MEV da morfologia do pó do núcleo do arame, aumento de 60x.	47
Figura 5-3: Composição química do óxido de alumínio marrom utilizado como erodente. No detalhe composição quantitativa dos elementos formadores deste.	48
Figura 5-4: Distribuição granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida. O tamanho médio de grão é de $306\ \mu\text{m}$	49
Figura 5-5: Morfologia da alumina eletrofundida marrom utilizada como erodente. Aumento de 200x.	50
Figura 5-6: a) Desenho esquemático do substrato a ser empregado como suporte na obtenção dos revestimentos. b) Superfície do substrato de aço AISI 310.	51
Figura 5-7: Equipamento para tratamento térmico das amostras.....	52
Figura 5-8: Diagrama TTT para a liga 140mxc (SHS9172) (BRANAGAN, 2010).....	53

Figura 5-9: Equipamento para ensaios de desgaste erosivo a diferentes temperaturas destacando as partes principais.....	54
Figura 5-10: Princípio do double disk utilizado para calibrar as velocidades das partículas erodentes nos ensaios de erosão.....	57
Figura 5-11: (a) Medidor de velocidade double disk projetado para o equipamento de desgaste erosivo. (b) Detalhe apresenta a zona de impacto deslocada em relação à posição abaixo da abertura do disco superior, destacando o ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto.	57
Figura 6-1: Microscopia eletrônica de varredura da superfície (topo) do revestimento como aspergido: a) 400x e b) 800x.	63
Figura 6-2: Mapeamento por imagem da superfície do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x.	65
Figura 6-3: Microscopia eletrônica de varredura (aumento 200x) da seção transversal (corte) do revestimento FeNbCrW após aspersão.	66
Figura 6-4: Microanálise por EDS das regiões indicadas na Figura 6-3. O revestimento como aspergido apresenta uma distribuição dos constituintes totais do revestimento. A, B e C correspondem as lamelas indicadas no revestimento e D corresponde a camada base.	67
Figura 6-5: Mapeamento por imagem da amostra em corte do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x. No topo da figura apresenta-se também a Microanálise por EDS do revestimento como aspergido, ressaltando uma distribuição dos constituintes totais do revestimento.	67
Figura 6-6: Difratoograma do revestimento antes e após o tratamento térmico a 750°C por 2 horas.	68
Figura 6-7: Comparação da microdureza entre as amostras com revestimento tratado termicamente (CTT) e com o revestimento sem tratamento térmico (STT). ...	69
Figura 6-8: Micrografia obtida com microscópio ótico (Aumento de 200x) do revestimento como aspergido.	70

Figura 6-9: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do erodente e tratamento térmico sobre o revestimento FeNbCrW na temperatura ambiente.	71
Figura 6-10: Microestrutura e mapeamento do Al incrustado após erosão em ângulo de ataque de 90° a temperatura ambiente do revestimento sem tratamento térmico. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.	72
Figura 6-11: Variação da taxa de erosão medida e corrigida, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do erodente na temperatura ambiente do revestimento com e sem tratamento térmico.....	72
Figura 6-12: Imagens da superfície do revestimento FeNbCrW, sem e com tratamento térmico, após erosão a 25°C com ângulo de ataque de 30° e 90°, respectivamente. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 800 e 1600 vezes.	73
Figura 6-13: Ganho de massa (em %) em função da temperatura pela análise termogravimétrica.....	74
Figura 6-14: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada na temperatura de 600°C e ângulos de incidência do erodente de 30° e 90°. Corrigida quanto à incrustação de erodente.....	75
Figura 6-15: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada em função da temperatura e ângulos de incidência do erodente de 30° e 90°. Corrigida quanto a incrustação de erodente.....	76
Figura 6-16: Micrografias da superfície do revestimento STT e CTT após a erosão em temperaturas de 25°C e 600°C nos ângulos de incidência de 30° e 90°. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.....	77
Figura 6-17: Imagens por MEV da superfície do revestimento STT e CTT após a erosão em temperaturas de 25°C e 600°C nos ângulos de incidência de 30° e 90° (aumento de 1200x).....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 4-1: Características do processo de aspersão térmica à arco elétrico.	21
Tabela 4-2: Variação do tipo da taxa de erosão para ângulo de impacto de 30° e 90° em três diferentes revestimentos (LEVY e WANG, 1988).	26
Tabela 5-1: Composição química do arame utilizado para a aspersão do revestimento (Praxair Surface Technologies Inc).....	47
Tabela 5-2: Análise granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida. ..	49
Tabela 5-3: Níveis usados na deposição do revestimento.	52
Tabela 5-4: Temperaturas utilizadas para ensaios de erosão no forno de ensaio e de pré-aquecimento.	55
Tabela 6-1: Dureza dos revestimentos com tratamento térmico e sem tratamento térmico.....	69

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔE	taxa de desgaste erosivo ($\text{g}_{\text{alvo}}/\text{g}_{\text{erodente}}$);
V	velocidade de impacto (m/s);
P	<i>constante do material, expoente da velocidade das partículas;</i>
d_d	distância entre os discos (m);
V_{angular}	velocidade angular medida com o auxílio de um tacômetro (rad/s);
α	ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto (rad).;
T_{volume}	taxa de erosão volumétrica ($\text{cm}^3_{\text{alvo}}/\text{g}_{\text{erodente}}$);
ρ_{ap}	densidade aparente do revestimento (g/cm^3);
m_i	massa inicial da amostra (g);
m_f	massa final da amostra (g);
m_e	massa de erodente utilizada (g);
ΔF	erro da função calculada;
L_1, \dots, L_n	grandezas medidas;
$C\%E_{\text{repetibilidade}}$	erro de repetibilidade para uma confiança de C%;
$t_{\alpha/2}$	função do nível de confiança desejado;
S	desvio padrão das medidas;
m	número de amostras;
E_{total}	erro total;
K_{IC}	tenacidade a fratura do material alvo ($\text{Mpa}\cdot\text{m}^{0,5}$).

RESUMO

O presente estudo investigou as características microestruturais de um revestimento à base de FeNbCrW aspergido sobre substrato metálico, relacionando o tratamento térmico deste revestimento com sua resistência ao desgaste erosivo sob diferentes ângulos de impacto e diferentes temperaturas de desgaste.

Os revestimentos foram obtidos a partir de parâmetros de deposição fornecidos pelo fabricante. A superfície dos revestimentos foi levemente lixada antes dos ensaios para a retirada de lamelas não bem aderidas, visando-se obter um padrão semelhante de rugosidade em cada grupo. Parte das amostras foi submetida a tratamento térmico a 750°C e resfriadas a temperatura ambiente, sem ar forçado ou tempera. Após, as amostras com tratamento térmico e as sem tratamento foram submetidas a um fluxo controlado de partículas erodentes de alumina eletrofundida, em ângulos de incidência de 30 e 90°, a uma velocidade mantida em torno de 50 m/s. As temperaturas estudadas foram de 25 e 600°C. O material foi caracterizado quanto a sua microestrutura (microscopia ótica e eletrônica de varredura, porosidade, fases presentes e sua morfologia) e também quanto à microdureza. O desgaste foi medido pela perda de volume do corpo erodido.

Os resultados indicaram uma maior dureza no revestimento tratado termicamente, onde este apresentou uma menor taxa de erosão para ambos os ângulos de erosão em comparação ao revestimento sem tratamento térmico.

O aumento na temperatura de erosão também causou uma mudança nos mecanismos que atuaram na erosão destes revestimentos, aumentando a plasticidade dos revestimentos, ocorrendo uma transição do comportamento erosivo característico de materiais frágeis – *pits* e lascamento - para dúctil – *platelets* e corte.

ABSTRACT

The present study investigated the microstructural characteristics of a FeNbCrW based coating sprayed on metallic substrate, relating the heat treatment of this coating to its resistance to erosive wear under different impact angles and different wear temperatures.

Coatings were obtained from deposition parameters supplied by the manufacturer. The surface of the coatings was lightly sanded prior to the tests for the removal of not adhered lamellae, in order to obtain on a similar roughness pattern in each group. Part of the samples were heat treated at 750°C and cooled to room temperature without forced air or tempera. Afterwards, the heat treated and untreated samples were submitted to a controlled flow of eroded particles of electrofused alumina at 30 and 90 ° incidence angles at a velocity maintained at around 50 m / s. The temperatures studied were 25 and 600°C. The material was characterized for its microstructure (optical and scanning electron microscopy, porosity, present phases and its morphology) and also for microhardness. Wear was measured by loss of eroded body volume.

The results indicated a higher hardness in the thermally treated coating, where it presented a lower erosion rate for both erosion angles compared to the coating without heat treatment.

The erosion temperature increases also caused a change in the mechanisms that acted in the erosion of these coatings, increasing the plasticity of the coatings, occurring a transition from the erosive behavior characteristic of fragile materials - pits and chipping - to ductile - platelets and cutting.

1. INTRODUÇÃO

Materiais empregados em Engenharia estão cada vez mais sendo exigidos em termos de *performance*, durabilidade e confiabilidade, quando sujeitos a solicitações de desgaste. Algumas aplicações podem tolerar a perda de grandes quantidades de material antes da necessidade de substituição ou de manutenção, enquanto outras só permitem a perda de apenas alguns gramas ou alguns micrômetros na sua espessura.

Na dinâmica existente entre desgaste e manutenção, surgiram algumas alternativas de proteção e correção das partes, algumas destas são de novos materiais, tratamento térmico e/ou superficiais que visam aumentar a confiabilidade e disponibilidade destes sistemas e seus componentes. Quantificar o efeito destes tratamentos e dos materiais sob condições específicas, se faz então necessário, para estabelecer os seus pontos fortes, pontos fracos e as oportunidades para a implementação destes no desenvolvimento industrial.

O fenômeno de desgaste por erosão produz perda de massa superficial e geralmente se apresenta em mecanismos variados. Substituir a parte superficial afetada pode ser caro e envolve ainda o descarte de material que ainda está apto para o serviço. Um dos métodos utilizados para retardar e combater os efeitos do desgaste e os danos à superfície é a aspersão de revestimentos especiais.

O avanço da Ciência dos Materiais e das tecnologias de deposição de revestimento constantemente criam estratégias para combater o desgaste gerado por diferentes meios, cada um dos quais envolve um método de deposição de material e meios de aplicação específicos. Cada método de deposição tem variáveis inerentes a si e também cada material depositado possui suas próprias variáveis de deposição, resultando na obtenção de diferentes propriedades nos revestimentos produzidos. Por isso, é necessário conhecer em detalhe cada uma das características dos processos de revestimento, bem como as propriedades que podem ser obtidas para cada material aplicado por um determinado processo.

Na indústria naval e de energia, a tecnologia de aspersão térmica é a preferida para recobrimentos pela facilidade de recobrir grandes áreas em um menor espaço de tempo, podendo recobrir diferentes tipos de materiais, com diferentes espessuras

e com grande variedade de materiais para aspersão. Um destes revestimentos é uma liga de FeNbCrW comercialmente chamada de 140MXC, recomendada para proteção de elementos em ambientes corrosivos e sujeitos ao desgaste. As suas propriedades devem-se aos elementos da liga e da estrutura nanocomposta obtida durante a deposição (BRANAGAN, 2010).

Para poder-se avaliar o desempenho de revestimentos aspergidos termicamente quando submetidos a desgaste erosivo a frio e a quente é necessário compreender a relação entre a microestrutura desses revestimentos e suas transformações quando sob desgaste. E poder avaliar o efeito de tratamento térmico na microestrutura e, por consequência na resistência ao desgaste, pode ser fator de importância na otimização de materiais para fazer frente a esforços erosivos. É nesse contexto que se insere este trabalho, tendo como foco de interesse revestimentos FeNbCrW aspergido termicamente por arco eléctrico.

2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento de um revestimento aspergido termicamente à base de FeNbCrW, submetido a tratamento térmico e a condições de desgaste erosivo em função da temperatura e ângulo de impacto. A partir do estudo dos mecanismos responsáveis pela degradação, a resistência à erosão dos corpos metálicos revestidos com compósito, sob influência de variáveis como temperatura e ângulo de impacto das partículas erodentes, será relacionada à sua microestrutura antes e após o tratamento térmico.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para execução deste trabalho foi necessário atingir os seguintes objetivos específicos:

- i) Obtenção dos corpos metálicos revestidos à base de FeNbCrW;
- ii) Caracterização dos revestimentos quanto a sua microestrutura e propriedades físicas e mecânicas;
- iii) Preparo da superfície dos corpos-de-prova para obtenção de uma rugosidade padrão com vista aos ensaios de desgaste erosivo;
- iv) Determinação da taxa de desgaste dos materiais submetidos às condições de desgaste erosivo a frio e a quente;
- v) Estabelecer as relações existentes entre desgaste, microestrutura e propriedades associadas aos revestimentos aspergidos termicamente, como dureza e porosidade;
- vi) Investigar os possíveis mecanismos de erosão e sua dependência com as propriedades dos revestimentos, sua microestrutura e as variáveis experimentais de temperatura e ângulo de ataque das partículas erosivas.

3. LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA

Para a correta interpretação dos resultados obtidos neste trabalho de pesquisa devem ser consideradas as seguintes limitações experimentais:

-os revestimentos foram obtidos através da técnica de aspersão por arco elétrico, utilizando-se os parâmetros de aspersão que proporcionaram a maior densificação de cada revestimento. A utilização de outros parâmetros de aspersão, bem como outras técnicas de obtenção dos revestimentos pode acarretar em modificações na densificação e formação da microestrutura destes;

-o equipamento que simula a erosão dos corpos cerâmicos foi utilizado visando-se controlar os parâmetros temperatura, velocidade, fluxo de erodente e ângulo de ataque. A interpretação dos resultados obtidos de taxas de erosão com o uso deste equipamento devem considerar seu princípio de funcionamento e metodologia de aplicação de solicitações erosivas a quente. Além disso, deve-se considerar o tipo, morfologia e granulometria das partículas erodentes, e o fluido utilizado. A variação da velocidade das partículas erodentes com a temperatura, devido à expansão do fluido com o aquecimento, foi desconsiderada.

-os tratamentos térmicos foram realizados em forno elétrico tubular. Fornos com diferenças no tipo construtivo, nas dimensões e na forma de aquecimento, em relação ao utilizado, podem levar a transferências de calor diferentes no tratamento térmico aplicado aos materiais investigados.

4. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

4.1 DESGASTE

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

Segundo Jost (1966), "Tribologia é a Ciência e Tecnologia de superfícies que estuda a interação de superfícies em movimento relativo, e de práticas relacionadas". A Tribologia se firma na investigação científica dos três pilares: atrito, lubrificação e desgaste. Atrito e desgaste não são propriedades intrínsecas dos materiais, mas sim características dos sistemas de Engenharia chamados de tribosistemas. Cada tribosistema oferece condições distintas, que refletirão no comportamento tribológico – atrito e desgaste.

O atrito é a resistência ao movimento relativo. Surge de interações dos sólidos na área real de contato e depende do par de materiais em contato e do tribosistema (ZUM GAHR, 1987).

O desgaste para fins de Engenharia é descrito, segundo Bayer (1994), como sendo um dano superficial provocado por uma interação mecânica com outra superfície, corpo ou fluido. Nesta interação, atuam os chamados mecanismos de desgaste, que envolvem uma série de fenômenos físicos e químicos e se torna preocupante na medida em que o dano causado interfere no funcionamento adequado do componente em questão. Segundo esse autor, pode-se classificar o processo de desgaste a partir da aparência da trilha; dos mecanismos físicos de remoção de material como adesão, abrasão, oxidação e delaminação; e as condições que envolvem a situação de desgaste propriamente dita, ou seja, se o desgaste é lubrificado, se a seco, se do tipo metal-metal, se por deslizamento, se por rolamento, se em altas temperaturas.

Não existe consenso quando se trata de definir e classificar os muitos processos de desgaste. Cada processo de desgaste obedece as suas próprias leis e, em muitas ocasiões, um dos modos de desgaste atua de tal modo que influencia os outros.

A norma DIN 50320 cita quatro mecanismos diferentes de desgaste: adesão, abrasão, erosão e reação triboquímica (corrosão-desgaste). Esta mesma norma cita ainda que, além destes mecanismos, existem outros tipos de desgaste tais como: por cavitação, fadiga de contato, *fretting* e *scuffing*, que também são causas de deterioração do material. Para Ball (1986), o desgaste está dividido em três categorias distintas: desgaste abrasivo, adesivo e erosivo.

O desgaste abrasivo ocorre pela retirada de material devido a partículas duras ou protuberantes, forçadas contra uma superfície sólida e em movimento relativo com ela (BLAU, 1995). Para Dong, Jahamir e Hsu (1991), os fatores que afetam a taxa de desgaste abrasivo são as propriedades da superfície e do abrasivo, assim como a natureza e a severidade das interações entre si. A taxa de desgaste depende do grau de penetração do abrasivo na superfície do material que está sofrendo abrasão. O desgaste será maior quanto mais duro for o abrasivo em relação à superfície que está sofrendo desgaste. A superfície desgastada está sujeita a uma carga elevadíssima (em uma pequena área) que causa não somente a penetração do abrasivo, mas pode causar também a fratura de fases duras presentes na superfície e a própria deformação plástica da matriz.

O desgaste por deslizamento ou adesivo ocorre pela transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida (BLAU, 1995). Para Zum Gahr (1987), o desgaste adesivo é um fenômeno que resulta de forças atrativas entre as duas superfícies em contato, podendo ser de natureza iônica, covalente, metálica, por pontes de hidrogênio ou por forças de van der Waals. Ligações adesivas são favorecidas por deformação plástica e pela ausência de impurezas na superfície.

4.1.1 EROSÃO

A erosão é definida pela norma ASTM G40-92 como a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido à interação mecânica entre a superfície e um fluido, um fluido multicomponente ou partículas líquidas ou sólidas impactantes. Para Bhushan (1999), a erosão é um tipo de desgaste causado pelo impacto repetitivo de partículas sólidas ou líquidas ou a implosão de bolhas formadas no fluido contra a superfície de um corpo sólido.

Zum Gahr (1987) destaca seis diferentes tipos de erosão: (a) erosão por partículas sólidas em meio gasoso; (b) erosão por partículas sólidas em meio líquido; (c) erosão devido à ação de líquidos; (d) erosão-corrosão, (e) erosão por cavitação e (f) erosão térmica. Cada tipo de erosão tem seu mecanismo particular e depende de condições específicas.

Segundo Berthier (1990), em materiais dúcteis, como metais e polímeros, o desgaste erosivo ocorre preferencialmente através da deformação plástica, por descascamento ou corte a partir da superfície. O mecanismo de erosão em materiais dúcteis está mostrado na Figura 4-1 em função do ângulo de incidência do erodente.

Em materiais frágeis, como cerâmicos, existe uma grande susceptibilidade a trincas e microfissuras, portanto, são removidos preferencialmente pela interligação de trincas que divergem do ponto de choque da partícula com a superfície (HOPPERT, 1990). A Figura 4-2 ilustra, esquematicamente, o mecanismo de desgaste de materiais frágeis, para ângulos próximos a 90°, segundo Madruga, Silveira e Bergmann (1994).

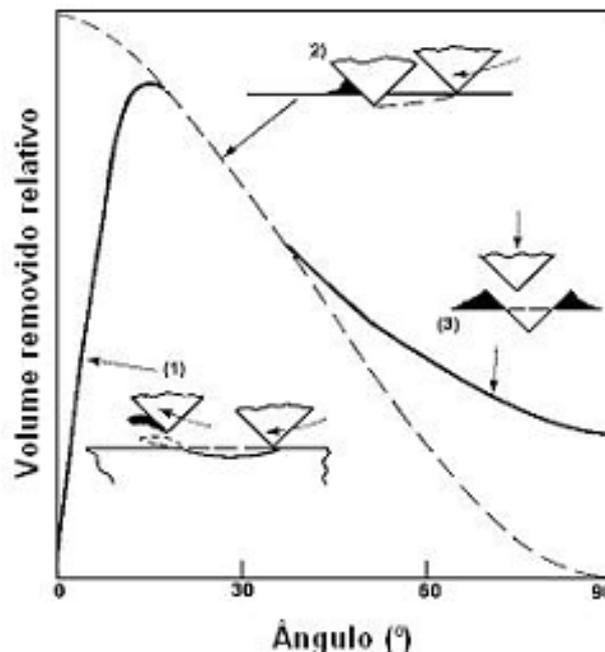


Figura 4-1: Resultados experimentais para a erosão de um metal dúctil (linha contínua) e três mecanismos postulados para remoção de material (FINNIE, 1995).

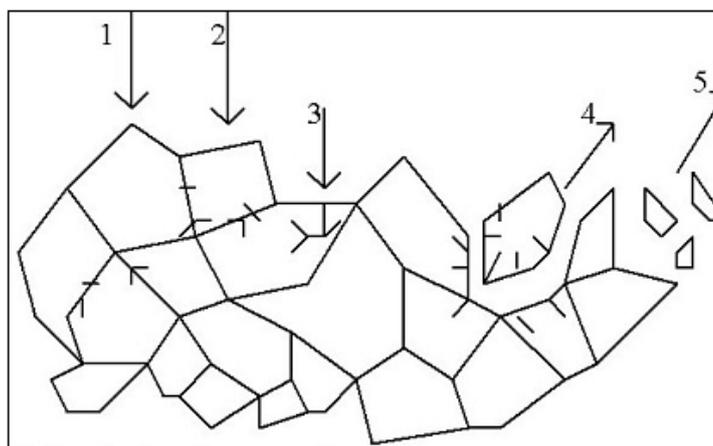


Figura 4-2: Mecanismo de desgaste. 1. Fadiga da fase intergranular; 2. Microtrincas no contorno de grão; 3. Indução de microtrincas no grão; 4. Desprendimento do grão; 5. Desprendimento de fragmentos de grão (MADRUGA, SILVEIRA e BERGMANN, 1994).

Em cermetes, devido ao seu caráter não-homogêneo, a erosão é muito complexa, sendo que a teoria clássica da erosão que prevê que a resposta de um material à erosão depende de sua natureza, dúctil ou frágil, não pode ser usada para explicar a erosão de cermetes.

Segundo Hussainova (2001), a erosão de cermetes densos de WC-Co e à base de TiC está associada com a combinação de ductilidade e fragilidade na erosão, embora a fragilidade seja dominante. Recentes trabalhos de Feng e Ball (1999) têm tentado definir regimes de erosão em cermetes densos abrangendo desde o comportamento de plasticidade dominante até fratura dominante, porém Hussainova *et al.* (2001) sugerem que esta transição não é bem definida.

O estudo da erosão em cermetes obtidos por metalurgia do pó oferece subsídios para avaliar a erosão em revestimentos cermetes obtidos por aspersão térmica. Segundo Hussainova *et al.* (2001), no processo de erosão, a fratura de um material cermet denso inicia, geralmente, na fase ligante (matriz dúctil). Os grãos de carbetos perdem sua ligação protetora e a superfície erodida é quase completamente coberta com a exposição dos carbetos. Se a erosão em grãos frágeis (fase carbeto) ocorrer preferencialmente via um mecanismo envolvendo a iniciação e propagação de microtrincas, então a tenacidade à fratura do material afeta a taxa de erosão. A baixa tenacidade de muitos constituintes duros resulta em uma perda de resistência à erosão, o que explica a baixa *performance* de cermetes à base de Cr₃C₂ (tenacidade à

fratura de $3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e o possível benefício para cermets à base de WC (tenacidade à fratura de $15\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). Isto significa que os grãos de WC são duros e suficientemente resistentes para dissipar grande quantidade de energia devido ao choque das partículas erodentes, sem que ocorra o microtrincamento dos grãos. Portanto, as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste de cermets dependem de cada grão individual, da matriz, da ligação entre as fases e dos grãos adjacentes (HUSSAINOVA *et al.*, 2001).

Os principais mecanismos de desgaste erosivo de cermets são ainda uma questão em aberto. Wayne *et al.* (1989) adaptaram o modelo de Evans *et al.* (1976) de resposta frágil das superfícies provocada pelo impacto de partículas duras. Neste caso, o desgaste é consequência da falta de capacidade do material para resistir à sequência de efeitos (indentação pelas partículas, desenvolvimento sub-superficial de fissuras laterais, propagação até à superfície, micro-delaminação e remoção de material) até o desgaste.

A quantificação do desempenho do material em erosão se faz normalmente através da taxa de erosão, que pode ser definida como a perda de material medida em termos de massa, volume ou redução de espessura, por unidade de área do alvo e por unidade de tempo ou massa de partículas. Em alguns casos, pode ocorrer um ganho de peso, através da incrustação de partículas erodentes, ou mesmo por oxidação da superfície quando a temperatura for suficientemente elevada (FINNIE, 1995).

4.1.2 EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS

Kunioishi (2004) ressalta que a erosão por partícula sólida é diferente de outras formas de erosão, como erosão por impacto de líquidos, erosão em lama, erosão por cavitação e outras. O desgaste promovido pela erosão por partícula sólida é consequência de uma série de eventos de impacto, essencialmente similares e independentes. Dessa forma, o contato entre as partículas duras e a superfície do material é muito rápido e, desse ponto de vista, também, a erosão é completamente diferente de outros processos de desgaste, como abrasão, desgaste por deslizamento e usinagem, onde o contato entre o abrasivo e o material é contínuo.

4.1.3 PRINCIPAIS FATORES RESPONSÁVEIS PELO PROCESSO DE EROSÃO

A resposta de diferentes materiais ao desgaste erosivo depende também das condições em que este ocorre, pois diversas são as variáveis que influenciam o fenômeno da erosão, estas podem ser subdivididas em três grupos, segundo Kunioshi (2004):

- Variáveis que dependem da natureza do material: dureza, densidade, temperatura de fusão, calor latente de fusão, rugosidade, microestrutura, nível de encruamento, módulo elástico, entre outras.

- Variáveis que dependem da natureza das partículas: dureza, tamanho, densidade, forma e tenacidade.

- Variáveis que dependem do fluxo: ângulo de impacto, velocidade de impacto, rotação das partículas e energia cinética das partículas.

Os principais parâmetros para este trabalho são a velocidade de impacto, tamanho, forma e dureza das partículas erosivas, ângulo de impacto e temperatura dos testes, os quais estão abordados abaixo.

4.1.3.1 Ângulo de impacto

O ângulo de impacto é definido como o ângulo entre a superfície do material alvo e a trajetória da partícula impactada, como mostrado na Figura 4-3.

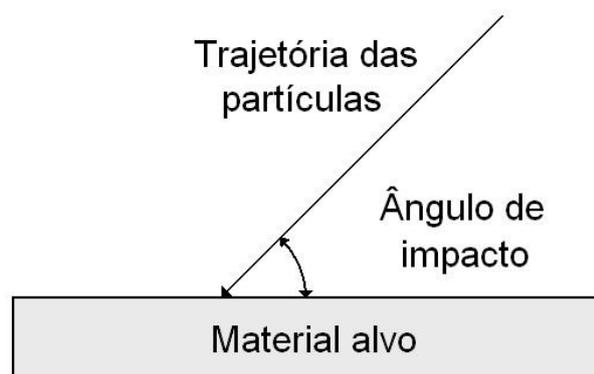


Figura 4-3: Ângulo de impacto do erodente.

A influência do ângulo de impacto nas taxas de erosão se dá em função da natureza do material alvo. Em materiais dúcteis, como os metálicos, a taxa de erosão apresenta um crescimento até um valor máximo em torno de 30° e um posterior decréscimo contínuo até o ângulo de 90°. Em contraste, para materiais frágeis, a taxa máxima de erosão se dá em ângulos próximos a normal – 90° (Figura 4-4).

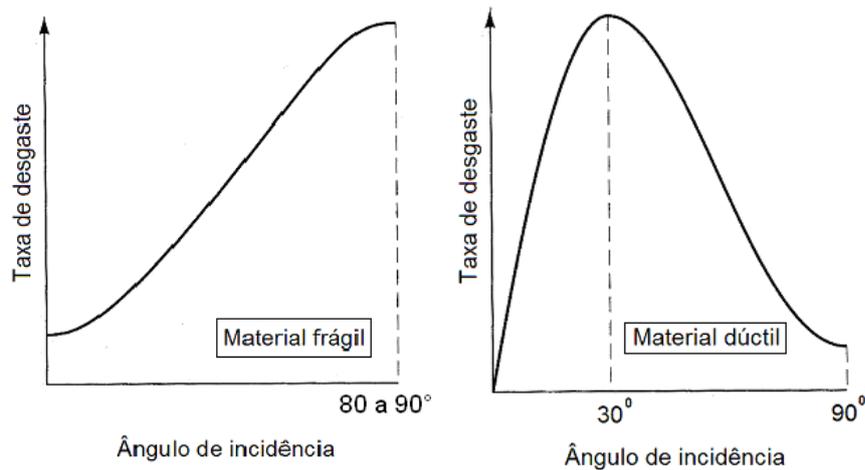


Figura 4-4: Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais frágeis e dúcteis (ZUM GAHR, 1987).

4.1.3.2 Velocidade de impacto

A energia cinética é fundamental para a remoção de material quando a superfície é impactada.

Na Equação 4-1 a velocidade de impacto é denotada por V e a taxa de erosão por ΔE . O expoente p depende do tipo de material.

$$\Delta E \propto V^p \quad \text{Equação 4-1}$$

Hutchings [1979] encontrou um valor de expoente em torno de 2,4 para condições de impacto em baixos ângulos para metais e ligas, enquanto Sundararajan e Shewmon [1983] indicaram um valor médio de 2,55 para p . Estes valores diferem dos encontrados para cerâmicos e polímeros que são de 3 e 5, respectivamente (FINNIE, 1995).

O expoente da velocidade depende de outros fatores como ângulo de impacto, tamanho de partículas erodentes e temperatura dos testes. Segundo Stack *et al.* (1993), ocorre uma transição em p com o aumento da temperatura. A transição encontrada pode ser associada com diferentes regimes de danos, isto é, erosão dominante, erosão-corrosão dominante e corrosão dominante. A Figura 4-5 mostra a variação da taxa de erosão/corrosão, desgaste erosivo e corrosão induzida por fluxo em função da velocidade de impacto para ligas de titânio e ligas recobertas por nitreto de titânio.

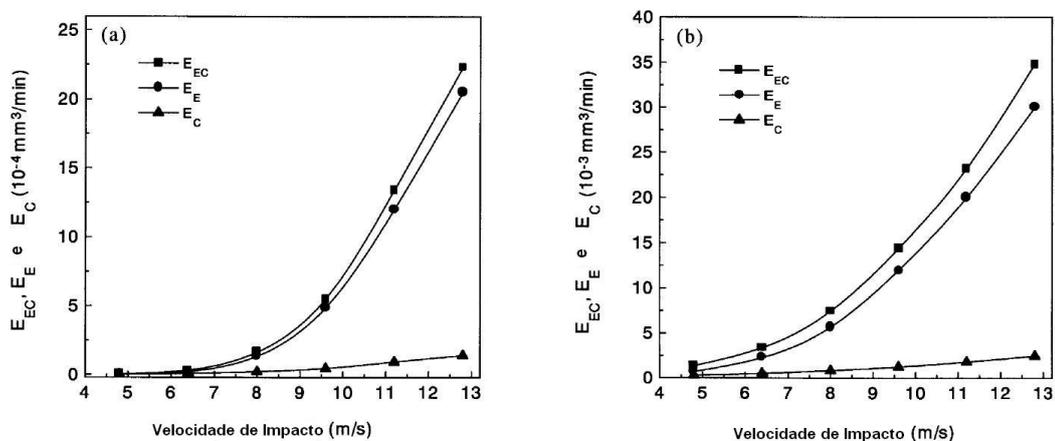


Figura 4-5: Variação da taxa de erosão/corrosão (E_{EC}), desgaste erosivo (E_E) e corrosão por fluxo induzido (E_C) para (a) ligas recobertas por nitreto de titânio e (b) ligas de titânio. Adaptado de J.P. Tu (2000).

4.1.3.3 Características das partículas

A partícula a ser impactada pode ser classificada, basicamente, quanto à sua forma, tamanho e dureza.

Com relação ao formato das partículas, Figura 4-6, materiais metálicos apresentam taxa de erosão significativamente mais elevada para partículas angulares do que para partículas esféricas de mesmo tamanho. Segundo Finnie (1995), a forma da partícula erosiva influencia principalmente nas deformações sofridas pela superfície erodida. Partículas mais arredondadas levam a menos deformação localizada, sendo necessária uma maior quantidade de impactos para que ocorra a remoção de material (BHUSHAN, 2002). A formação e propagação das trinca em materiais frágeis também são favorecidas pela incidência de partículas angulosas.

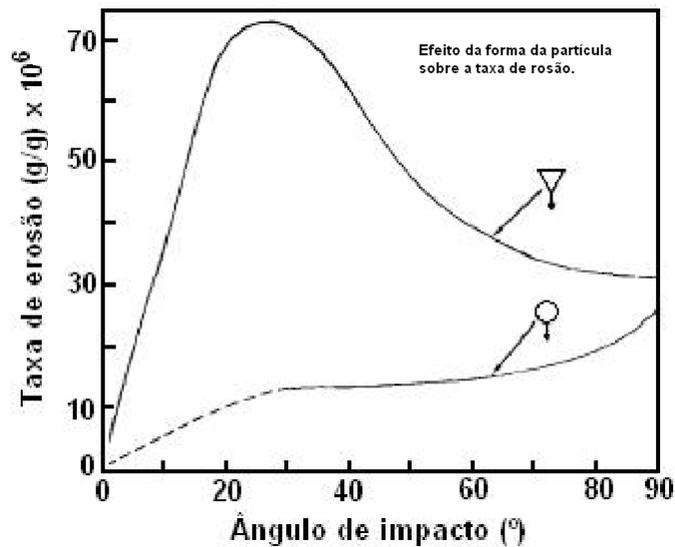


Figura 4-6: Efeito da forma da partícula erodente na taxa de erosão

O tamanho das partículas é um fator de considerável relevância nos problemas de erosão. Na maioria dos casos, os tamanhos podem variar de 5 a 500 μm . Conforme a Figura 4-7 (GOODWIN *et al.*, 1969), a erosão aumenta com o tamanho da partícula até 100 μm , sendo que a partir deste ponto o tamanho das partículas não mais afeta a taxa de erosão no caso de abrasivos de SiC e Al_2O_3 .

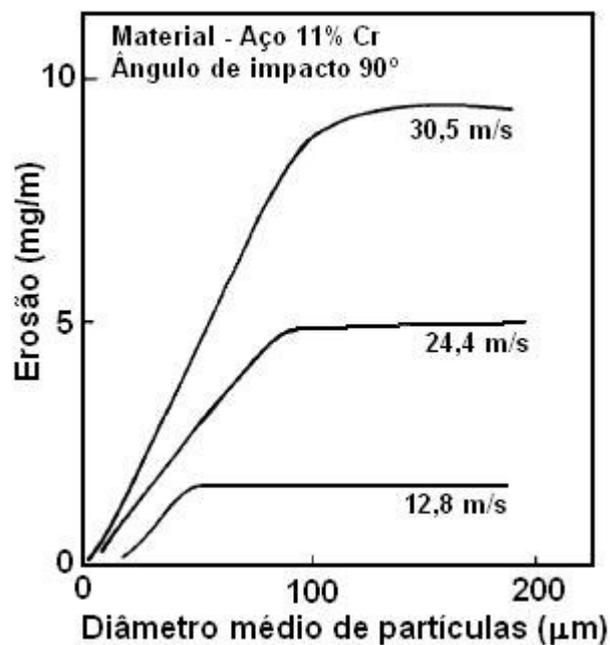


Figura 4-7: Variação da taxa de erosão com o tamanho de partícula para um aço, utilizando ângulo de impacto normal e diferentes velocidades de impacto (GOODWIN *et al.*, 1969-70).

Outra variável que se refere às partículas, que pode ser um fator controlador da taxa de desgaste, é a dureza ou a relação de dureza entre a partícula erosiva e a superfície erodida. Conforme Levy (1995), a taxa de erosão cai drasticamente quando a dureza da partícula impactante é menor que a do material impactado. Se a dureza da partícula é muito baixa e o material alvo é dúctil, a curva de erosão em função do ângulo de impacto pode assemelhar-se à de um material frágil.

A maioria dos aços possui dureza menor que muitas partículas comumente encontradas na natureza, tais como a sílica, que possui dureza da ordem de 800 HV. Este valor de dureza é atingido apenas por aços martensíticos, não revenidos, com alto teor de carbono. Conforme Hutchings (1992) e Finnie (1995), o uso de materiais com dureza maior, tais como ferros fundidos brancos de alto cromo e revestimentos duros, pode resultar em uma maior resistência ao desgaste por partículas duras em componentes mecânicos. Nestes casos, a dureza no material erodido deve ser 1,2 vezes maior que a dureza da partícula erosiva. Esta relação tem sido estabelecida experimentalmente e, na prática, representa um valor limite para se considerar o efeito da partícula erosiva como um fator determinante no desgaste.

4.1.3.4 Influência da temperatura no desgaste erosivo

Suckling e Allen (1997) observaram que a temperatura influencia diretamente o processo de erosão por atuar tanto nas propriedades dos materiais envolvidos no processo (partículas erodentes e material alvo) quanto nas variáveis processuais. Vários experimentos mostraram que o efeito da temperatura em metais com ausência de corrosão pode ser menor do que o esperado. Isto se dá porque as alterações causadas pela temperatura em propriedades diretamente relacionadas com o processo de erosão, como a dureza, são relativamente pequenas. A Figura 4-8 mostra como isto acontece em um material de aço inox 304 atingido por partículas sólidas a uma velocidade de 70 m/s para diferentes ângulos e diferentes temperaturas.

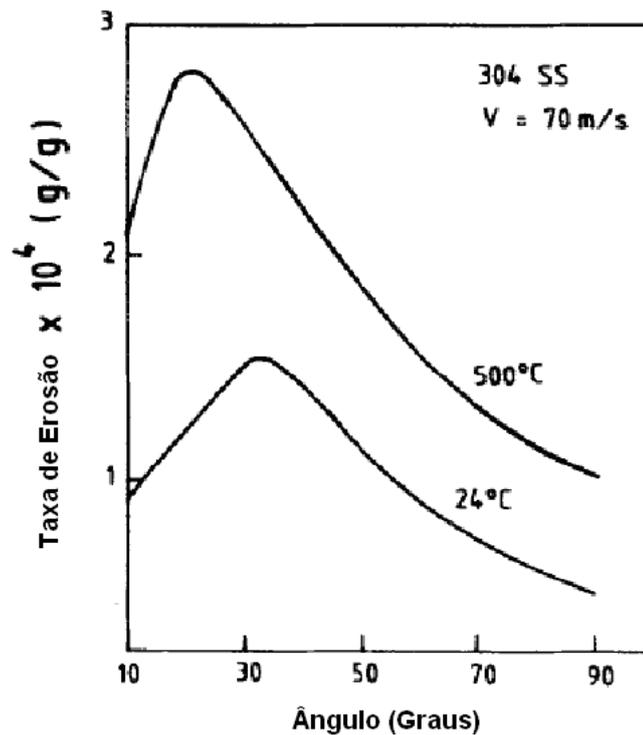


Figura 4-8: Erosão por partícula sólida do aço inox 304 a uma velocidade de 70 ms⁻¹ como uma função do ângulo para as temperaturas de 24 e 500 °C (Sundararajan e Roy, 1997).

Sundararajan e Roy (1997) apresentam três classificações distintas da dependência da taxa de erosão com a temperatura para materiais metálicos submetidos ao desgaste erosivo por partículas angulares e em altas velocidades: i) a taxa de erosão diminui com a temperatura, atinge um mínimo e então começa a aumentar com o acréscimo de temperatura; ii) a taxa de erosão independe da temperatura até um valor crítico desta, a partir do qual ocorre um incremento da taxa com a temperatura e iii) a taxa de erosão aumenta continuamente com a temperatura. Os experimentos consideraram a erosão-oxidação de materiais metálicos e os diferentes regimes pelos quais os materiais sofrem até sua completa degradação. No entanto, em um estudo erosão-oxidação, deve-se considerar que as partículas que atingem a superfície podem estar erodindo primeiramente um óxido formado na oxidação.

4.2 EROÇÃO EM REVESTIMENTOS

4.2.1 CARACTERÍSTICAS DE REVESTIMENTOS OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA

A aspersão térmica envolve um grupo de processos em que um material alimentado é aquecido e projetado como partículas individuais em forma de gotas sobre uma superfície. O equipamento de aspersão obtém o calor necessário através de gases combustíveis ou por arco elétrico.

Os materiais são intensamente aquecidos e então são acelerados ao substrato utilizando gás comprimido. As partículas projetadas impactam na superfície fria do substrato, achatando-se e formando placas finas, que aumentam a sobreposição de partículas, aderindo a irregularidades da superfície preparada e entre si, produzindo um revestimento de estrutura lamelar, não homogêneo e normalmente contendo um certo grau de porosidade e óxidos, no caso de aspersão metálica, Figura 4-9.

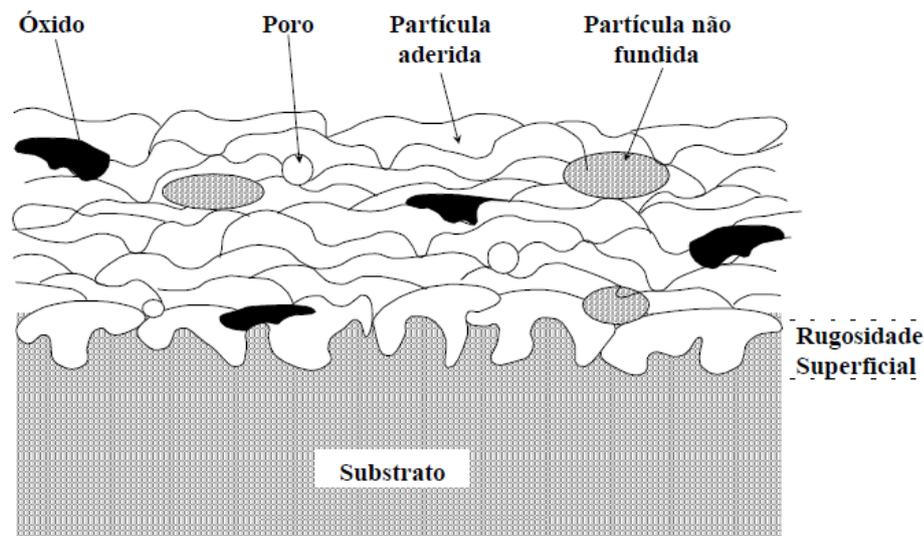


Figura 4-9: Desenho esquemático da seção transversal típica de um revestimento aspergido termicamente. (MARQUES, P.V, 2013)

Os materiais utilizados para aspersão podem ser em pó, na forma de arame ou barras, podendo ser metálicos, cerâmicos, poliméricos e suas combinações, aplicados sob condições atmosféricas normais ou especiais. Além disso, os arames metálicos são utilizados apenas nos processos de aspersão por arco elétrico e *spray* chama.

Enquanto as barras de cerâmica sinterizada, por serem curtas são fundidas rapidamente, levando a uma perda de tempo com a substituição, conduzindo inevitavelmente a uma mudança na microestrutura. Este processo deve ser evitado na aspersão de camadas em peças grandes, razão pela qual se utiliza menos que material em pó. No entanto, as partículas fundidas são de tamanho uniforme ao utilizar a barra na aspersão, tornando as camadas mais homogêneas que as aspergidas com pó (PAWLOWSKI, 1995).

Os processos de aspersão térmica são tecnologias relativamente limpas para o meio ambiente, de aplicação rápida e flexível a nível tecnológico (CHIEF, 2004). A adesão entre o substrato e o revestimento pode ser mecânica, química-metalúrgica ou uma combinação de ambas (TIPTON, 2002). No processo, a alta temperatura para fundir o material é obtida quimicamente (combustão) ou eletricamente (arco), que também desempenham o papel de acelerar as partículas fundidas ao substrato, onde o material depositado solidifica-se em uma nova superfície ou revestimento, permitindo a obtenção de melhorias substanciais na resistência à corrosão, resistência ao desgaste e altas temperaturas (HERMAN, 1996 e BERNDT, 2003). As propriedades aplicadas ao revestimento ou camada dependem do material de alimentação, o processo de aspersão térmica, dos parâmetros aplicados e do pós-tratamento.

São vários os processos utilizados para deposição de revestimentos por aspersão térmica, como por exemplo: aspersão a chama convencional (*Flame Spray* – FS), aspersão por detonação (*Detonation Gun* – *D-Gun*), aspersão a chama hipersônica (*High Velocity Oxygen Fuel* – HVOF), aspersão a arco elétrico (*Arc Spraying* – ASP), aspersão a plasma (*atmosferic plasma spraying* – APS) e aspersão a frio (*cold gas spraying* – CGS). Porém, todos esses processos e algumas variações podem ser classificados em função do material a ser aplicado, do método de aquecimento e do método de aceleração das partículas em direção ao substrato, podendo ser dividida em dois grupos básicos dependendo da fonte de calor: combustão e elétricos, como mostrado no esquema da Figura 4-10.

Geralmente nos processos de aspersão térmica de uso industrial, as distâncias de projeção das partículas variam de 100 até 300 mm. Para se obter uma aderência adequada ao substrato, este deve ter um grau de limpeza Sa3. Esta limpeza é obtida

através do jateamento abrasivo, o que além da limpeza promove uma rugosidade que favorece o ancoramento mecânico das partículas no momento do impacto.

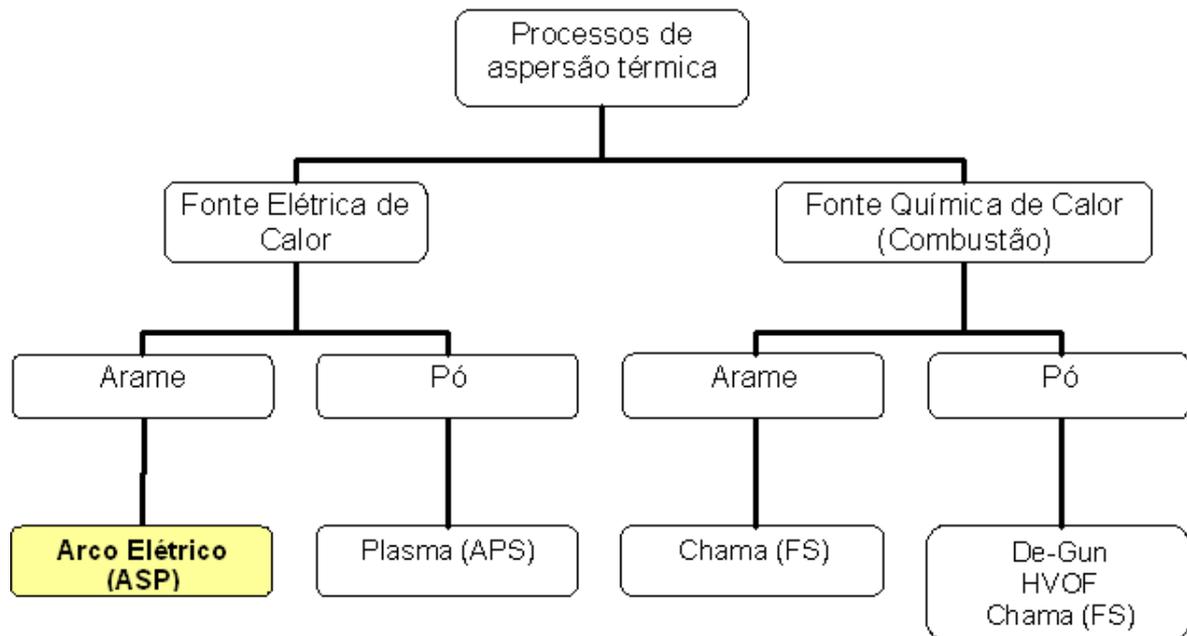


Figura 4-10: Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível.

4.2.1.1 Aspersão térmica a arco elétrico

A aspersão térmica a arco elétrico é comparável em custo ao sistema de chama, evitando os produtos inerentes da combustão. É extremamente fácil de operar e utiliza materiais amplamente disponíveis. Qualquer material condutor que pode ser moldado na forma de arame pode ser utilizado como matéria-prima.

Também conhecido por ASP (*Arc Spray Process*), o processo a arco elétrico utiliza o calor gerado a partir de um arco elétrico para realizar a fusão do material que se quer depositar.

São usados dois arames como eletrodos consumíveis, e também, material de aporte, ligados a uma fonte de tensão. A diferença de potencial gerada pela fonte em cada um dos arames (um ligado ao pólo positivo e outro ao pólo negativo) induz o arco elétrico e funde o material no bocal da pistola de aspersão.

Esse material é lançado, na forma de *spray*, por um jato de ar comprimido, de encontro ao substrato (Figura 4-11). A alimentação dos arames é feita por meio de um

motor elétrico ou por uma turbina de ar comprimido, e a velocidade de avanço do mesmo é regulada em função da corrente induzida pela fonte. As principais características do processo são apresentadas na Tabela 4-1.

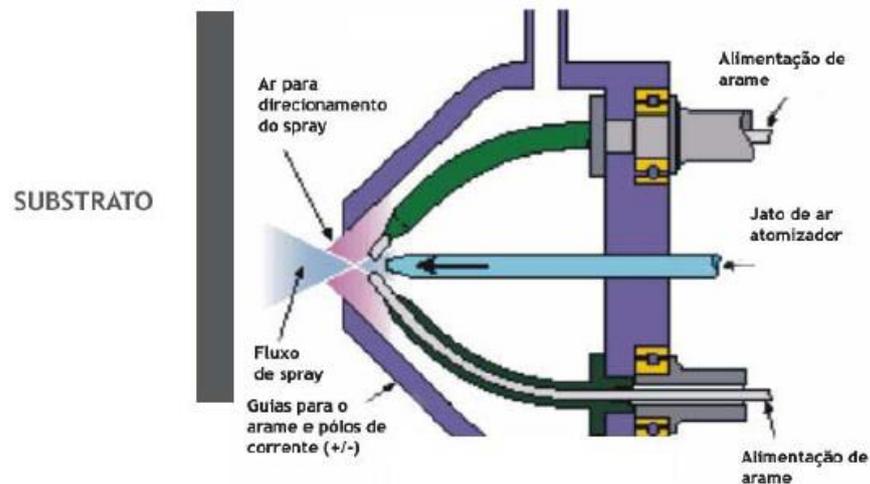


Figura 4-11: Esquema do processo de aspersão térmica a arco elétrico. (AGUILA *et al.*,2009)

Tabela 4-1: Características do processo de aspersão térmica à arco elétrico.

Características	Exemplos
Arames	Todos os tipos (sólidos e tubulares) que sejam condutores elétricos. Diâmetros comuns entre 1,6 e 5 mm
Potência Elétrica	5-10 kW
Temperatura do arco	4000-6000°C
Velocidade das partículas	Até 250 m/s
Deposição	50-300 g/min

4.2.2 EROSÃO EM REVESTIMENTOS CERMET

Existem grandes diferenças em relação ao comportamento das diferentes classes de materiais quando expostos à erosão. Por exemplo, em relação ao ângulo de impacto, em baixos ângulos os materiais cerâmicos reduzem o desgaste erosivo devido a elevada dureza e tenacidade (FINNIE, 1995). Por outro lado, se um material

está sujeito ao impacto de partículas em ângulo próximo à normal (90°), a superfície exposta deve ser capaz de suportar repetidas deformações. Neste caso, materiais metálicos têm preferência em relação aos cerâmicos, nos quais as trincas progridem rapidamente e conduzem à remoção do material. Esta relação entre as propriedades dos materiais e a resistência ao desgaste é mostrada na Figura 4-12.

Porém, em algumas situações, há uma mistura de mecanismos que conduz ao desgaste erosivo, como mecanismos de corte, lascamento, fadiga e fratura frágil. Nestes casos, há uma controvérsia entre a dureza e a tenacidade à fratura dos materiais e revestimentos. Segundo Kulu *et al.* (2005), os revestimentos compósitos de matriz metálica reforçados com partículas cerâmicas resolvem parcialmente este problema, como é apresentado na Figura 4-13.

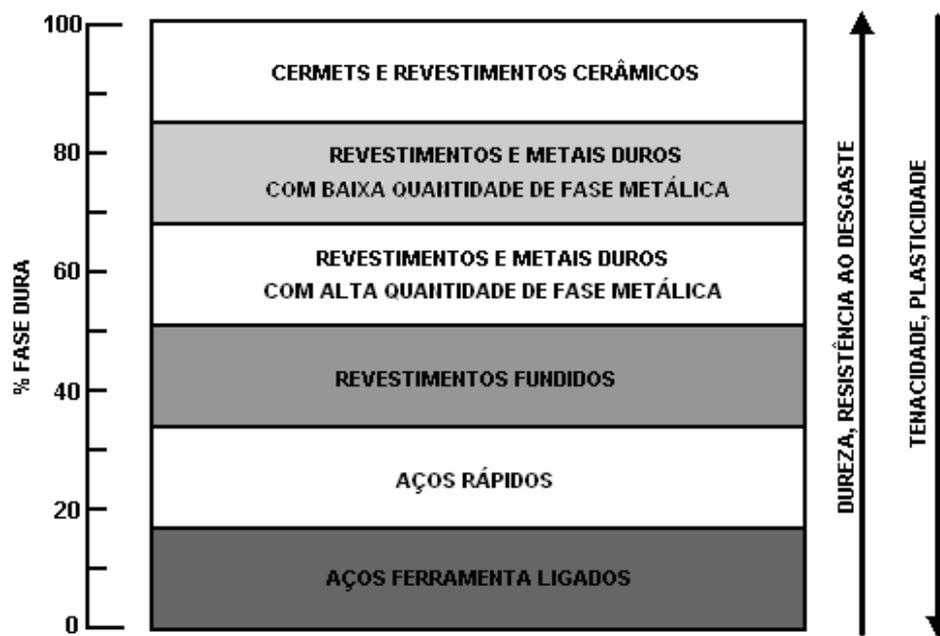


Figura 4-12: Resistência ao desgaste de materiais e revestimentos (KULU *et al.*, 2005).

Revestimentos de maior dureza e menor tenacidade são mais indicados para resistirem ao desgaste em ângulos de ataque das partículas erodentes até 30°. Já o uso de revestimentos mais tenazes e menos duros é indicado para ângulos de incidência das partículas maiores que 60°.

Segundo Kulu *et al.* (1998) *apud* Kulu *et al.* (2005), nas condições de desgaste no qual há mistura de mecanismos, os revestimentos aspergidos termicamente à base de WC-Co são altamente efetivos. Além disso, os materiais aspergidos termicamente, como os cermets, são frequentemente usados para resistir a diferentes formas de desgaste, em diversas aplicações industriais, inclusive em situações de erosão extrema.

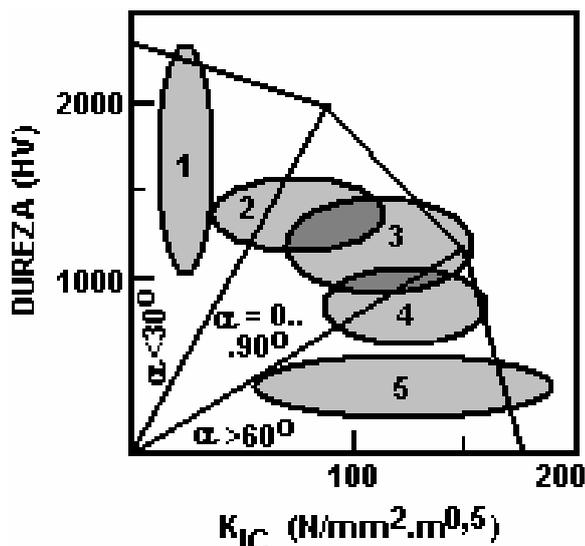


Figura 4-13: Propriedades de dureza e tenacidade de revestimentos e suas áreas de aplicações: 1, 2 – pequenos ângulos de impacto, 2 a 4 – mistura de abrasão e erosão e 4,5 – ângulos de impacto elevados (KULU *et al.*, 2005).

Wang e Verstak (1999) citam que o amplo uso de cermets como materiais de revestimento pode ser atribuído a sua combinação de propriedades desejáveis, como a alta dureza, resistência mecânica, rigidez e resistência ao desgaste.

Carbetos de tungstênio (WC), ligados com Co, são amplamente utilizados por sua excelente resistência ao desgaste, porém em temperaturas elevadas e meios agressivos, a baixa resistência à corrosão deste sistema de revestimento restringe sua aplicação. Nestes casos, adotam-se o uso de outros ligantes para a matriz metálica, como o ferro e o níquel. Os cermets mais conhecidos como livres de tungstênio são à base TiC e Cr₃C₂ inseridos em matriz de ligas metálicas de Ni e Mo.

A vantagem do uso de cermets em relação a materiais dúcteis ou frágeis pode ser relacionada à combinação de propriedades físicas e mecânicas dos cerâmicos

com os metais, o elevado ponto de fusão dos carbetos, conseqüentemente dos cermets e, portanto, a elevada estabilidade química e térmica dos carbetos (UPADHYAYA, 2001).

A resistência ao desgaste de ligas *self-fluxing* contendo partículas de WC aplicados pelo método de aspersão e fusão trazem benefícios de custo e efetividade. Ligas metálicas à base de MCrBSi, onde M pode ser Ni, Co, ou Fe podem ser fundidas em temperatura de 1050°C. Devido à baixa porosidade e à elevada aderência com o substrato, estas ligas podem resistir significativamente a carregamentos de impacto. Como revestimentos, são empregadas em aplicações onde é necessária a resistência ao desgaste e à corrosão (KULU *et al.*, 2005).

Segundo Levy e Wang (1988), microestruturas de revestimentos favoráveis para a resistência à erosão a quente constituem-se de lamelas e tamanhos de grão pequenos, baixa porosidade, menor quantidade de óxidos, boa aderência e ausência de trincas. Dureza, composição química e distribuição da segunda fase (partículas de carbetos) têm menor efeito na resistência ao desgaste do revestimento. Além disso, diferentes formas de erodentes e condições de teste de erosão modificam a resistência dos revestimentos testados.

4.2.2.1 Porosidade dos revestimentos

No que tange à porosidade dos revestimentos, estudos feitos com diferentes técnicas de deposição permitiram observar que independente da técnica utilizada somente os revestimentos com baixa porosidade (menor que 5%) apresentam resistência ao desgaste erosivo. A resistência à erosão de revestimentos com porosidade maior que 5%, mesmo que tenham durezas similares - obtidas por diferentes técnicas de aspersão térmica, pode diferir em mais que uma ordem de grandeza em idênticas condições de desgaste. (KULU e ZIMAKOV , 2000b)

Levy e Wang (1988) investigaram 12 diferentes revestimentos cermets e relacionaram suas resistências à erosão ao mecanismo de desgaste de cada revestimento, onde o tamanho de grão, a porosidade e a presença de trincas formadas durante a deposição foram considerados fatores de significativa importância.

O Cr_3C_2 depositado pela técnica *D-gun* apresentou melhor desempenho a 30° do que a 90° . O revestimento como aspergido consiste de partículas com grãos bem definidos, com uma pequena porosidade intergranular e superfície rugosa. Quanto à erosão a 30° , observa-se a microestrutura lisa (aspecto mais próximo à polida) e com algumas incrustações de partículas. A 90° , a superfície erodida é mais rugosa que a 30° . A erosão a 90° ocorreu através do trincamento e lascamento de pequenos pedaços, cujo tamanho foi definido pelo tamanho de grão básico do revestimento. Levy e Wang (1988) já haviam concluído anteriormente que em materiais frágeis o tamanho de grão mais fino e a menor porosidade conduzem a uma menor taxa de erosão, já que o lascamento ocorre grão a grão.

O WC-Co aspergido a plasma *spray* é um revestimento que apresenta uma fina rede de poros. Levy e Wang (1988) observam que essa distribuição uniforme de poros de forma quase equiaxial é mais prejudicial à resistência à erosão do que mais poros planares entre as lamelas, isto porque essa distribuição expõe o material da matriz, com menor resistência à erosão. A morfologia do WC-Co erodido a 30° sugere que o restante do material no processo de erosão espalha-se sobre o material erodido e preenche os vazios.

O tamanho e a geometria dos poros estão diretamente relacionados com a taxa de erosão do revestimento aspergido. Em relação ao revestimento de Cr_3C_2 depositado por *D-gun*, observou-se que a menor quantidade de poros e a forma mais fina, é responsável por uma taxa de erosão menor que a apresentada pelo WC-Co depositado por plasma *spray*. Em revestimentos que não têm uma rede de trincas, menor porosidade e menor tamanho de poro, conduzem à menor taxa de erosão.

O NiCrBC aspergido a plasma *spray* tem poros de diversos tamanhos além de trincas disseminadas, o que facilita a perda de material e degrada a resistência à erosão do revestimento (LEVY e WANG, 1988). A diferença no tamanho de poro entre os dois revestimentos aplicados por plasma *spray* (WC-Co e NiCrBC) tem um grande efeito na taxa de erosão, conforme a Tabela 4-2.

Tabela 4-2: Variação do tipo da taxa de erosão para ângulo de impacto de 30° e 90° em três diferentes revestimentos (LEVY e WANG, 1988).

Revestimento	Forma de aplicação	Taxa de erosão (cm ³ /g x 10 ⁻⁴)	
		30°	90°
Cr ₃ C ₂	<i>D-gun</i>	0,063	0,13
WC-Co	<i>Plasma spray</i>	0,21	0,56
NiCrBC	<i>Plasma spray</i>	0,87	0,61

Para o ângulo de impacto de 30°, o revestimento NiCrBC tem desempenho bastante inferior ao verificado para 90°. A maior diferença nas taxas de erosão entre os dois revestimentos ocorre para um ângulo de impacto de 30°, já que a 90°, não há uma grande diferença entre estas taxas. Deve-se observar que o revestimento NiCrBC é metálico, portanto resiste menos à erosão em baixos ângulos de impacto.

4.2.2.2 Inserção de fases duras (carbetos) nos revestimentos

Hawthorne *et al.* (1999) relacionaram os mecanismos de desgaste responsáveis pela erosão a partir da inserção de fases duras em revestimentos puramente metálicos. Revestimentos aspergidos termicamente à base de metais desenvolvem mecanismos similares a materiais densos dúcteis na degradação pelo processo erosivo. Em ligas à base de Ni, na erosão a 90°, ocorre a degradação do material por mecanismos de corte e *platelets* (Figura 4-14). A resistência à erosão de cermets depende, além do ângulo de ataque, da quantidade de carbetos inseridos na matriz. A Figura 4-15 sumariza os resultados obtidos pelos autores para diferentes tipos de revestimentos, em função do ângulo de ataque.

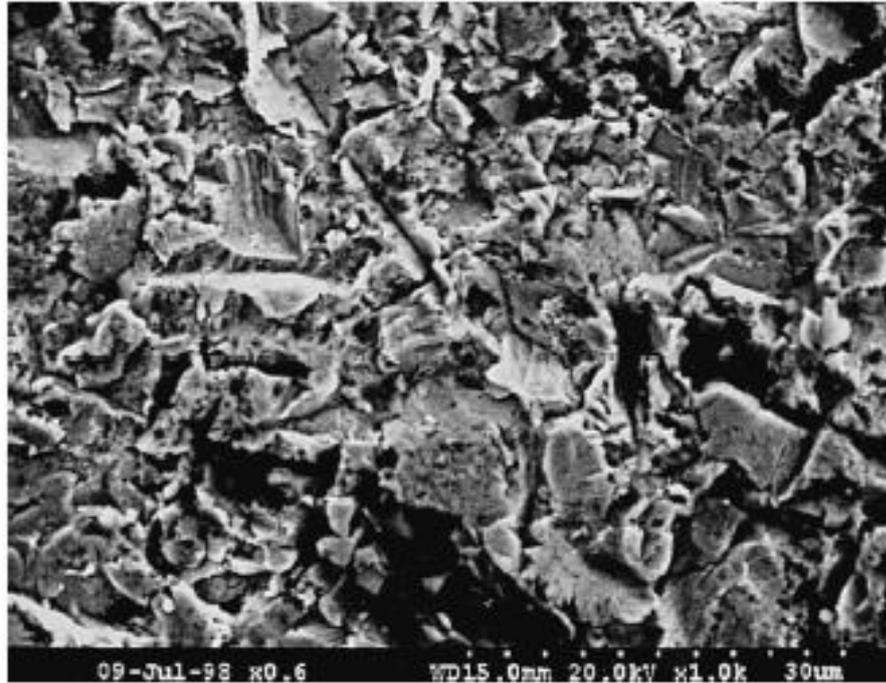


Figura 4-14: Microestrutura típica de um revestimentos de NiWCrSiFeBC após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50µm de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente e temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

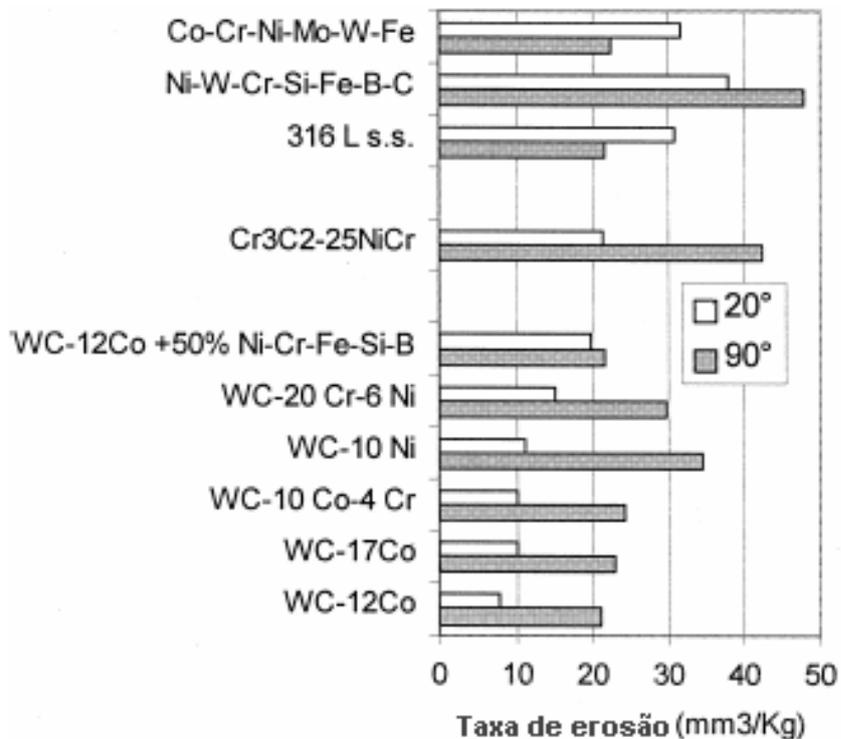


Figura 4-15: Taxa de erosão para diferentes revestimentos em função do ângulo de impacto (partículas de 50µm de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

Os mesmos autores observaram ainda que o aumento da concentração de carbeto e do ângulo de impacto geralmente propicia maior resistência à erosão dos revestimentos de WC para as três matrizes de cobalto investigadas. Entretanto, para baixos ângulos de impacto, o comportamento de três revestimentos à base de Ni foi diferenciado, isto é, o oposto ao que se observou para ângulos de 90°. É possível que a baixa energia de ligação entre a matriz de Ni e as partículas de WC no revestimento obtido por HVOF seja relevante. Portanto, uma maior concentração de carbeto entre 29 e 84% em volume pode tornar a superfície mais susceptível à fratura frágil, promovendo o desprendimento do WC pela alta energia de impacto do erodente. A Figura 4-16 mostra evidências de erosão por corte, formação de *platelets* e ocasionalmente remoção de carbeto individuais após a erosão do revestimento de WC-12Co.

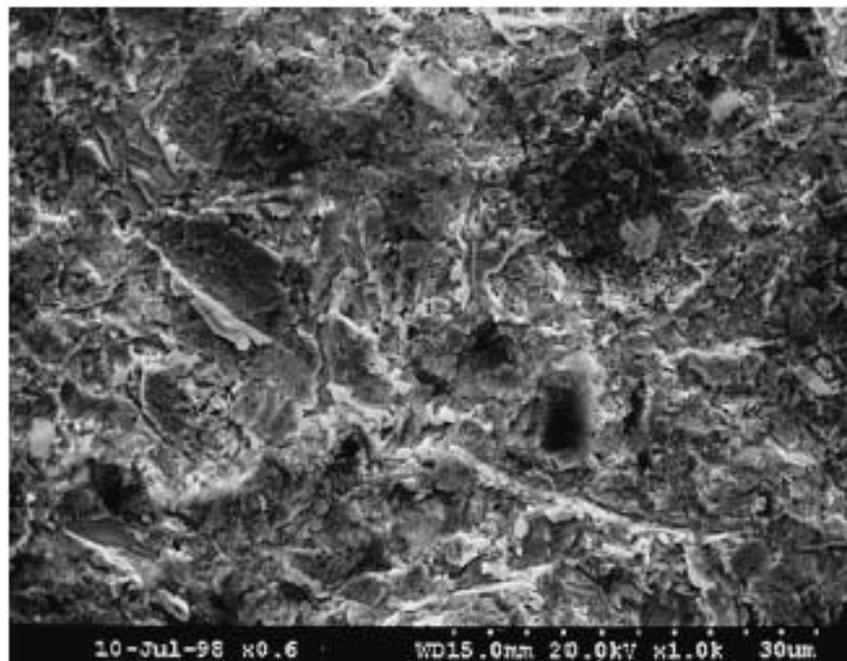


Figura 4-16: Microestrutura típica de um revestimento de WC-12Co após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50µm de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

4.2.2.3 Quantidade de fases duras (carbeto) nos revestimentos

A influência da quantidade de fases duras em revestimentos também foi investigada por Kulu e Pihl (2002). Estes autores observaram que no caso da erosão

a pequenos e médios ângulos de impacto, a taxa de desgaste diminui com o aumento da dureza, e mecanismos de micro-cortes são dominantes. A microestrutura preferencial apresenta uma maior quantidade de fase de carbeto, que deve ser superior a 50%. No caso de impactos próximos à normal, deve-se preferir uma microestrutura com maior quantidade de matriz dúctil, e quantidade de fases duras inferior a 50%.

Kulu *et al.* (2005) observaram que para revestimentos com similar porosidade (0,7 – 3%) o desgaste em altos ângulos de impacto resulta da fratura dos carbeto ou remoção de micro-partículas devido a um processo de fadiga de baixo ciclo. Já para baixos ângulos de impacto, os processos de micro-corte são dominantes na matriz metálica do revestimento. No caso de revestimentos com baixo conteúdo de ligante (fase metálica), processos de fratura e fadiga de baixo ciclo são dominantes. Baseado nisso, Kulu *et al.*(2005) sugerem um diagrama (Figura 4-17) apresentando a influência da quantidade de fase dura do revestimento pela taxa de desgaste dos revestimentos aspergidos termicamente.

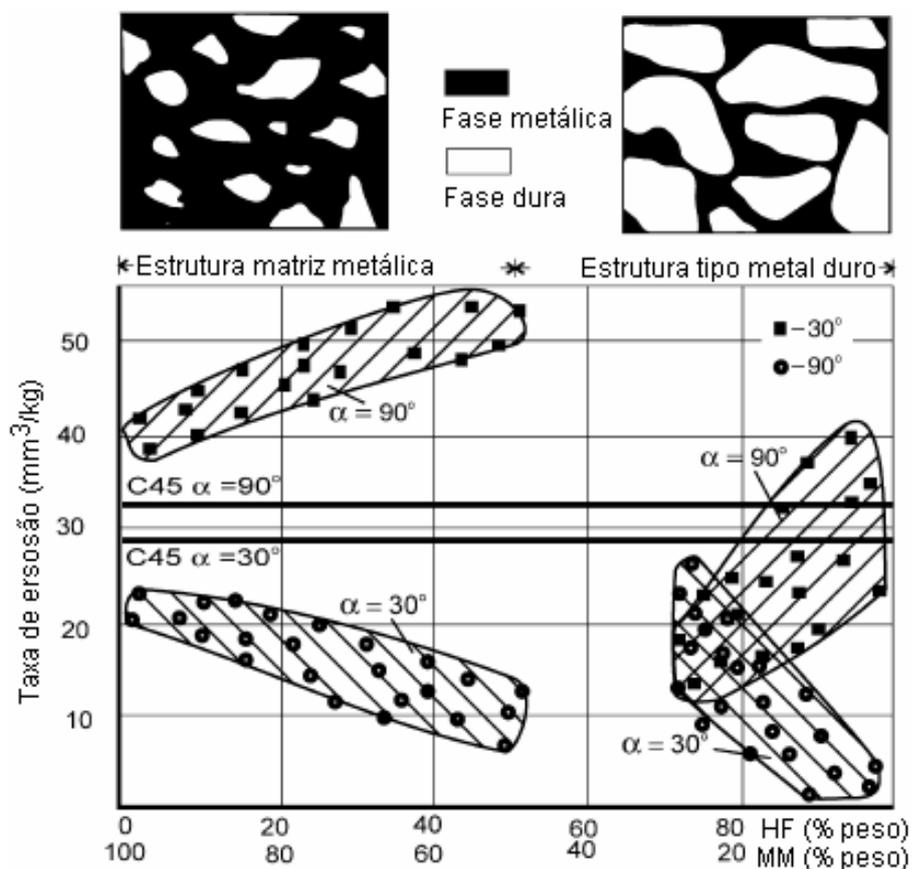


Figura 4-17: Taxa de erosão de partículas sólidas a temperatura ambiente em função do conteúdo de fase dura (HF)/matriz metálica (MM) (KULU *et al.*, 2005).

Através da Figura 4-17, fica claro que também no caso de baixos ângulos de impacto, a resistência ao desgaste cresce com o aumento na dureza (isto é, quantidade de fase dura) e o mecanismo de micro-corte é dominante. Assim, prefere-se uma estrutura com grande quantidade de fase dura. No caso do impacto normal, a estrutura com conteúdo médio de fase dura, mas com maior dureza, mostra a melhor resistência ao desgaste.

Kulu e Pihl (2002) sugeriram a Figura 4-18, resumindo as conclusões a que chegaram quanto à relação entre o ângulo de impacto das partículas erodentes e a microestrutura do revestimento que melhor se comporta diante da solicitação de erosão, em função da dureza do revestimento e quantidade de fase dura.

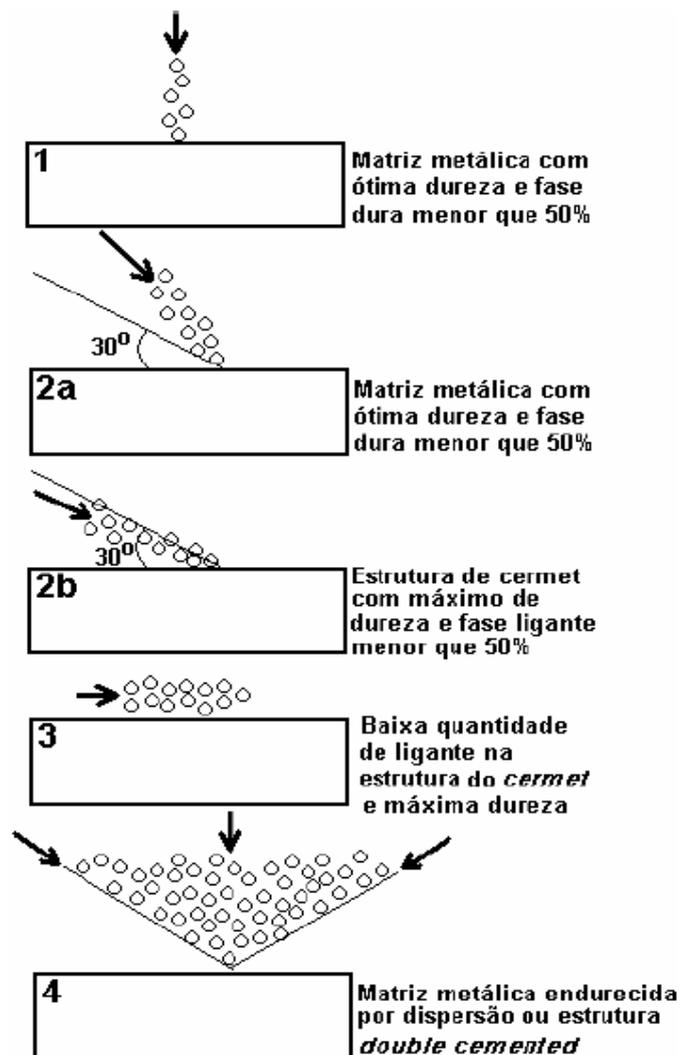


Figura 4-18: Estrutura otimizada para resistir ao desgaste erosivo em diferentes condições de ângulo de ataque (1) próximo a normal (90°), (2a) e (2b) oblíquo, (3) erosão tangente e (4) mistura de ângulos (KULU e PIHL, 2001).

4.2.2.4 Microestrutura do revestimento formada quando da deposição

Wang e Shui (2003) salientam que não apenas a quantidade de carbetos influencia o desgaste erosivo, como a microestrutura formada quando da deposição do cermet. Por exemplo, segundo estes autores, a distribuição de tamanhos dos pós a serem aspergidos também afeta a microestrutura formada quando da deposição, bem como o comportamento da erosão dos revestimentos. Investigando três revestimentos compósitos a base de pó, com distribuição de tamanho próxima (16 a 45 μm), estes apresentaram maior resistência à erosão do que os revestimentos aspergidos a partir de pós blendados, com maior distribuição de tamanhos (5 a 45 μm ou 5 a 80 μm). Entre os cinco pós blendados de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, aquele com distribuição de tamanhos mais larga teve a menor resistência à erosão.

Alguns outros pesquisadores também publicaram resultados similares, informando que revestimentos aspergidos de pós com uma distribuição de tamanhos próxima mostraram maior resistência à erosão que aqueles aspergidos com pós com maior tamanho de partículas. Comparando a microestrutura de diferentes revestimentos estes autores observaram que está evidente a maior resistência à erosão de cermets à base de WC e de alguns revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$. Esta tendência pode ser atribuída a sua estrutura lamelar fina, distribuição homogênea das fases duras como mostra a Figura 4-19c, bem como a elevada microdureza dos revestimentos. Na microestrutura de outros revestimentos de pós blendados e aspergidos a partir do cermet de Cr_3C_2 , existem grandes partículas de metal de NiCr distribuídas aleatoriamente e lamelas de tamanho grosseiro, as quais correspondem à menor resistência à erosão que o pó de compósito revestido e aspergido (Figura 4-19d) (WANG e SHUI, 2003).

Na investigação de superfícies revestidas e erodidas, bem como a seção transversal destas, pode-se apontar os possíveis mecanismos de desgaste erosivo. A Figura 4-19 apresenta imagens por MEV de amostras revestidas com cermet WC-17CoCr e $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ blendado, nas quais observa-se o trincamento e a morfologia lascada, indicando que ocorreram mecanismos de erosão frágeis (WANG e SHUI, 2003). Levy e Wang (1988) sugerem que quando o dano por erosão ocorre por

mecanismos de trincamento e lascamento e perda de pedaços, o tamanho do material extraído é determinado pelo tamanho das lamelas do revestimento.

Sugere-se que o trincamento ocorra primeiramente no contorno da lamela durante o impacto das partículas. Com o impacto contínuo de partículas, trincas radiais e laterais desenvolvem-se, levando à fratura e perda de material por lascamento (similar ao mecanismo de erosão em materiais frágeis). Finalmente, são formados vazios muitos pequenos e *pits*. Está evidente na Figura 4-20a e Figura 4-20b que o revestimento WC-17CoCr apresenta uma estrutura fina, com lamelas de pequenos tamanhos, as quais limitaram os tamanhos dos pedaços removidos pelo impacto de partículas, contribuindo para o baixo dano por erosão e uma morfologia superficial lisa. Em contrapartida, observa-se que o dano gerado na superfície do revestimento Cr₃C₂-NiCr blendado (

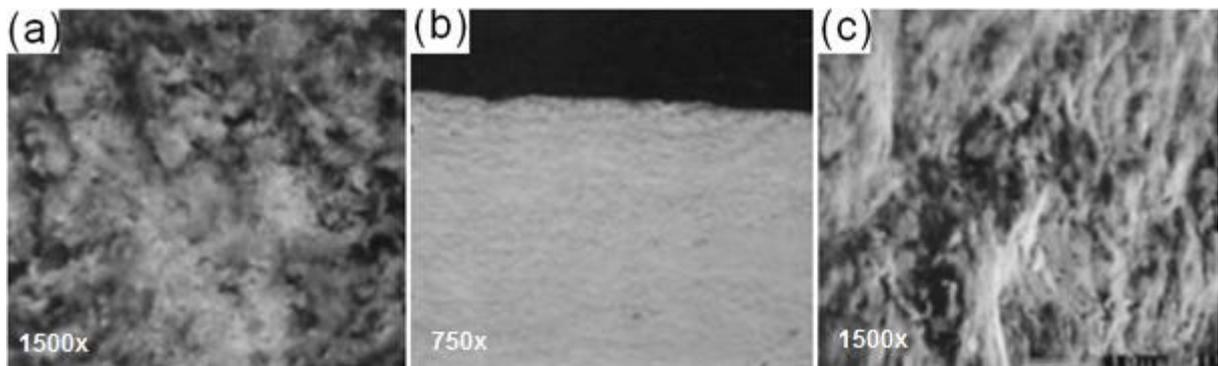


Figura 4-20c) foi mais agressivo, causando maior perda de material da superfície, porém pelo mesmo mecanismo observado para o WC-17CoCr.

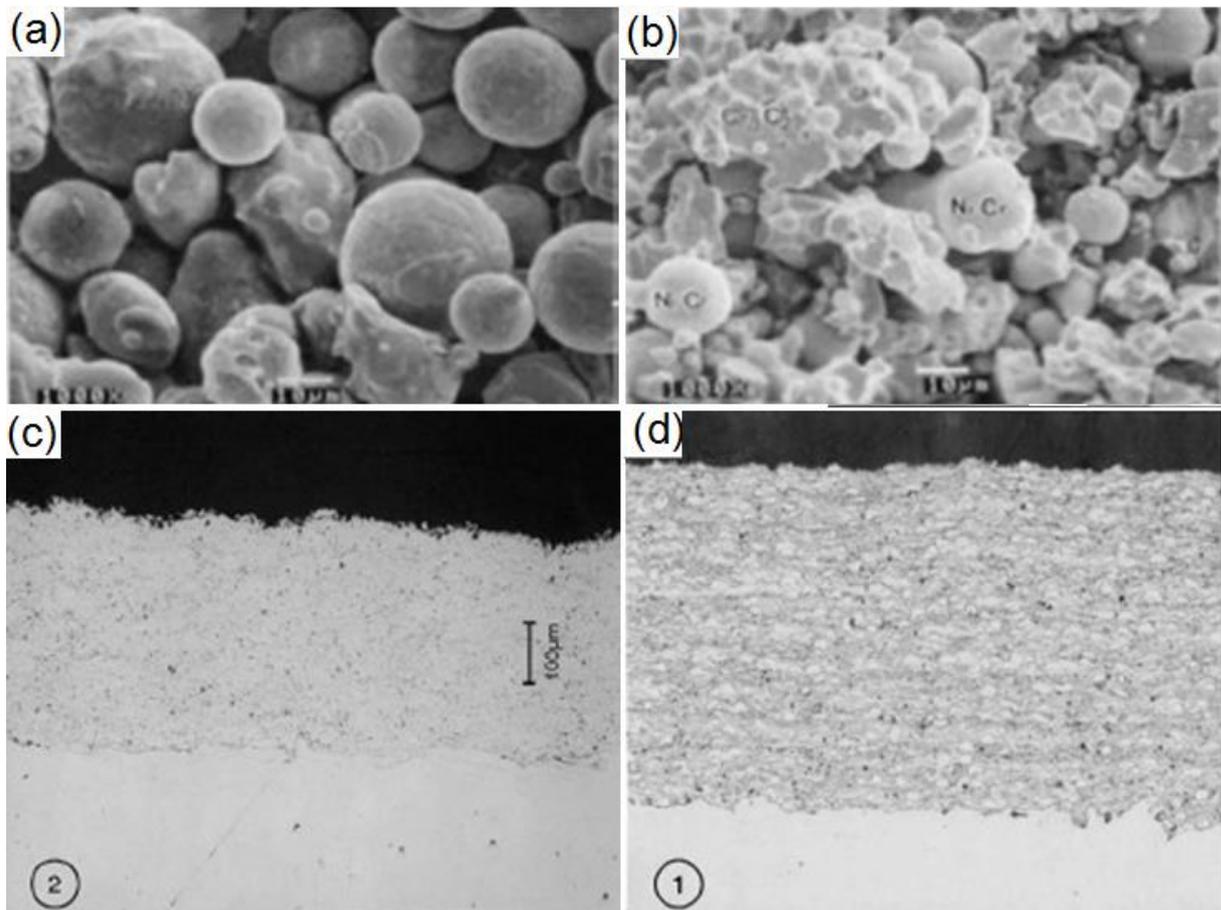


Figura 4-19: Imagem por MEV dos pós antes da aspersão térmica (a) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ – pó e (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ – blendado. Seção transversal dos revestimentos (c) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ – pó e (d) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ – blendado (WANG e SHUI, 2003).

O efeito do tamanho dos grãos de carbeto na matriz também deve ser avaliado, segundo Shetty *et al.* (1987). Foi estudada uma comparação da taxa de erosão de cermets WC-Co com três diferentes tamanhos de carbeto: $1,0\ \mu\text{m}$, $1,4\text{-}2,0\ \mu\text{m}$ e $2,8\text{-}3,7\ \mu\text{m}$. Os autores observaram que a taxa de erosão diminuiu fracamente com o aumento do tamanho do grão de carbeto. Entretanto, o intervalo de tamanhos de grãos de carbeto estudados e a variação na taxa de erosão com o tamanho dos carbeto são ambos pequenos e, portanto, a exata tendência do tamanho de grão de carbeto com a erosão não pode ser estabelecida.

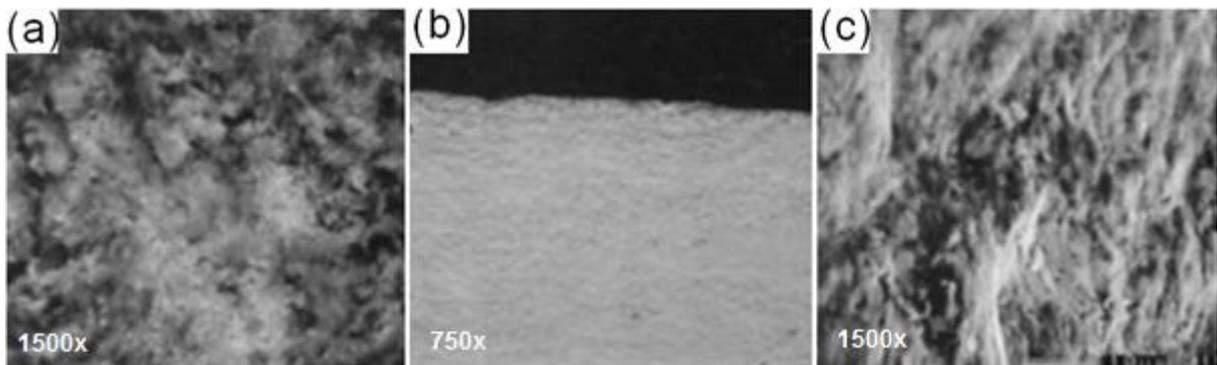


Figura 4-20: Imagens por MEV da: (a) superfície, (b) seção transversal do revestimento de WC-17CoCr e (c) superfície do revestimento Cr₃C₂-NiCr – blendado erodidos por cinza de carvão em ângulo de 30° a 300°C (WANG e SHUI, 2003).

4.2.2.5 Dureza do revestimento

Na investigação para definir os mecanismos responsáveis pela erosão em materiais cermets, a dureza é fator dominante (D'Errico *et al.*, 1997). Por exemplo, segundo Hawthorne *et al.* (1999), para revestimentos cermets em baixos ângulos de ataque há um aumento da resistência à erosão com o aumento da quantidade de carbetos. Pode-se constatar que para baixos ângulos de impacto a resistência à erosão aumenta com o aumento da dureza do carbetos, enquanto há uma situação oposta para os revestimentos metálicos.

Kulu *et al.* (2005) resumem bem a influência da dureza na resistência ao desgaste de revestimentos de cermets. Os autores observam que à temperatura ambiente, a dureza tem um grande efeito no desgaste de materiais pelo mecanismo de deformação plástica, enquanto que a tenacidade à fratura é um fator dominante no desgaste envolvendo a fratura frágil. Porém, outras propriedades estão envolvidas na determinação dos modos de desgaste erosivo de revestimentos cermets, como por exemplo, sua porosidade.

Kulu *et al.* (2001), Kulu e Veinthal (2000) observaram que para revestimentos depositados por HVOF em baixos ângulos de impacto (30°), o desgaste diminui com o aumento da dureza do revestimento, devido ao mecanismo de micro-corte dominante. Para ângulos de impacto elevados (90°), um aumento da dureza do revestimento até 700-800HV causa um aumento na taxa de desgaste. Para revestimentos de maior dureza (WC-Co – HVOF), um aumento na dureza do revestimento causa a diminuição da taxa de desgaste, devido ao domínio de

mecanismos de desgaste como fratura direta e fratura por fadiga de baixo ciclo. Esta dependência da dureza com o ângulo de impacto e taxa de erosão é apresentada na Figura 4-21.

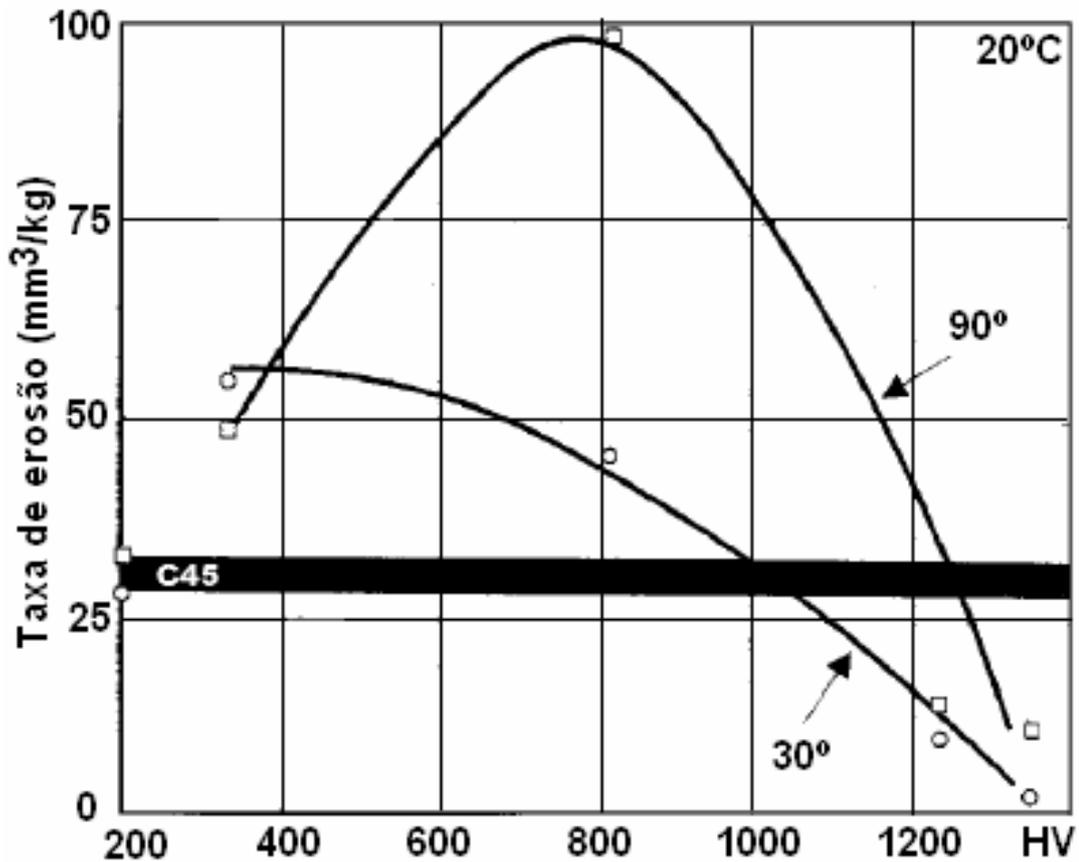


Figura 4-21: Dependência da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas (área escura significa o material de referência: aço 1045) (KULU e PIHL, 2001).

4.2.2.6 Temperatura do desgaste erosivo

O aumento da temperatura pode provocar mudanças nas propriedades mecânicas dos revestimentos, bem como no mecanismo de erosão dos mesmos e até uma possível oxidação.

A Figura 4-22 apresenta a superfície do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC-NiCrMo}$ erodida a 30° e 90° por partículas angulares de cinzas de carvão mineral, na temperatura de 300°C e velocidade de 60 m/s. O revestimento erodido a 30° mostrou um comportamento frágil, como pode-se observar por sua superfície trincada e

lascada

(

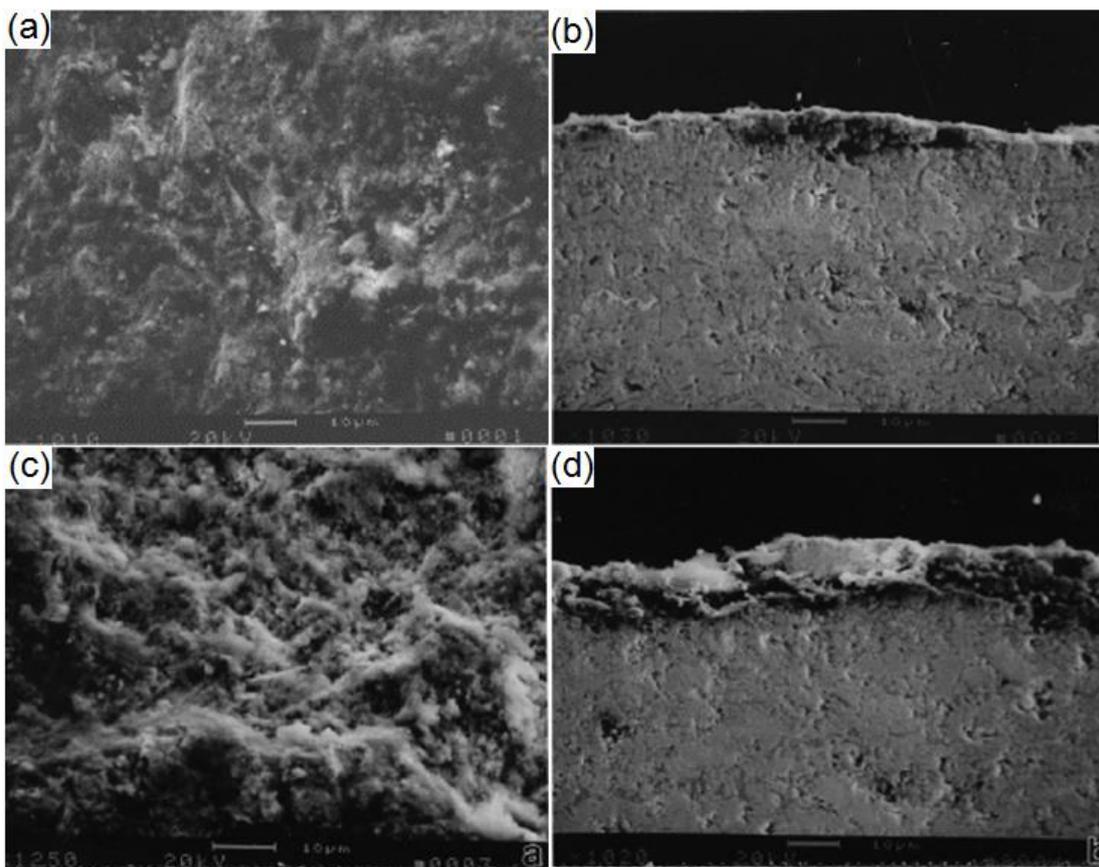


Figura 4-22a). Segundo os autores, através da análise da microestrutura em

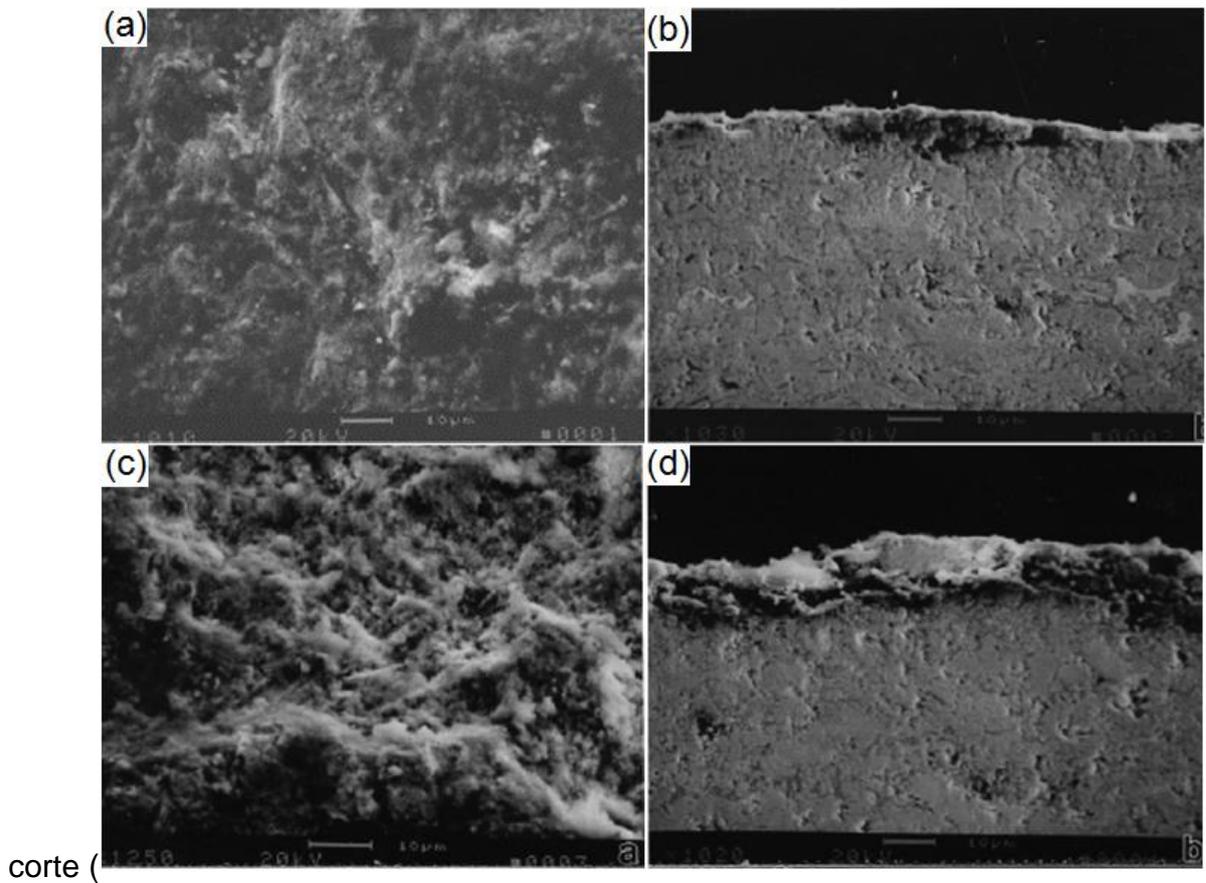


Figura 4-22b), é possível constatar a presença de trincas radiais e laterais, bem como a remoção de partes do revestimento. No revestimento erodido a 90° , nota-se uma morfologia fina, com incrustação de partículas de erodentes e pequenas trincas e lascamentos.

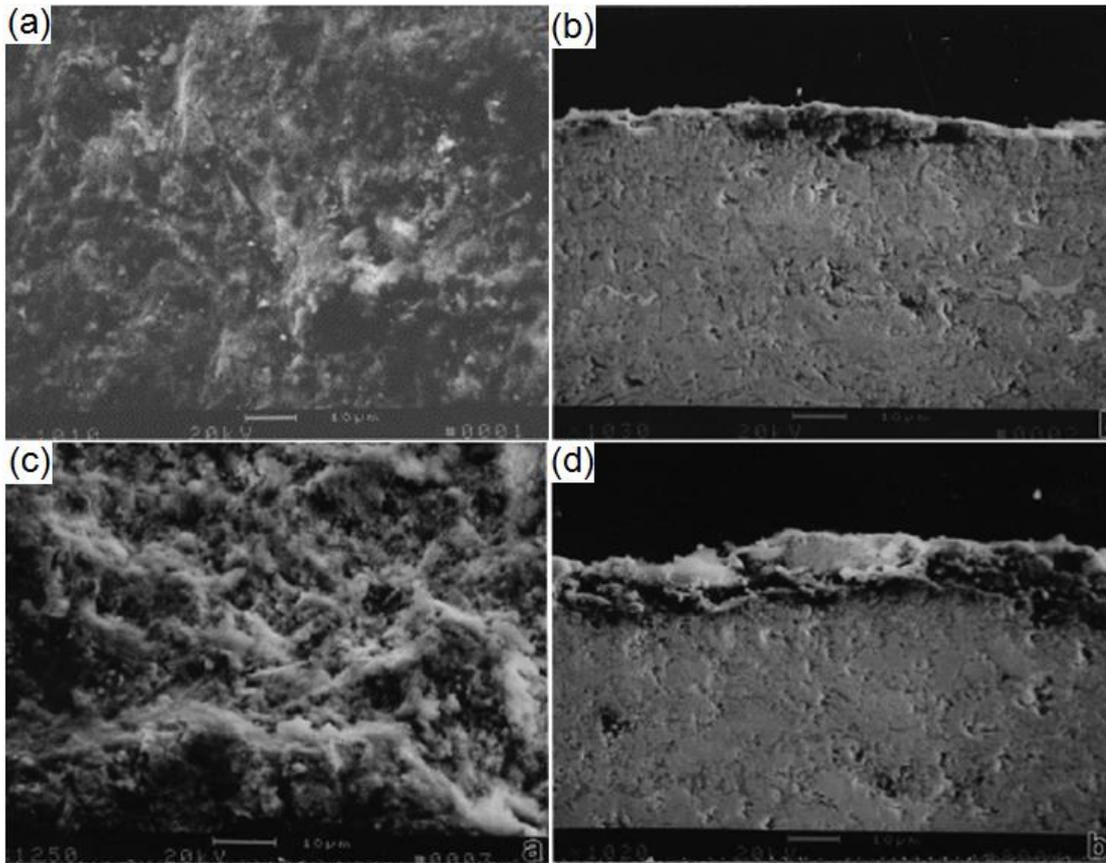


Figura 4-22: Microestrutura da superfície e seção transversal do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC-NiCrMo}$ erodido em ângulo de impacto de (a) e (b) 30° e (c) e (d) 90° , velocidade de 60m/s e temperatura de 300°C (WANG e VERSTAK, 1999).

Segundo Wang e Verstak, (1999), a oxidação do revestimento pôde ser constatada por análise por EDS, apresentadas na Figura 4-23, representada por uma camada de produto de oxidação na superfície do revestimento (Figura 4-23a). O revestimento com TiC foi erodido a 30° por partículas angulares de cinzas de carvão mineral, na temperatura de 750°C e velocidade de 60 m/s . Na Figura 4-23b, comparando-se o EDS do interior e da superfície do revestimento, encontra-se na superfície o produto de oxidação através do aumento da concentração de Ti, significando que mais Ti foi oxidado ou corroído nesta temperatura, segundo os mesmos autores.

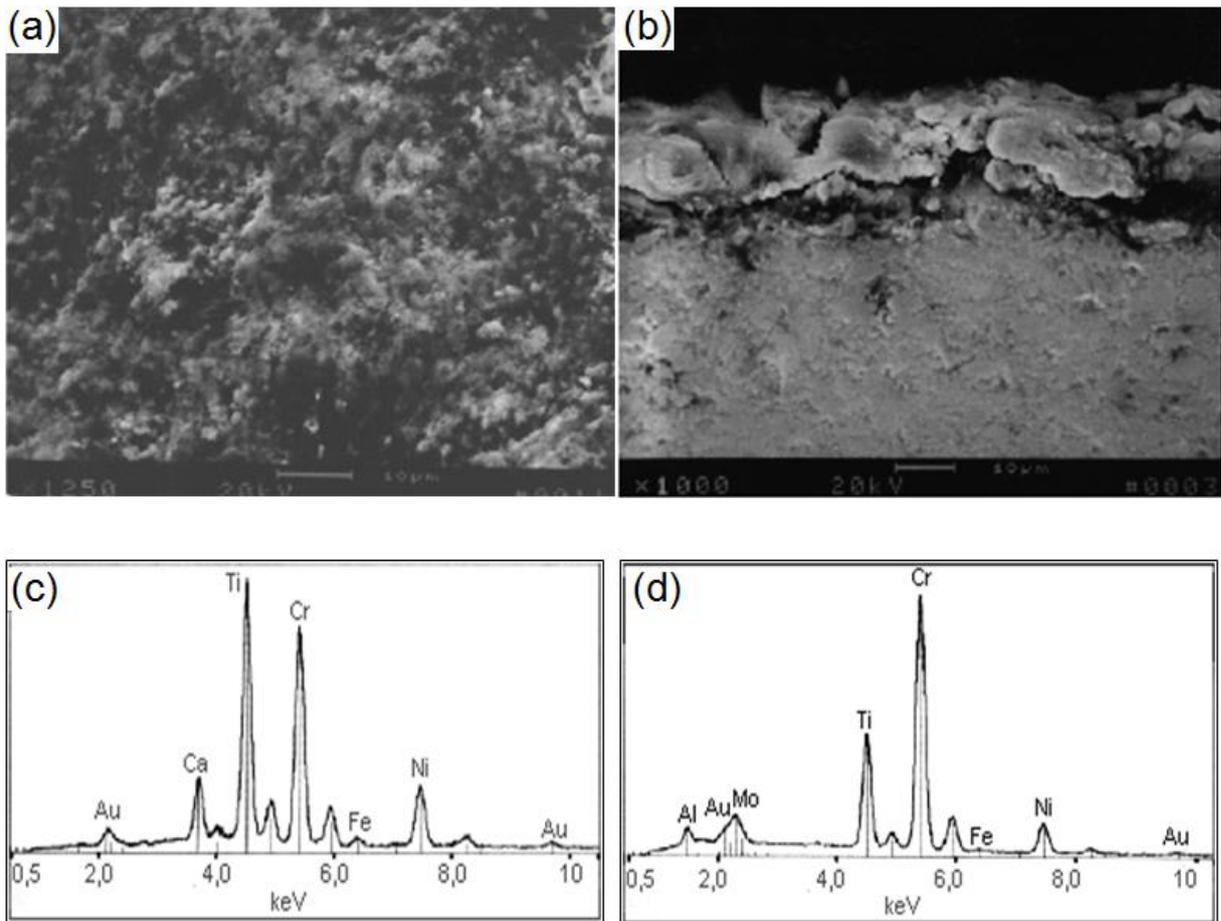


Figura 4-23: Microestrutura da (a) superfície e (b) seção transversal do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiC-NiCrMo}$ erodido em ângulo de impacto de 30° na temperatura de 750°C e análise por EDS (c) na superfície (oxidada) e (d) no interior do revestimento (sem oxidação) (WANG e VERSTAK, 1999).

Além da oxidação em temperaturas elevadas, Levy e Wang (1988) salientam a possível modificação do balanço energético, devido à modificação das propriedades do material alvo. Estes autores observaram que revestimentos com maior quantidade de metal suportavam mais o desgaste erosivo em temperatura elevada (500°C) para velocidades de 70m/s , isto porque o constituinte metálico dissipa a força de impacto das partículas pela deformação plástica e, então, reduz a taxa de erosão. Os dois materiais essencialmente frágeis, Cr_3C_2 e WCNiCrB , tiveram maior taxa de erosão para as menores velocidades devido a grandes lascamentos do material que foram arrancados de suas superfícies pelo grande tamanho e forma angular das partículas. A textura da superfície erodida foi proporcional à taxa de erosão, quanto mais grosseira a superfície, maior a taxa de erosão.

Kulu *et al.* (2005) compararam a taxa de erosão em temperaturas elevadas (700°C) de revestimentos obtidos por HVOF com a dureza. Estes autores verificaram que a taxa de desgaste diminui com o aumento da dureza do revestimento, em ambos, baixo e elevado ângulo de impacto (Figura 4-24). A resistência ao desgaste erosivo é menor para os revestimentos com menor dureza. O mecanismo de desgaste dos revestimentos em temperatura elevada difere daqueles à temperatura ambiente.

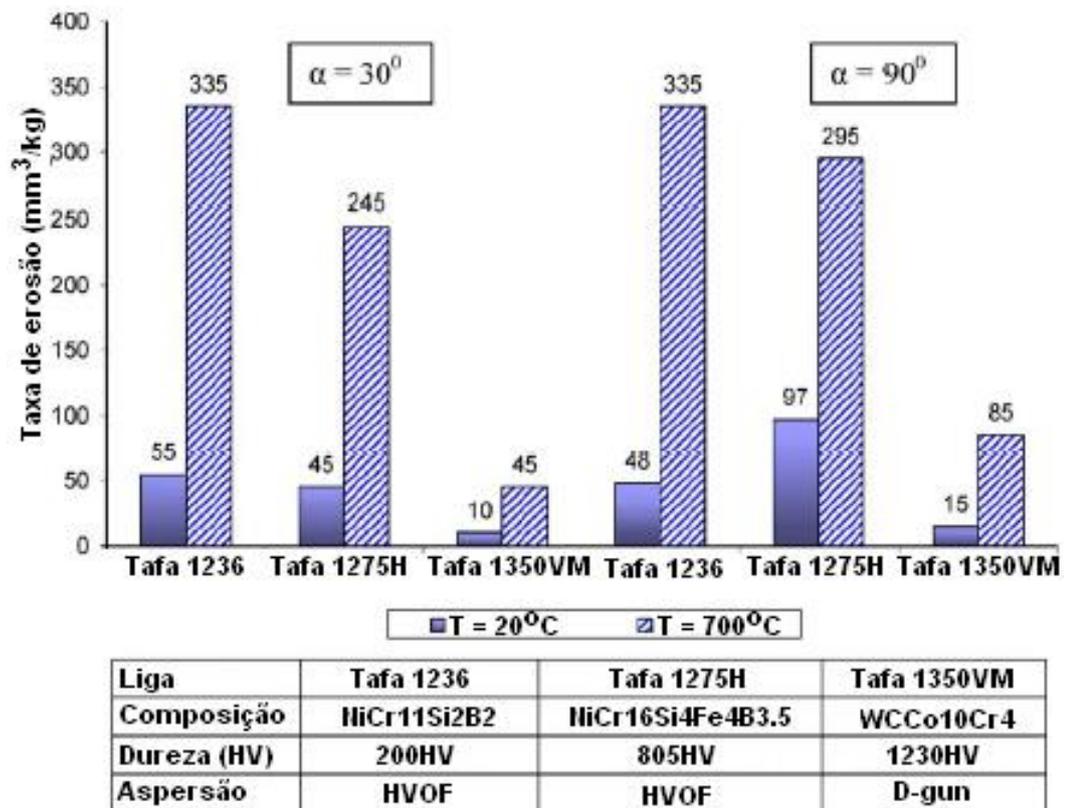


Figura 4-24: Taxa de erosão de revestimentos em função do ângulo de impacto e da temperatura (Kulu *et al.*, 2005).

A 700°C, o mecanismo de desgaste para ângulos de impacto de 30° e próximos a 90° são semelhantes. A partir da Figura 4-25, pode-se observar a erosão através do sulcamento das partículas erodentes no material alvo.

Em outra pesquisa, Kulu e Veinthal (2000) também observaram que em temperaturas elevadas (600 a 800°C) o mecanismo de desgaste erosivo é semelhante para ângulos de impacto de 30° e 90°, como é apresentado na Figura 4-26. Em ambas condições de desgaste, os autores constataram a erosão através de mecanismos de sulcamento pelo erodente, causando a remoção do material.

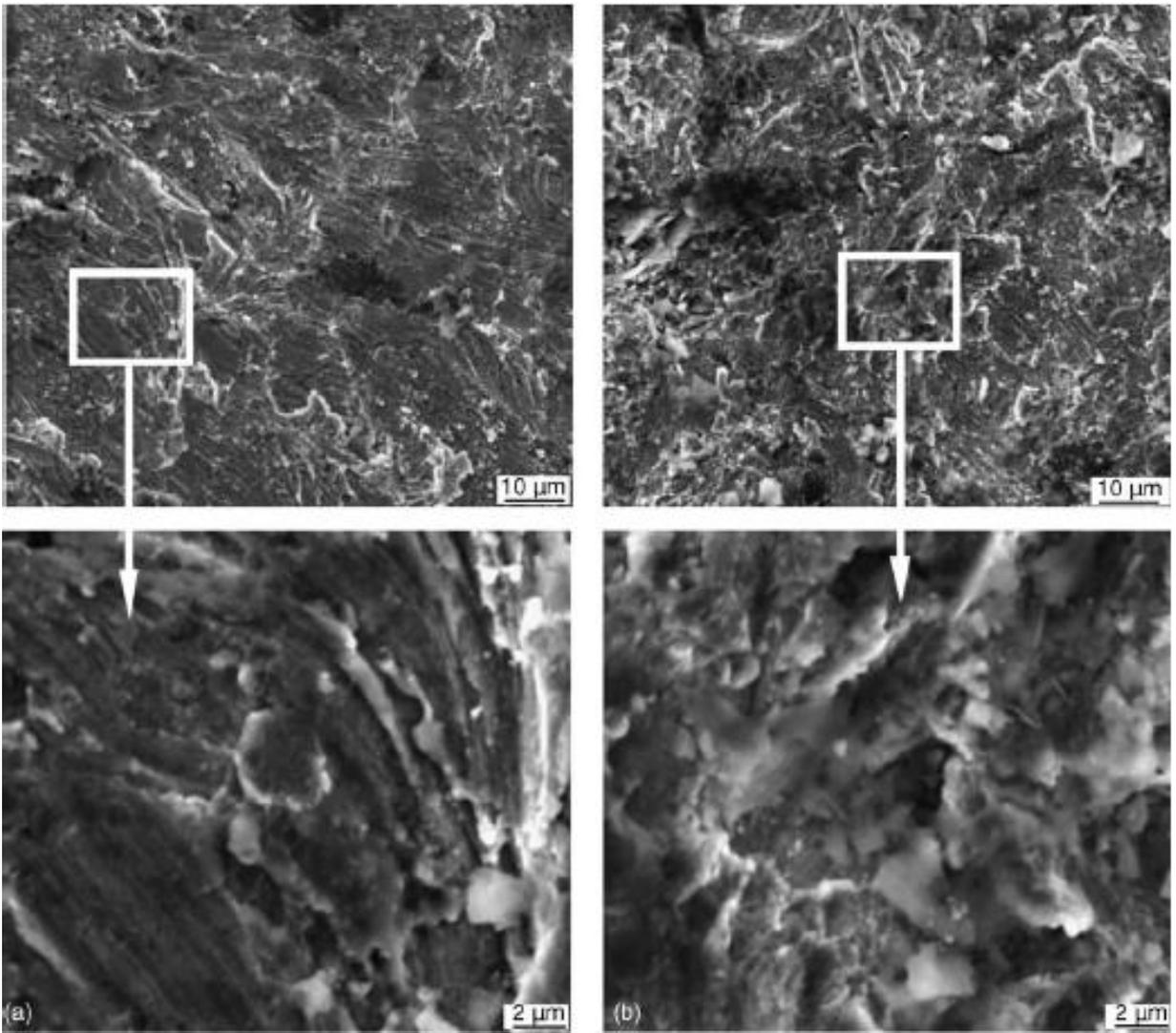


Figura 4-25: Revestimento NiCrSiB erodido na temperatura de 700°C em ângulo de impacto de (a) 30° e (b) 90° (Kulu *et al.*, 2005).

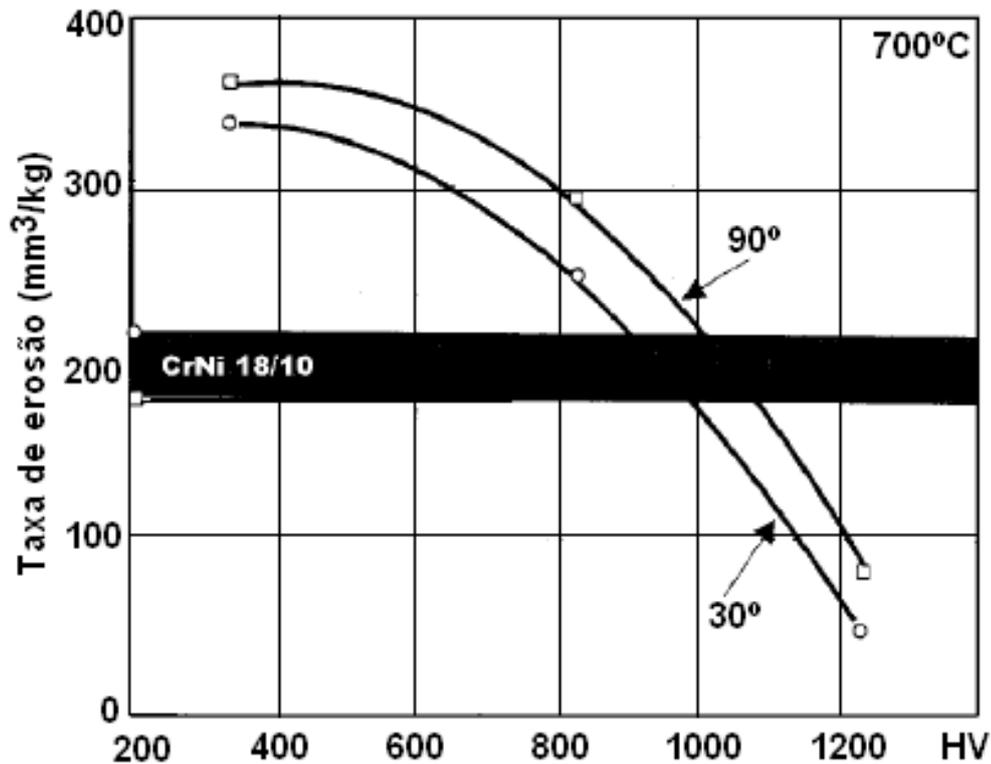


Figura 4-26: – Variação da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas para temperatura de 700°C (área escura significa o material de referência: aço inoxidável 18/10) (Kulu e Pihl, 2001).

4.3 Propriedades tribológicas de revestimentos nanoestruturados

A comparação entre a resistência ao desgaste de revestimentos de TiC-Ni nano e microcristalinos aspergidos termicamente utilizando a técnica de *vacuum plasma spray* (VPS) e HVOF foi realizada por Qi *et al.* [2006]. Os revestimentos realizados com HVOF tiveram menor resistência ao desgaste do que os revestimento produzidos por VPS, quando utilizando o mesmo pó nano e microcristalino. Isto foi evidenciado devido ao enfraquecimento da coesão entre as camadas como resultado de óxidos produzidos durante a aspersão por HVOF. Além disso, os revestimentos de HVOF nanocristalinos demonstraram menor resistência ao desgaste do que os revestimentos de HVOF microcristalinos por causa da maior concentração de óxido nas lamelas. Por outro lado, revestimentos de VPS nanocristalino tiveram uma resistência ao desgaste superior em comparação com revestimentos VPS microcristalinos.

A resistência ao desgaste de revestimentos nanoestruturados e convencionais aplicados por *plasma vacuum spraying* testados sob condições de atrito seco com

alumina foram investigadas por Zhu *et al.* [2001]. Sob as mesmas condições de carga, o revestimento nanoestruturado obteve melhores propriedades tribológicas em comparação com o revestimento convencional, incluindo uma maior resistência ao desgaste. O menor desgaste no revestimento nanoestruturado foi atribuído à maior dureza e a maior resistência à fratura. Além disso, os revestimentos nanoestruturados resultaram em grãos de WC mais finos em comparação com as revestimentos convencionais, os quais resultaram em grãos maiores de WC. Os grãos de WC mais finos não melhoram diretamente a resistência ao desgaste, esta foi atribuída à maior dureza do material em geral.

O comportamento de pós nano e micrométrico de Al_2O_3 aspergidos por *velocity suspension flame* foi examinado por Bolelli *et al.* [2010]. Usando o pó micro, os revestimentos produzidos tinham significativamente maior densidade e dureza, bem como a rugosidade menor em comparação com os revestimentos que foram produzidos utilizando os pós nanoestruturados. A superioridade do revestimento produzido usando o pó microestruturado foi devido às lamelas de tamanho similar que estavam distribuídas homogeneamente. Por outro lado, o revestimento produzido usando os pós nano tinham significativamente maior porosidade e menor propriedades mecânicas.

Roy *et al.* [2006] avaliou comparativamente o comportamento ao atrito em temperatura ambiente do revestimento convencional e nanocristalino de $Cr_3C_2-25(Ni_{20}Cr)$ aspergido termicamente. O coeficiente de atrito do revestimento nano cristalino era 20-30% menor do que o revestimento convencional. A redução do coeficiente de atrito no revestimento nanocristalino foi atribuído principalmente ao fato de que tinha 40% menos rugosidade e 20% a mais de dureza superficial. Adicionalmente, a perda de material do revestimento nanocristalino durante o teste de desgaste ocorreu por delaminação. Por outro lado, a perda de material no revestimento convencional ocorreu pela quebra das partículas devido a maciez da matriz.

Chen *et al.* [2002] analisou as propriedades tribológicas de revestimentos nanoestruturados de zircônia depositados por plasma *spraying*. A fim de avaliar adequadamente a influência da nanoestrutura, revestimentos convencionais e nanoestruturados foram produzidos e examinados. Avaliando a microestrutura do

revestimento nanoestruturado revelou que estes possuíam maior microdureza e densidade e nível de porosidade inferior em comparação com o revestimento convencional.

Testes de desgaste com uma carga leve de 20N resultou no desgaste abrasivo de ambos os revestimentos. No entanto, sob condições de carga alta de 80N, cada revestimento teve mecanismos de desgaste diferentes. Os revestimentos nanoestruturados sofreram deformação plástica com carga alta e com uma superfície de desgaste lisa. Também, como resultado de fratura por fadiga, apresentou microfissuras paralelas à direção de deslizamento. Por outro lado, o mecanismo de desgaste do revestimento convencional caracterizou uma desgaste descontínuo da superfície, indicando que o grau de deformação plástica do revestimento convencional foi menor do que o dos revestimentos nanoestruturados.

A superioridade das propriedades tribológicas do revestimento nanoestruturado foi resultado da microestrutura preferencial. Uma vez que o revestimento nanoestruturado consiste de partículas menores, o pó de alimentação da aspersão teve uma coalescência mais eficaz resultando em uma maior coesão entre as partículas do revestimento, que por sua vez melhorou a resistência ao desgaste e dureza. Pelo contrário, o aumento do tamanho e grau de porosidade nos revestimentos convencionais atuaram como pontos de concentração de tensão, o que resultou em menor resistência ao desgaste e propriedades tribológicas inferiores.

4.4 Efeito do tratamento térmico em revestimentos nanoestruturados

Park *et al.* [2007] examinaram as propriedades mecânicas e a evolução da microestrutura dos revestimentos nanoestruturados de WC-Co aspergidos por *gun spraying* após processo de tratamento térmico. Dois diferentes parâmetros de aspersão foram testados para produzir as amostras. Estas foram, então, tratadas termicamente em uma atmosfera de argônio até a temperatura de 900°C.

Por ensaio de microdureza Vickers, constatou-se que o tratamento térmico até 900°C aumentou a microdureza devido à presença de η -carbonetos. Por outro lado, um aumento da resistência à ruptura e resistência ao desgaste foi obtida com

tratamento térmico até 800°C, mas diminuiu após tratamento térmico a 900°C. A diminuição da resistência à fratura e a resistência ao desgaste, para temperaturas acima de 800°C, foi devido ao crescimento de carbonetos acima da faixa manométrica.

Wang *et al.* [2007] examinaram o comportamento ao choque térmico de revestimentos nanoestruturados e convencionais de Al₂O₃/13 %wt TiO₂ aplicados por *plasma spraying*. Foram produzidos três tipos de revestimentos: um convencional produzido a partir de pó disponível comercialmente e os outros derivados de matérias-primas de pó nanoestruturados.

Comparado com o revestimento convencional, os revestimentos nanoestruturados tiveram um aumento da resistência a adesão (*bonding strength*) e de microdureza. Além disso, a resistência ao choque térmico foi muito maior nos revestimentos nanoestruturados.

Lima e Marple [2008] examinaram as propriedades e efeitos de revestimentos de barreira térmica (TBC) nanoestruturados de zircônia estabilizada com ítria (YSZ) projetados para amenizar os efeitos da temperatura. Desde que YSZ foi usada como TBC em turbinas a gás, o tratamento térmico destas peças a 1400°C por 1, 5 e 20 horas foi estudado. Notou-se que o revestimento nanoestruturado tinha distribuição bimodal na microestrutura, como resultado das partículas parcialmente fundidas e resolidificadas de YSZ, bem como os aglomerados de nano poros incorporados no revestimento durante o processo de aspersão. Como resultado de uma maior área de superfície nos revestimentos nanoestruturados e diferentes taxas de sinterização, verificou-se que o aumento da porosidade após 20 horas de tratamento térmico a 1400°C chega a ser 3,5 vezes o nível de porosidade do revestimento convencional. As diferentes taxas de sinterização e de porosidade dos revestimentos nanoestruturados previnem o aumento do módulo de elasticidade e da difusividade térmica ao longo do tempo quando submetidos a temperaturas elevadas

Rabizadeh *et al.* [2001] investigaram os efeitos do tratamento térmico em nano-revestimentos de níquel fósforo (Ni-P). Quando o tratamento térmico foi realizado em 200°C, notou-se que a dureza diminuiu como resultado da fragilização por hidrogênio e houve um alívio da tensão interna. No entanto, o aumento da temperatura de tratamento térmico, entre 200°C e 600°C produziu valores de dureza

significativamente mais elevadas. O aumento da dureza deve-se a precipitação de fosfetos de níquel (Ni_3P). Além disso, houve um aumento da resistência à corrosão, com o tratamento térmico da peça a 600°C .

Yu *et al.* [2010] examinou a estabilidade térmica de TBC nanoestruturados de $\text{Al}_2\text{O}_3/13 \text{ wt\%}$ e $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3/8 \text{ wt\%}$. Os revestimentos foram produzidos por *air plasma spray* sobre substratos de aço inoxidável. Verificou-se que o aumento do tempo de tratamento de recozimento de 25 para 300 h resultou num aumento do tamanho de grão do ZrO_2 de 63 para 120 nm. Além disso, a presença de nano partículas de Al_2O_3 formando uma estrutura intragranular que delimita o grão de ZrO_2 e inibe seu crescimento. Além disso, sinterização a 1100°C durante 300 h, resultaram em redução da porosidade, como resultado do crescimento dos grãos e da precipitação de Al_2O_3 .

Kim *et al.* [2007] examinou os efeitos do pós-tratamento térmico na resistência ao desgaste dos revestimentos nanocompósitos de WC-Co aspergidos termicamente. Os revestimentos foram produzidos utilizando o processo de HVOF. Consequentemente, o tratamento térmico foi realizado a temperaturas na faixa de 400 a 1000°C . Antes do tratamento térmico, os resultados de XRD indicaram que o revestimento consistia principalmente de WC e W_2C . O tratamento térmico na faixa de 400 a 600°C não resultou na transformação de fase e não influenciou a resistência ao desgaste. Por outro lado, o tratamento térmico na faixa de 600 a 800°C resultou na transformação de fase de WC e W_2C para η -carbonetos, tais como $(\text{W,Co})_{12}\text{C}$ e $(\text{W,Co})_6\text{C}$. Além disso, a resistência ao desgaste aumentou em 45% e a dureza aumentou também. Inversamente o tratamento térmico a 1000°C resultou na completa transformação de WC para η -carbonetos e W metálico. Além disso, a superfície do revestimento apresentou fissuras devido a temperatura elevada de tratamento térmico.

Os efeitos do tratamento térmico em TBC foram investigados por Wang *et al.* [2007]. Os revestimentos de zircônia estabilizada com ítria (YSZ) (8% Y_2O_3 zircônia parcialmente estabilizada) foram produzidos usando *air plasma spray*. Seguindo o processo de revestimento, o tratamento térmico foi realizado a temperaturas na faixa de 600 a 1150°C , por períodos que variam de 15 a 300 h. Um aumento do tamanho de grão de 57 para 188 nm foi observada quando a temperatura foi aumentada. Além disso, observou-se uma energia de ativação baixa no estudo. A existência de micro

poros e o mecanismo de coalescência de grãos foram as razões por trás da energia de ativação baixa.

5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Figura 5-1 apresenta um fluxograma do trabalho experimental.

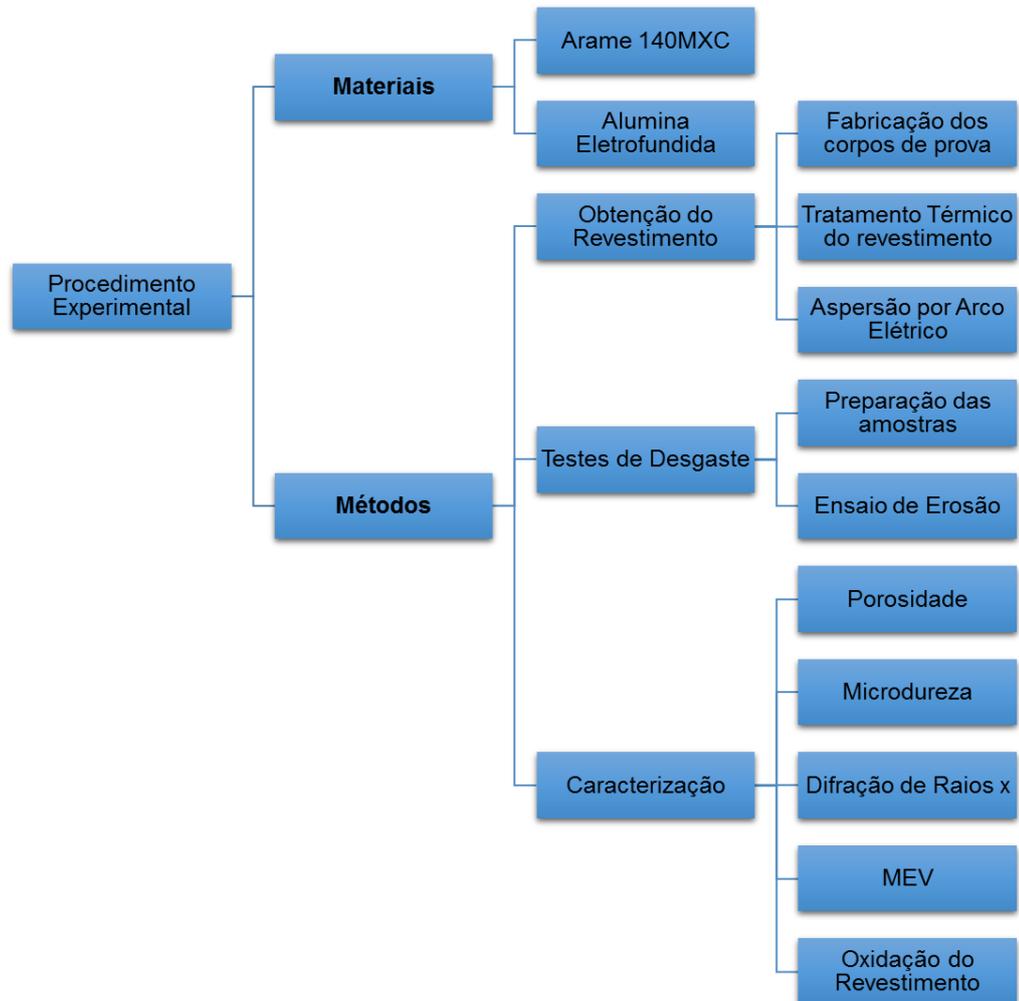


Figura 5-1: Fluxograma do trabalho experimental

4.5 MATERIAIS

4.5.1 ARAME PARA OBTENÇÃO DE REVESTIMENTOS

O arame utilizado neste trabalho é um arame comercial produzido pela empresa Praxair Surface Technologies Inc, sob o nome de 140MXC *Nano Composite Wire*, utilizado com o objetivo de produzir um material com características superiores

ao que tange ao desgaste, corrosão e oxidação. A Figura 5-2 apresenta, esquematicamente, o sistema de produção do arame, destacando a diferença entre o material do centro do arame e o seu invólucro.

Segundo o fabricante o arame é uma liga metálica amorfa com alta concentração de metais de transição dissolvidos na microestrutura. Quando aspergido, uma matriz amorfa se forma contendo precipitados de carbeto de boro nanoestruturado.

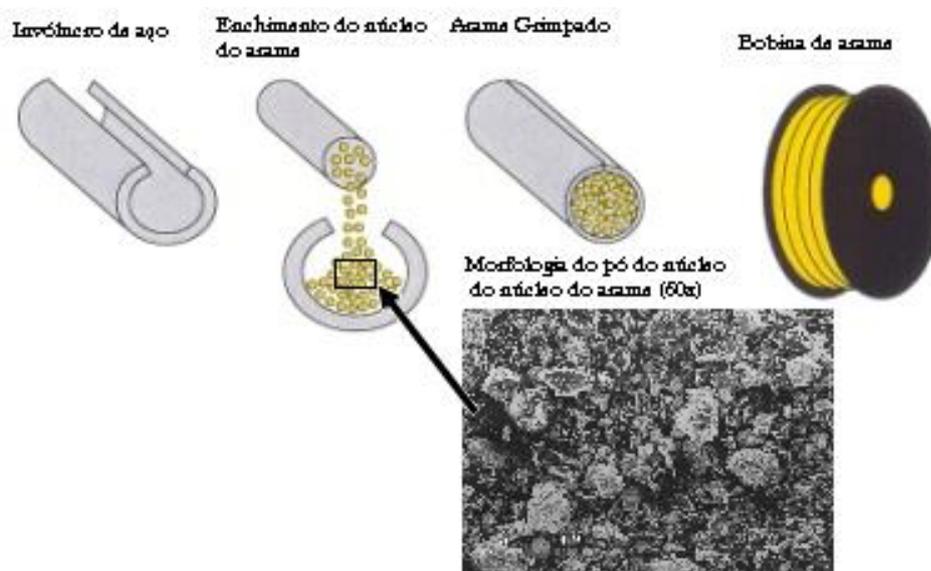


Figura 5-2: Diagrama esquemático do sistema de obtenção do arame FeNbCrW. (Nanosteelco.com). No detalhe, MEV da morfologia do pó do núcleo do arame, aumento de 60x.

O arame utilizado tem um diâmetro de 1,6 mm e composição química descrita pelo fabricante conforme a Tabela 5-1.

Tabela 5-1: Composição química do arame utilizado para a aspersão do revestimento (Praxair Surface Technologies Inc).

Elemento	% Nominal
Cromo	< 25
Tungstênio	< 15
Nióbio	< 12
Molibdênio	< 6
Boro	< 5
Carbono	< 4
Manganês	< 3

Silício	< 2
Ferro	Balanço

4.5.2 ERODENTE: ALUMINA ELETROFUNDIDA

Como erodente foi empregado uma alumina eletrofundida de cor marrom pela presença de TiO₂. Este erodente é tido como de maior resistência ao impacto no jateamento do que a alumina branca. Esta alumina é fabricada pelo processo Bayer e a eletrofusão do óxido em forno elétrico tipo Higgins, no qual é produzido um bloco que é então cominuído, definindo a distribuição de tamanho e a morfologia dos grãos. Apresenta ponto de fusão de 2050°C e dureza de 1720HV.

Foi efetuada a análise química do erodente, através da microsonda acoplada ao MEV (JEOL, modelo JSM-5800), apresentada na Figura 5-2, pela qual pode-se observar picos resultantes da presença de compostos de Ca e Ti além de Al na amostra de erodente. Observa-se também picos da presença da Pt utilizada na metalização das peças para tornar a superfície condutora.

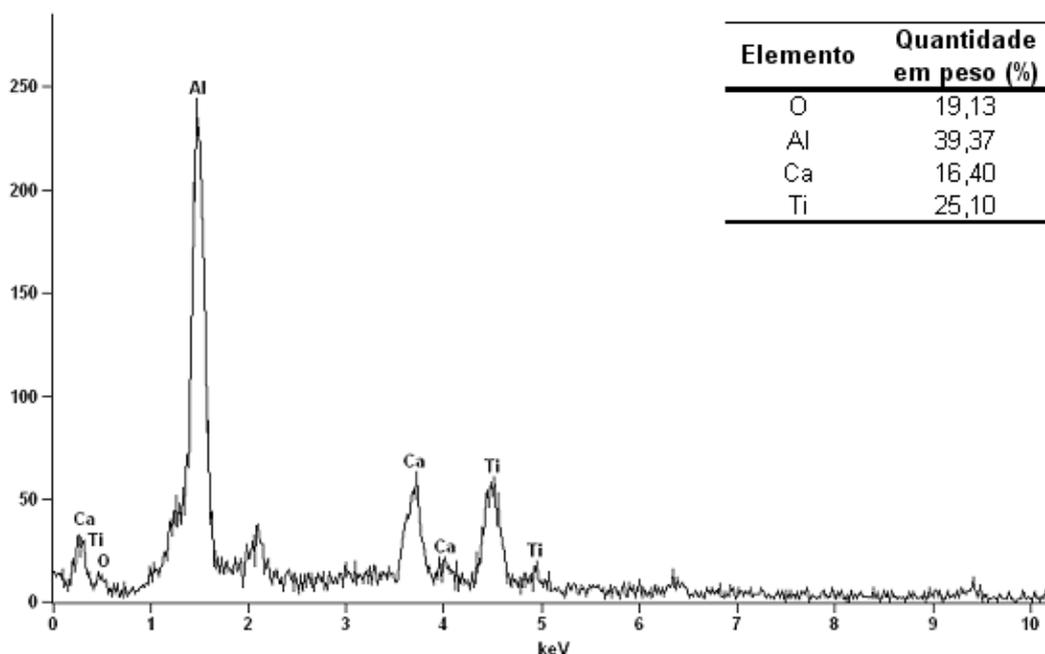


Figura 5-3: Composição química do óxido de alumínio marrom utilizado como erodente. No detalhe composição quantitativa dos elementos formadores deste.

4.5.2.1 Distribuição granulométrica

A Figura 5-4 e a Tabela 5-2: Análise granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida. Tabela 5-2 apresentam dados da distribuição granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida utilizada neste trabalho como erodente.

Pode-se observar também através da análise da Figura 5-4 uma distribuição unimodal das partículas, com tamanho médio de aproximadamente 306 μm .

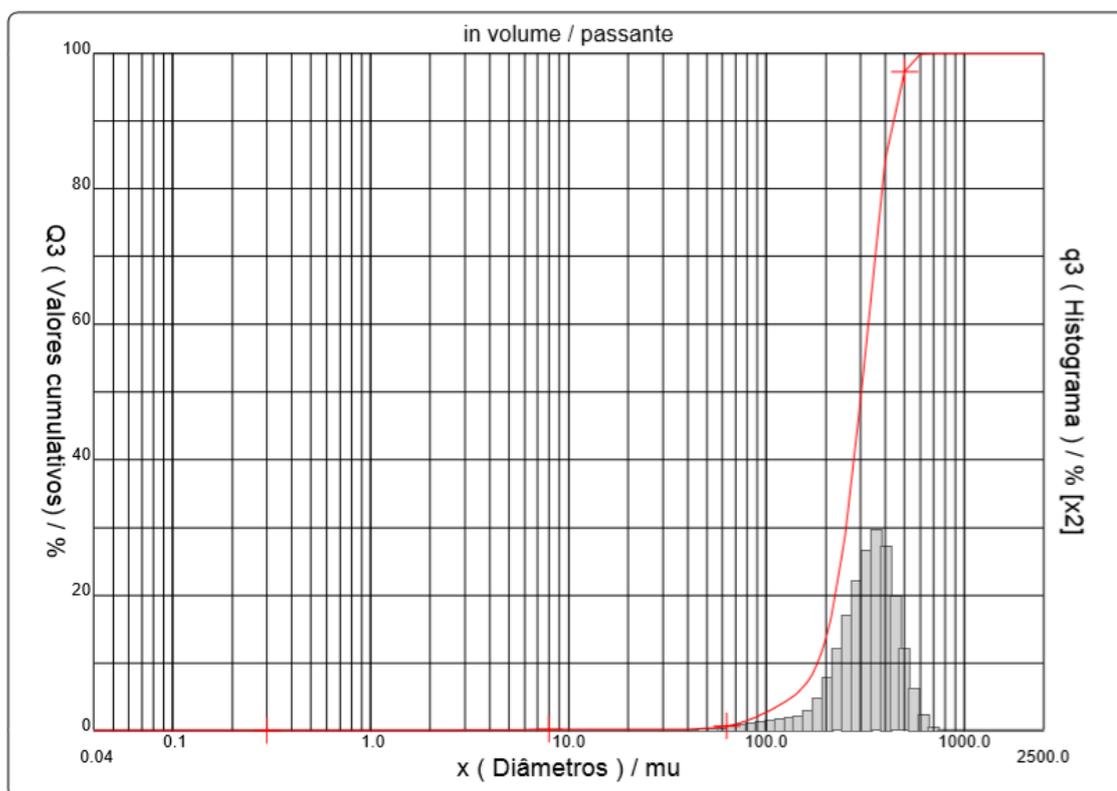


Figura 5-4: Distribuição granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida. O tamanho médio de grão é de 306 μm .

Tabela 5-2: Análise granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida.

Matéria-prima	D ₁₀ (μm)	D ₅₀ (μm)	D ₉₀ (μm)	D _{médio} (μm)
Alumina eletrofundida	181,3	302,8	440,7	306,5

4.5.2.2 Morfologia do erodente

A Figura 5-5 apresenta a morfologia da alumina eletrofundida utilizada como erodente neste trabalho. A partir da análise desta imagem observa-se que o erodente é constituído de partículas irregulares, angulares com uma variação no tamanho, isto é uma distribuição de tamanhos.

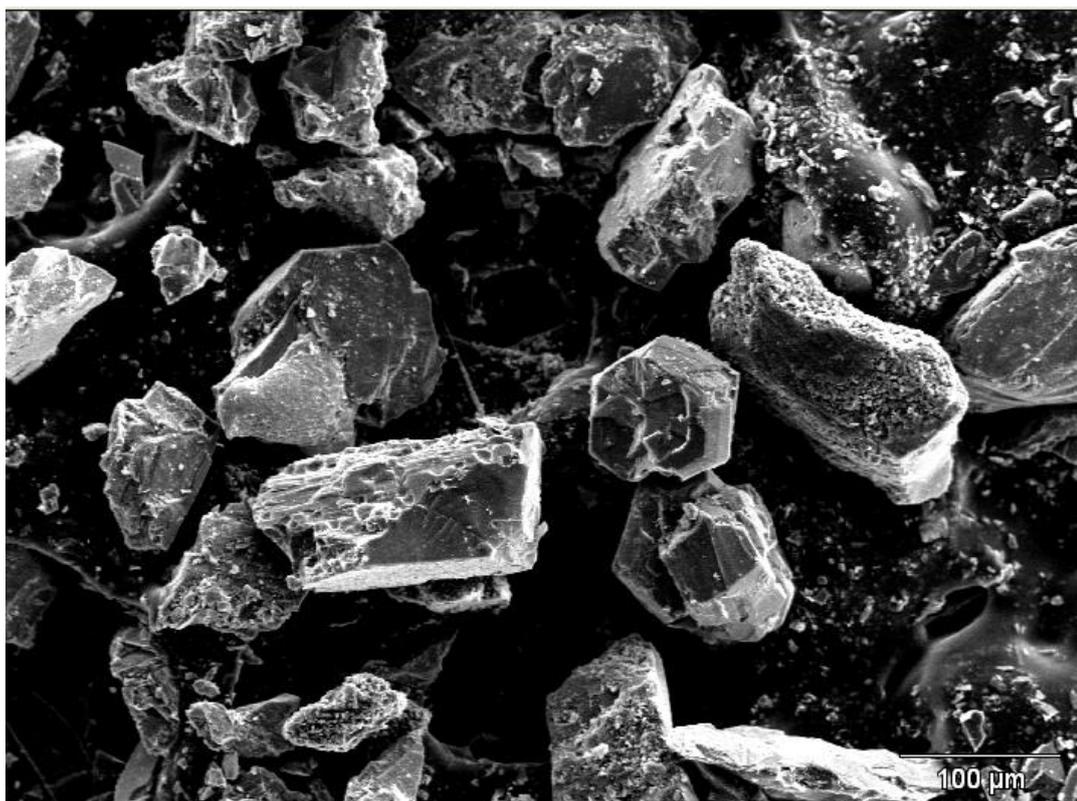


Figura 5-5: Morfologia da alumina eletrofundida marrom utilizada como erodente. Aumento de 200x.

4.6 MÉTODOS

4.6.1 OBTENÇÃO DOS REVESTIMENTOS

4.6.1.1 Fabricação dos Corpos-de-Prova

A fabricação dos corpos-de-prova para serem revestimentos por aspersão térmica envolveu a sequência de etapas de preparação do substrato, aspersão, caracterização e preparação de corpos-de-prova para o ensaio de erosão.

Os corpos-de-prova constituíram-se de um revestimento aplicado sobre um substrato de aço inoxidável AISI 310, Figura 5-6. Para o controle da temperatura durante o ensaio de erosão, foi feito no corpo-de-prova um orifício na face oposta ao revestimento, onde foi inserido um termopar. Foi feito um jateamento com microesferas abrasivas de aço para aumentar e padronizar a rugosidade superficial antes da aspersão térmica. Após, a superfície do corpo-de-prova foi limpa com ar comprimido, com o objetivo de afastar resíduos decorrentes do jateamento e então aplicada uma camada base.

A camada base foi aplicada por *Wire flame spray* (aspersão de arame por chama), utilizando um arame de Ni-4Al, na superfície preparada do substrato com a função de fornecer ancoramento mecânico, visto que este corresponde a um dos principais mecanismos de adesão entre o substrato e o revestimento a ser depositado.

Para a obtenção dos revestimentos, os corpos-de-prova foram fixados em um suporte cilíndrico que permitiu a produção seriada dos revestimentos. A deposição foi feita em uma cabine com exaustão forçada e proteção acústica, para reduzir os efeitos prejudiciais do revestimento emanado e do som produzido durante a aspersão.

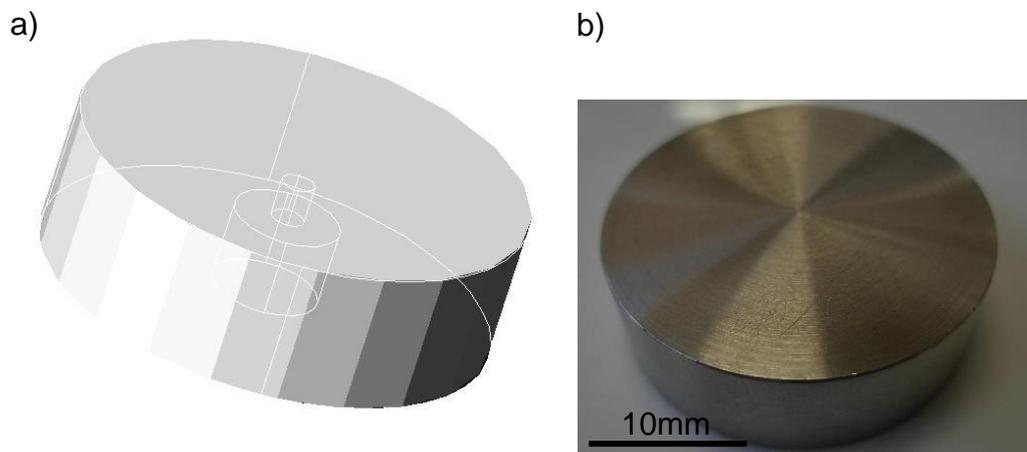


Figura 5-6: a) Desenho esquemático do substrato a ser empregado como suporte na obtenção dos revestimentos. b) Superfície do substrato de aço AISI 310.

4.6.1.2 Parâmetros de Aspersão

Os revestimentos foram aspergidos termicamente através do processo a arco elétrico (*Arc Spraying*) empregando-se o sistema TAFE *Model* 8830 fabricada pela

empresa americana TAFE. Este equipamento pode atingir até 350 A e utiliza arames contínuos de 1,6 mm a 2,0 mm de diâmetro, podendo ser condutores sólidos ou tubulares. Os parâmetros de deposição utilizados no processo basearam-se no catálogo da empresa fabricante do arame e estão descritos na Tabela 5-3. Os corpos-de-prova foram aspergidos por braço robótico pela empresa Rizeza S/A localizada em São Leopoldo-RS.

Tabela 5-3: Níveis usados na deposição do revestimento.

Parâmetros	Valores
Tensão (V)	32
Corrente (A)	175
Espessura do revestimento [μm]	200
Pressão do Ar [psi]	75
Distância de Aspersão [mm]	100

4.6.1.3 Tratamento Térmico do Revestimento

As amostras foram tratadas termicamente em um forno tubular (Figura 5-7) em temperatura de 750°C por 2h e em seguida as amostras foram deixadas em temperatura ambiente sem ar forçado ou têmpera.



Figura 5-7: Equipamento para tratamento térmico das amostras

Esta temperatura foi escolhida para assemelhar-se as condições de equipamentos rotativos, tais como turbinas a gás, que operam a 750°C e também devido a temperatura testada pelo fabricante da liga onde ocorre a desvitrificação desta (Figura 5-8).

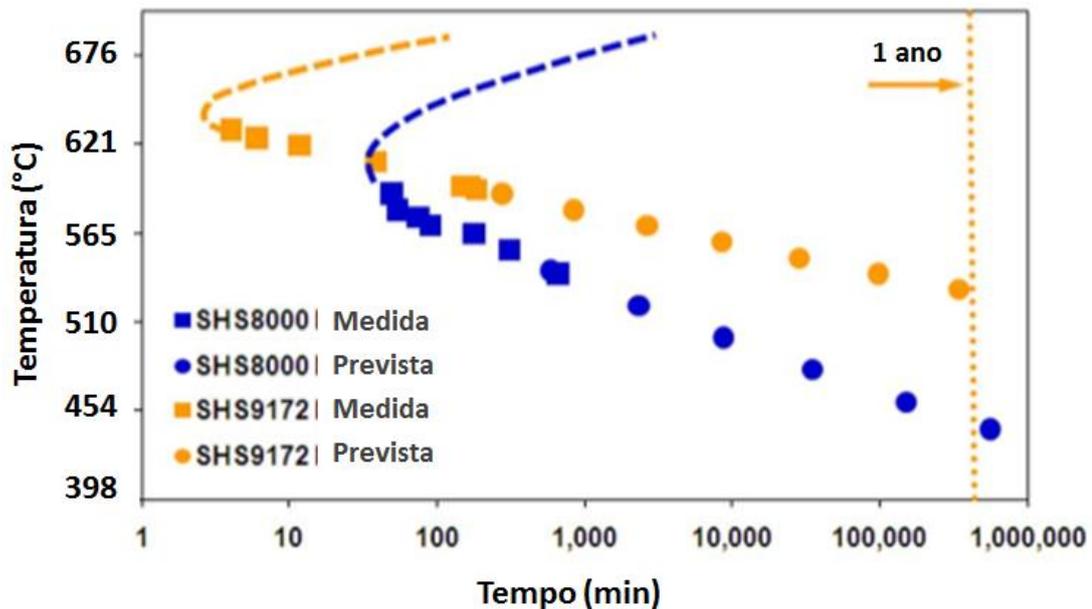


Figura 5-8: Diagrama TTT para a liga 140mxc (SHS9172) (BRANAGAN, 2010)

Após o ensaio para fins de identificação as amostras foram nomeadas como:

CTT - Amostras com Tratamento Térmico;

STT – Amostras sem tratamento térmico do revestimento.

Não foi possível mensurar, por balança analítica, a oxidação do revestimento após o tratamento térmico e foi descartado para fins de comparação do desgaste erosivo.

4.6.2 TESTES DE DESGASTE

4.6.2.1 Equipamento de Desgaste

O equipamento é composto basicamente por um forno de pré-aquecimento de ar, um sistema de alimentação de partículas erodentes, um sistema venturi – acelerador de partículas e o forno para os ensaios. A Figura 5-9 apresenta genericamente o equipamento utilizado para os ensaios de erosão.

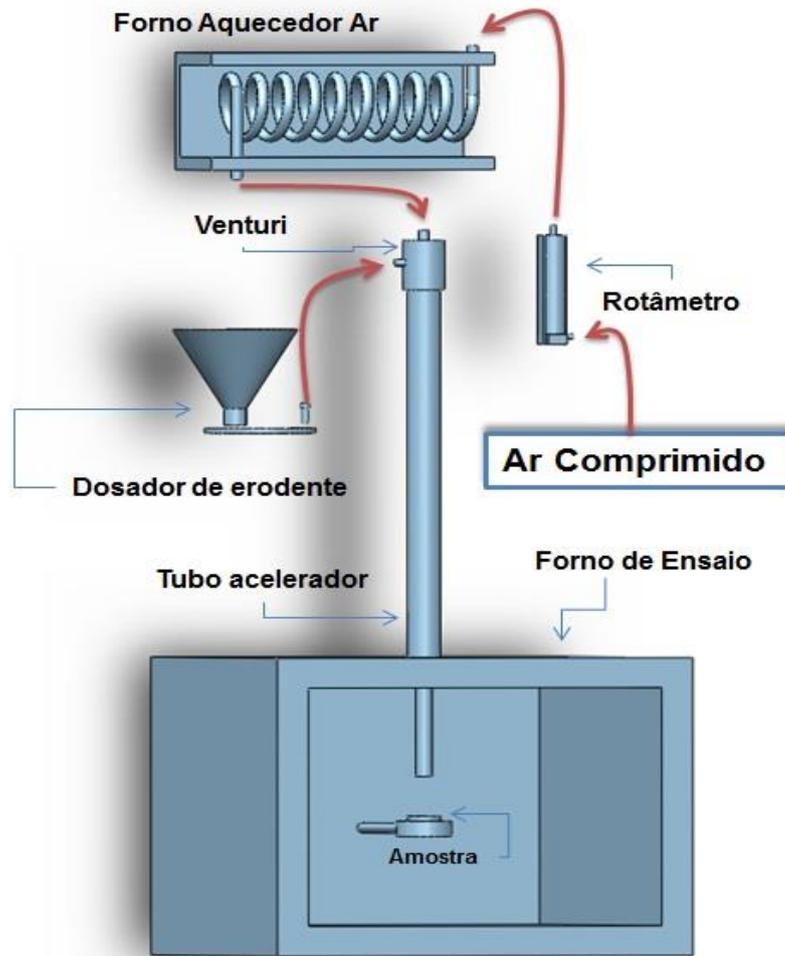


Figura 5-9: Equipamento para ensaios de desgaste erosivo a diferentes temperaturas destacando as partes principais.

4.6.2.2 Ensaio de Erosão

Para avaliação dos revestimentos em relação à resistência ao desgaste erosivo foi observada a perda de massa do revestimento por massa de material erodente (alumina eletrofundida) que incidiu sobre a superfície revestida. Foram realizados ensaios de erosão nas temperaturas de 25 e 600°C, ângulos de incidência do material erodente de 30 e 90 graus e velocidade de incidência do material erosivo de 50m/s.

Antes do ensaio de erosão, a superfície revestida dos corpos-de-prova foi lixada (lixa de granulometria #120 (125µm)) por 1 minuto para fim de padronização. Após o desbaste na lixa, os corpos-de-prova foram colocados em ultrassom por 12 minutos, após foram limpos com acetona e colocados em estufa por 20 min. A seguir,

imediatamente antes do ensaio, o corpo-de-prova foi pesado em uma balança analítica e, então, colocado no porta amostra.

Atingida a temperatura de ensaio, o fluxo de erodente era aberto. Ao fim do tempo de ataque erosivo, o fluxo de erodente era interrompido e a amostra retirada do forno, colocada no ultrassom por 12 minutos, após limpa com acetona e colocada na estufa por 20 min e, então, pesada novamente.

Para realização dos ensaios de desgaste erosivo, foram necessários pré-testes a fim de determinar o tempo de ensaio, que deveria ser suficientemente longo para possibilitar a determinação da taxa de erosão em regime estacionário e não poderia ser excessivo, levando à perda do revestimento até atingir o metal. Os pré-testes resultaram na definição de 60 minutos de ensaio para ambas as temperaturas e ângulos de erosão testados.

4.6.2.3 Temperatura de Ensaio

Para que o ensaio de desgaste erosivo fosse executado na temperatura desejada, foi necessário ajustar corretamente as temperaturas dos dois fornos, de ensaio e de pré-aquecimento. Para medir a temperatura dos corpos-de-prova, estes continham um pequeno orifício na face posterior ao desgaste, onde um termopar de 0.5mm era inserido.

Uma pré-calibragem do equipamento em função da temperatura de ensaio - temperatura no corpo-de-prova – levou à adoção dos parâmetros apresentados na Tabela 5-4 para os fornos de ensaio e pré-aquecimento. A partir das temperaturas calibradas em cada forno, puderam-se realizar os ensaios de erosão nas temperaturas objetivadas, isto é: 25 e 600 °C.

Tabela 5-4: Temperaturas utilizadas para ensaios de erosão no forno de ensaio e de pré-aquecimento.

Temperatura (°C)		
Corpo-de-prova	Forno de ensaio	Forno pré-aquecimento
25	25	25
600	720	850

4.6.2.4 Velocidade das Partículas Erodentes

A velocidade das partículas erodentes foi medida utilizando-se o método proposto por Scattergood *et al.* (1985), conhecido por *double disk*, esquematicamente representado na Figura 5-10. O método consiste na utilização de dois discos que giram em um mesmo eixo e são colocados logo abaixo da extremidade do tubo acelerador, por onde são expelidos ar e erodente. No disco mais próximo da extremidade do tubo acelerador fez-se uma abertura que permite a passagem de erodente. Visto que os discos giram na mesma velocidade, as partículas, ao passarem pelo rasgo, deverão atingir o disco inferior, porém, em uma posição deslocada em S da posição logo abaixo da abertura. Sendo assim, sabendo-se a velocidade de giro e a distância entre os discos, é possível pelo deslocamento S, determinar a velocidade das partículas erodentes através da Equação 5-1.

O deslocamento S é medido no centro da zona de impacto e representa a velocidade média das partículas.

$$V = \frac{d_d \cdot V_{angular}}{\alpha} \quad \text{Equação 5-1}$$

onde:

d_d = distância entre os discos (m);

$V_{angular}$ = velocidade angular medida com o auxílio de um tacômetro (rad/s);

α = ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto (rad).

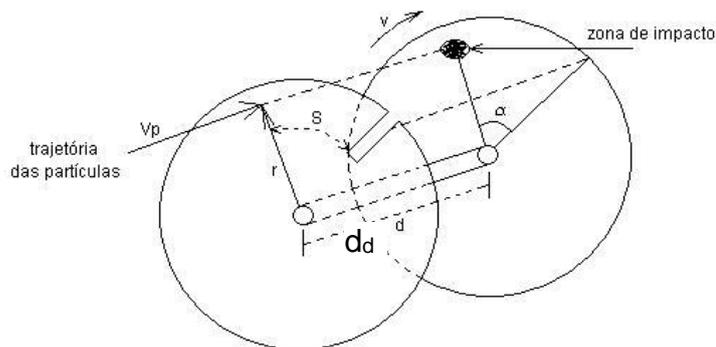


Figura 5-10: Princípio do double disk utilizado para calibrar as velocidades das partículas erodentes nos ensaios de erosão

A Figura 5-11(a) apresenta o sistema de medição de velocidade double disk na posição de avaliação da velocidade. E a Figura 5-11(b) apresenta a indicação do ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto.

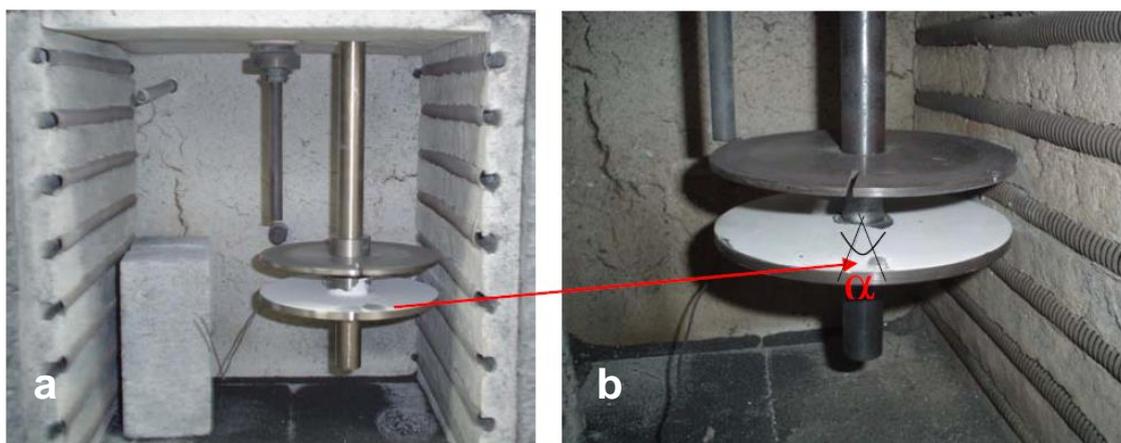


Figura 5-11: (a) Medidor de velocidade double disk projetado para o equipamento de desgaste erosivo. (b) Detalhe apresenta a zona de impacto deslocada em relação à posição abaixo da abertura do disco superior, destacando o ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto.

A sequência utilizada para determinar a velocidade média das partículas foi a seguinte:

- i) Fixação dos discos no eixo dentro do forno com uma distância entre o disco e o tubo acelerador de 20mm e entre os discos de 30mm. Além disso, o disco inferior foi pintado com uma barbotina de alumina e água, para determinar a marca da zona de impacto das partículas;
- ii) Aquecimento do ar até a temperatura desejada;

- iii) Acionamento do motor para pôr os discos em rotação;
- iv) Acionamento do fluxo de erodente por 30s;
- v) Determinação da rotação do eixo com o auxílio de um tacômetro digital, modelo Optho Tako HT1300 (resolução de 1rpm para a faixa de 61 a 9.999rpm), durante o impacto de partículas.

Com esse procedimento é possível através da Equação 5-1 determinar a velocidade média das partículas.

4.6.2.5 Determinação da Taxa de Erosão

A taxa de erosão foi determinada pela perda de volume, a partir da perda de massa, considerando a densidade aparente dos diferentes revestimentos investigados, em relação à massa de erodente utilizada no ensaio, de acordo com a Equação 5-2. Para a determinação da massa dos corpos-de-prova antes e após ensaio de erosão, foi utilizada uma balança analítica Mettler Toledo 210G, com precisão de 0,0005g.

$$T_{volume} = \frac{(m_i - m_f)}{\rho_{ap} \times m_e} \quad \text{Equação 5-2}$$

onde:

T_{volume} = taxa de erosão volumétrica (cm³alvo/g_{erodente});

ρ_{ap} = densidade aparente do revestimento (g/cm³);

m_i = massa inicial da amostra (g);

m_f = massa final da amostra (g);

m_e = massa de erodente utilizada (g).

4.6.3 ERRO DAS MEDIDAS

Os métodos utilizados para o cálculo das incertezas dos resultados apresentados neste trabalho envolvem os erros sistemáticos (método de Kleine e Mc Clintock) e por aleatoriedade (distribuição t-student).

Para o cálculo do erro sistemático, foi utilizado o método de Kleine e Mc Clintock, segundo Hollmann (1996), onde o erro experimental é função das variáveis medidas conforme a Equação 5-3.

$$\Delta F = \left(\left(\frac{\partial F}{\partial L_1} \cdot \Delta L_1 \right)^2 + \left(\frac{\partial F}{\partial L_2} \cdot \Delta L_2 \right)^2 + \left(\frac{\partial F}{\partial L_3} \cdot \Delta L_3 \right)^2 + \dots + \left(\frac{\partial F}{\partial L_n} \cdot \Delta L_n \right)^2 \right)^{0,5} \quad \text{Equação 5-3}$$

onde:

ΔF = erro da função calculada;

L_1, \dots, L_n = grandezas medidas;

Para o cálculo do erro relacionado à repetibilidade, como o número de amostras é menor que 30, utilizou-se o método t-student com nível de confiança igual a 95%. Este erro pode ser calculado pela Equação 5-4 para um número de amostras inferior a 30.

$$C\% E_{\text{repetibilidade}} = t_{\frac{\alpha}{2}} \cdot \frac{S}{m^{0,5}} \quad \text{Equação 5-4}$$

onde:

$C\% E_{\text{repetibilidade}}$ = erro de repetibilidade para uma confiança de C%;

$t_{\alpha/2}$ = função do nível de confiança desejado;

S = desvio padrão das medidas;

m = número de amostras.

Para se determinar a reprodutibilidade dos ensaios foram considerados os estudos realizados por Vicenzi (2007), onde foram feitos três ensaios de erosão em

um revestimento padrão (no caso WC-12Co revestido por HVOF). O erro por aleatoriedade calculado para o equipamento com essas amostras ficou em $\pm 15\%$.

O erro total (E_{total}) foi determinado a partir da Equação 5-5 que leva em consideração os erros sistemáticos e de repetibilidade.

$$E_{total} = ((\Delta F)^2 + (\Delta E)^2)^{0.5} \quad \text{Equação 5-5}$$

Para a medida da velocidade do erodente, o erro foi calculado pelo método de Kleine e Mc Clintock, ficando em $\pm 1,3028$ m/s.

4.7 CARACTERIZAÇÃO DO REVESTIMENTO

4.7.1 POROSIDADE TOTAL

Os revestimentos foram caracterizados quanto à porosidade total através da análise por imagem. A eficácia do método para revestimentos aplicados por aspersão térmica foi abordada por Deshpande *et al.* (2004), comparando com métodos convencionais como a absorção de água, porosimetria de mercúrio, picnometria de hélio, os quais apresentam limitações e métodos avançados como dispersão de neutros em pequenos ângulos e microtomografia de raios X. A partir da comparação dos resultados pelas diferentes técnicas, os autores puderam validar a técnica de análise por imagem, pois esta apresenta resultados satisfatórios.

Para a determinação da porosidade total dos revestimentos, os corpos-de-prova foram previamente preparados para a análise metalográfica, isto é, cortados, embutidos, lixados e polidos. Após, foram feitas micrografias óticas em um microscópio Olympus modelo BXS1M no aumento mais representativo - 200x vezes.

A partir destas micrografias com o aumento mais representativo, utilizou-se o programa Image Tool para determinar a proporção de áreas escuras (poros + óxidos) e área clara (revestimento). Por este método não foi possível separar a contribuição dos óxidos na porosidade medida. Foram feitas 3 análises do revestimento em corpos-de-prova distintos e a partir destas determinou-se a média da porosidade total do revestimento.

4.7.2 MICRODUREZA

As medidas de microdureza foram feitas na escala Vickers utilizando-se uma carga de 300g. Para as medidas utilizou-se um microdurômetro Micromet 2001 da marca Buehler. A carga utilizada foi de 0,3 Kgf. A dureza obtida foi uma média de 10 pontos feitos ao longo do corte transversal do revestimento.

4.7.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.7.3.1 Difração de Raios x

Para avaliação da estrutura e/ou da cristalinidade do revestimento foi empregada a técnica de difração de raios-X. Utilizou-se para tal fim um difratômetro de raios-X Philips operando com uma radiação de cobre ($\text{CuK}\alpha$; $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$) em 40 kV e 25mA, com passo de $0,02^\circ$ e velocidade de $0,5^\circ/\text{min}$. Ângulo de incidência foi de 3° e os padrões foram obtidos no modo contínuo na região de 2θ compreendida entre 20° e 80° . O programa para a caracterização dos parâmetros cristalográficos foi o *X'Pert High Score*.

4.7.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise microestrutural foi procedida antes e após o ensaio de desgaste, com objetivo de identificar os fenômenos que ocorrem e concorrem para um aumento da resistência ao desgaste erosivo dos sistemas utilizados. A técnica empregada para a avaliação da microestrutura foi a microscopia eletrônica de varredura com microsonda EDS acoplada (equipamento: JEOL, modelo JSM-5800).

4.7.3.3 Oxidação do Revestimento

A oxidação dos revestimentos foi avaliada no equipamento de desgaste erosivo, procedendo-se um ensaio denominado de branco na temperatura de 600°C . Neste ensaio, os corpos-de-prova com revestimento foram submetidos às mesmas condições de ensaio, porém sem fluxo de partículas erodentes. Neste caso, calculou-se o ganho de massa por diferença entre a massa inicial e a massa final, após 60 minutos de ensaio.

A caracterização dos revestimentos quanto à oxidação também foi realizada através do ganho de massa em uma balança termogravimétrica da marca Mettler Toledo, modelo TGA/STDA851e. Para tanto, os revestimentos destacados dos substratos foram limpos por ultrassom por 12min, com acetona e posteriormente secos em estufa por 20min. Utilizou-se uma taxa de aquecimento de 20K/min até 1000°C sem patamar, em atmosfera de ar sintético e vazão de 15mL/min.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.8 MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO COMO ASPERGIDO

A Figura 6-1: Microscopia eletrônica de varredura da superfície (topo) do revestimento como aspergido: a) 400x e b) 800x. Figura 6-1 apresenta imagens por MEV da superfície do revestimento FeNbCrW, obtido por arco elétrico.

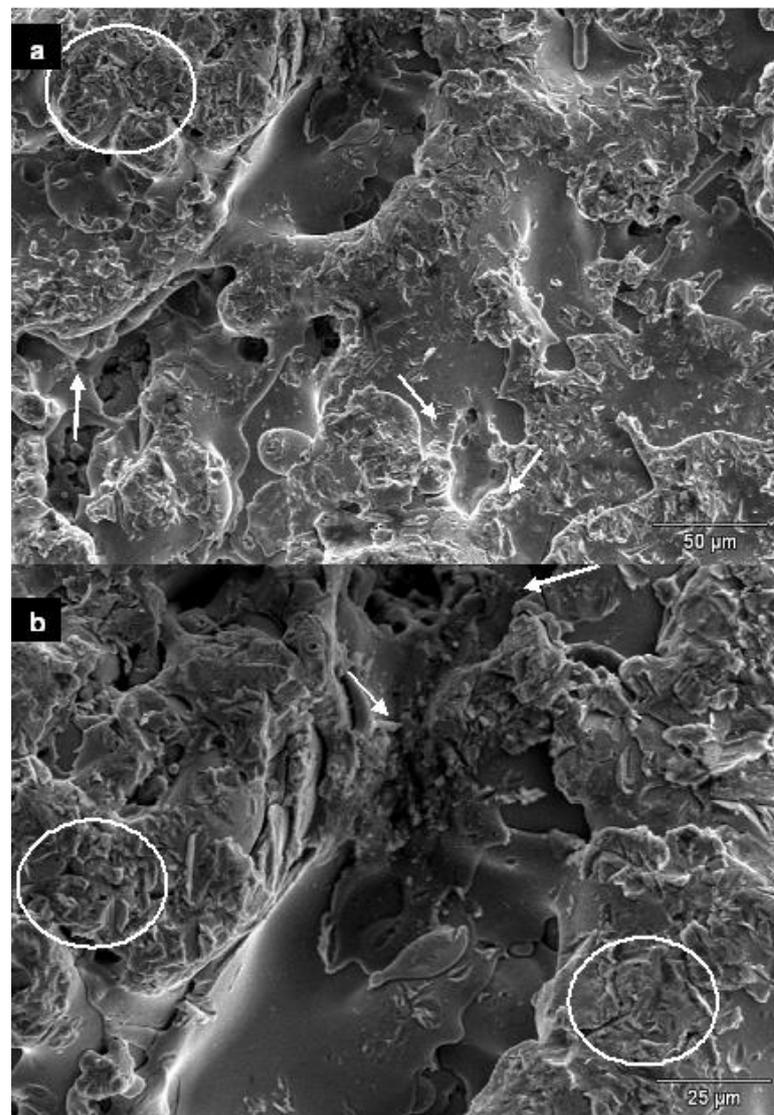


Figura 6-1: Microscopia eletrônica de varredura da superfície (topo) do revestimento como aspergido: a) 400x e b) 800x.

A partir da análise da Figura 6-1 pode-se observar que o revestimento apresenta lamelas de tamanhos variados, com aspecto fundido e ausência de cantos vivos, evidenciando o estado de plasticidade das partículas no momento do choque com o substrato. Embora, ainda se verifique a presença de algumas micropartículas com arestas (círculos) na superfície das lamelas, provavelmente partículas que não atingiram trajetória na chama que proporcionasse um aquecimento suficientes para atingirem um estado plástico/viscoso. Constata-se também a presença de alguns poros entre as lamelas e microtrincas interlamelares (setas), típico de revestimentos cermets aspergidos por arco elétrico.

Para avaliar a distribuição dos elementos constituintes do revestimento efetuou-se um mapeamento do mesmo por microsonda EDS, apresentado na Figura 6-2.

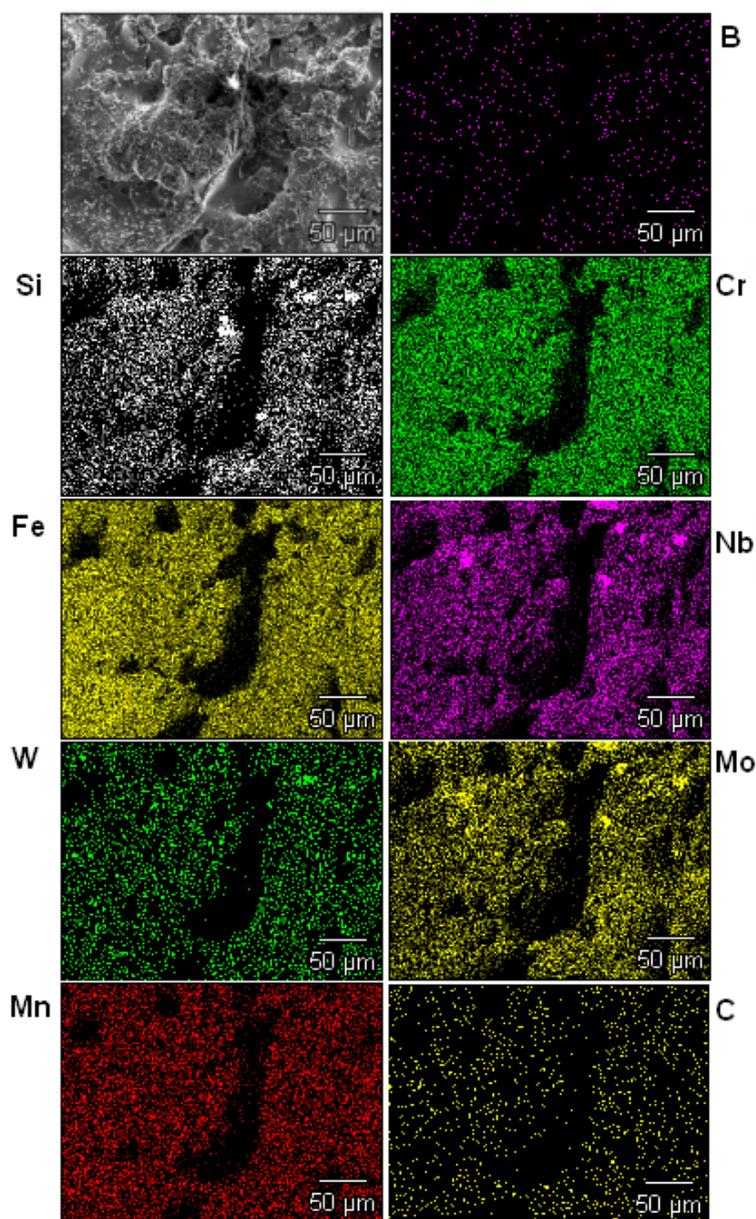


Figura 6-2: Mapeamento por imagem da superfície do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x.

A partir do mapeamento por imagem da superfície do revestimento aspergido de FeNbCrW, pode-se observar que os principais constituintes apresentam-se bem distribuídos, como é o caso do Fe, Cr e W. Alguns outros elementos parecem apresentar-se simultâneos, como é o caso do Nb e Mo, distribuídos ao longo da estrutura, porém com alguns pontos de acúmulo. Já, para os elementos C e B, em virtude da limitação da técnica, não foi possível obter maiores informações.

A Figura 6-3 apresenta uma imagem por microscopia eletrônica de varredura (MEV) da vista da seção transversal do revestimento. Pela imagem, pode-se observar a microestrutura típica de revestimentos obtidos por aspersão térmica, ou seja, a

deposição em camadas na forma de lamelas. Estas lamelas evidenciam a boa fusão dos arames no processo de aspersão.

É possível também observar a presença do revestimento base de Ni-4Al para ancoramento mecânico, onde se pode notar uma interface entre o substrato e o revestimento que permite supor uma boa aderência, evidenciada pela inexistência de partículas não fundidas e ausência de descontinuidades. Além da camada base de ancoramento, observa-se também a presença de fases ricas em WC – seta amarela – e lamelas arrancadas – seta branca – durante a preparação da amostra para a microscopia. A presença de pequenos poros nas lamelas pode ser observada pelos pontos pretos indicados pelas setas vermelhas. O revestimento apresenta também pequenas trincas entre as lamelas, identificado pela seta azul.

Efetou-se também a análise química da seção transversal do revestimento por microsonda EDS (Figura 6-4), onde observou-se que a fase mais clara vista na região B da Figura 6-3 é rica em compostos de W, diferente da região C formada principalmente por compostos de Nb. A região A apresenta uma composição rica em Cr e Fe, semelhante ao mapeamento transversal do revestimento como aspergido. Pode-se observar também na região D a presença de compostos de Ni e Al que fazem parte da camada base de ancoramento.

A Figura 6-5 apresenta o mapeamento da região transversal do revestimento como aspergido. Pode-se verificar mais uma vez a distribuição dos elementos que constituem a camada intermediária (Ni e AL), bem como a presença marcante do Fe e Cr no revestimento principal. O acúmulo dos elementos citados da Figura 6-3 também é evidenciado.

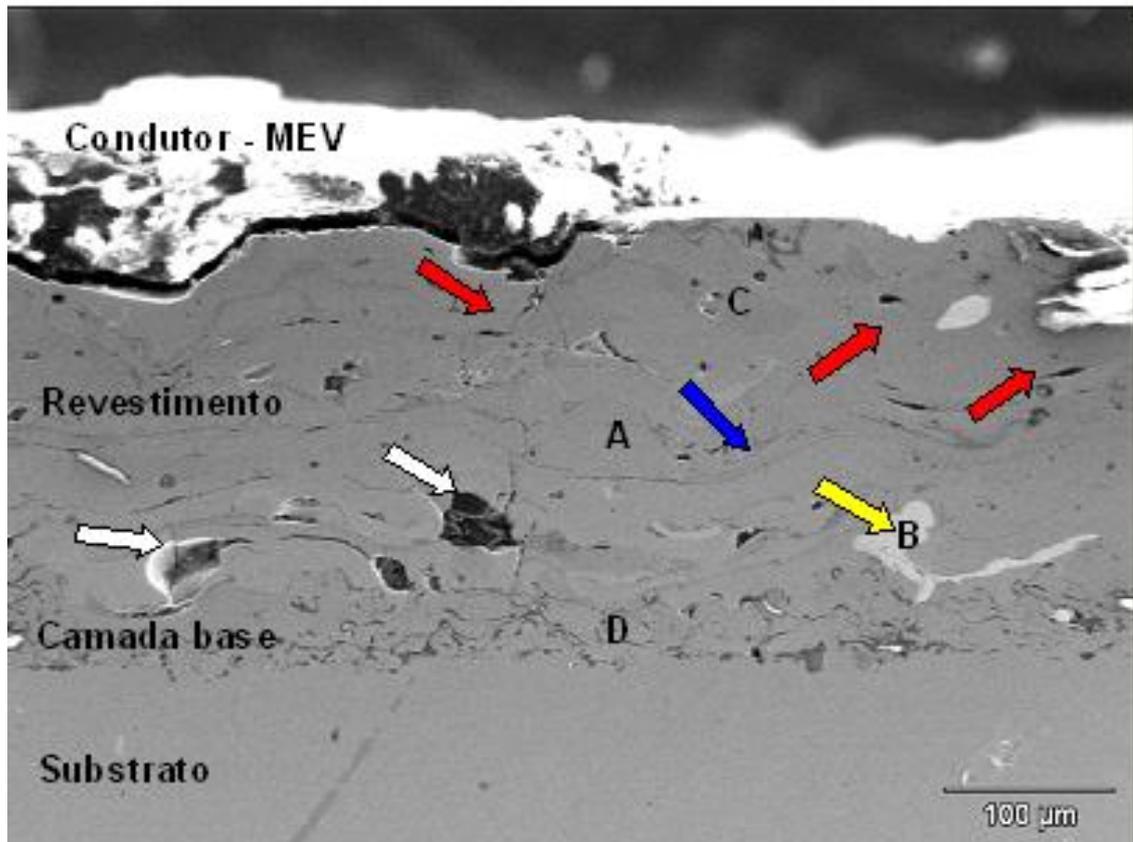


Figura 6-3: Microscopia eletrônica de varredura (aumento 200x) da seção transversal (corte) do revestimento FeNbCrW após aspersão.

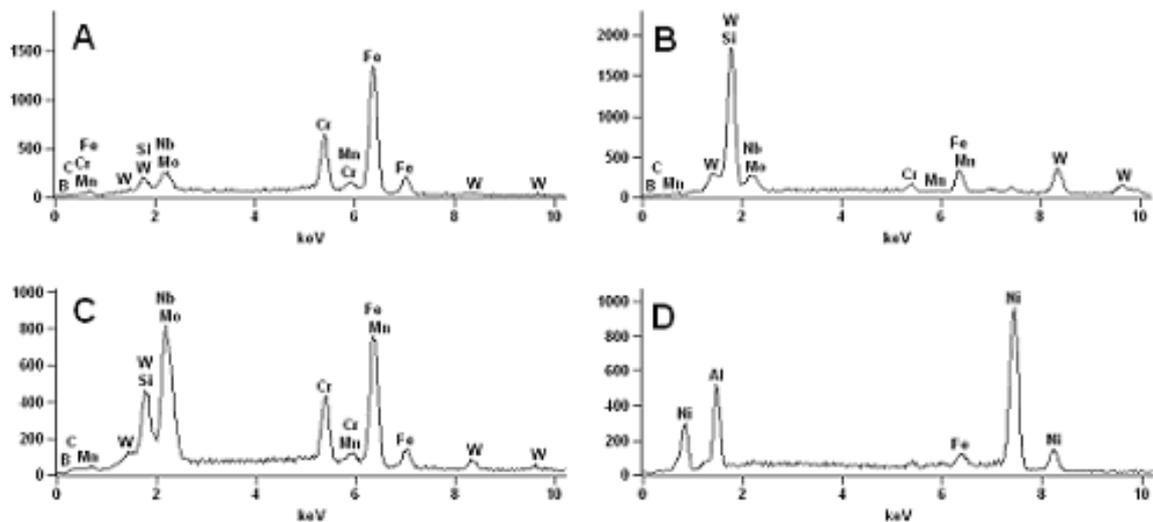


Figura 6-4: Microanálise por EDS das regiões indicadas na Figura 6-3. O revestimento como aspergido apresenta uma distribuição dos constituintes totais do revestimento. A, B e C correspondem as lamelas indicadas no revestimento e D corresponde a camada base.

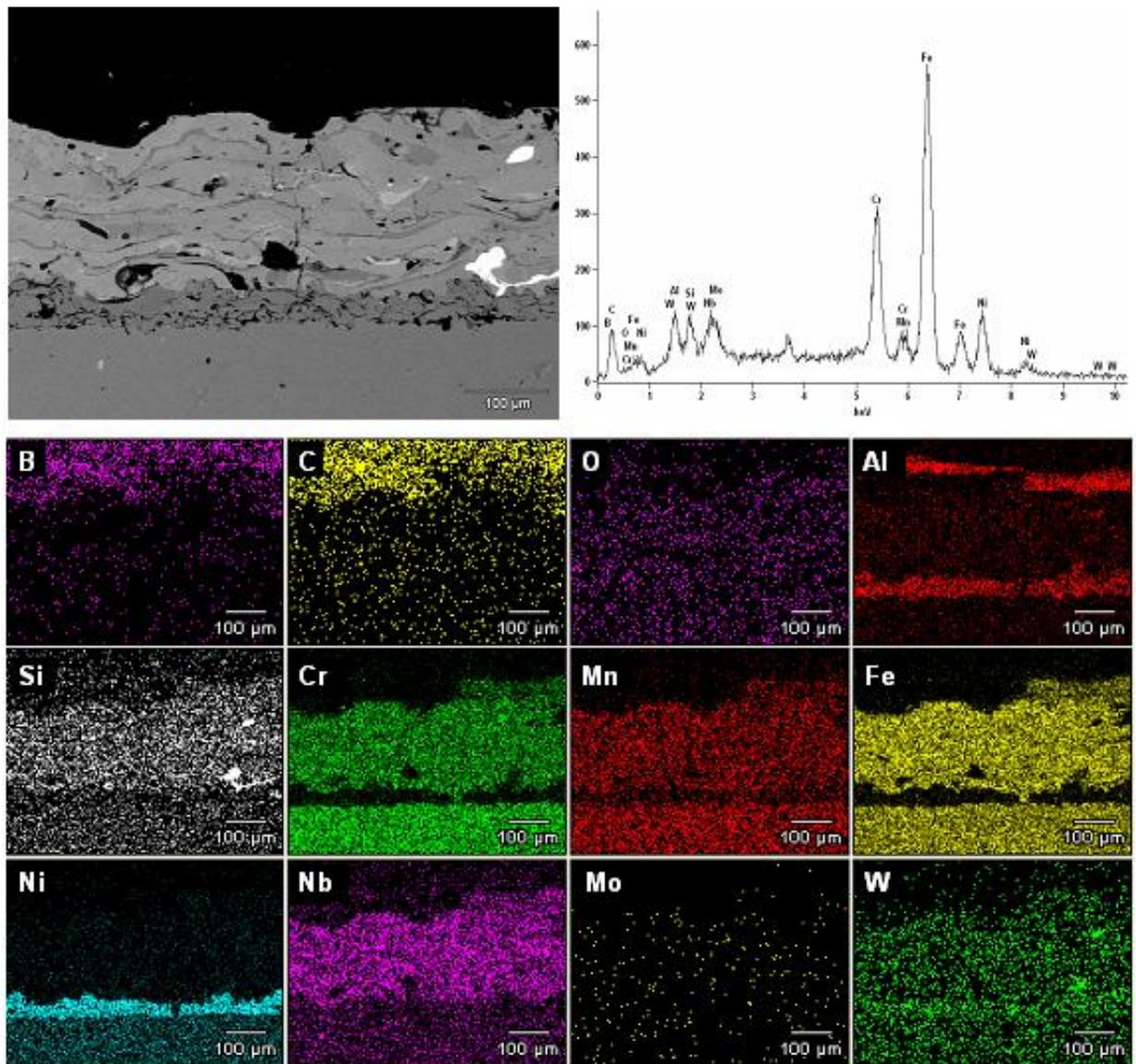


Figura 6-5: Mapeamento por imagem da amostra em corte do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x. No topo da figura apresenta-se também a Microanálise por EDS do revestimento como aspergido, ressaltando uma distribuição dos constituintes totais do revestimento.

4.8.1 TRATAMENTO TÉRMICO DO REVESTIMENTO

Com o intuito de estudar as modificações das fases na microestrutura do revestimento após o tratamento térmico foi realizado o ensaio de difração de raios x antes e após o tratamento térmico.

A Figura 6-6 apresenta o difratograma do revestimento FeNbCrW antes e após o tratamento térmico, pelos quais se pode notar que o revestimento sem tratamento

térmico quase não possui picos de difração ou com muito baixa intensidade, sugerindo que a estrutura do revestimento como aspergido é similar à de um vidro metálico, conforme relata Branagan (2003) em seus estudos.

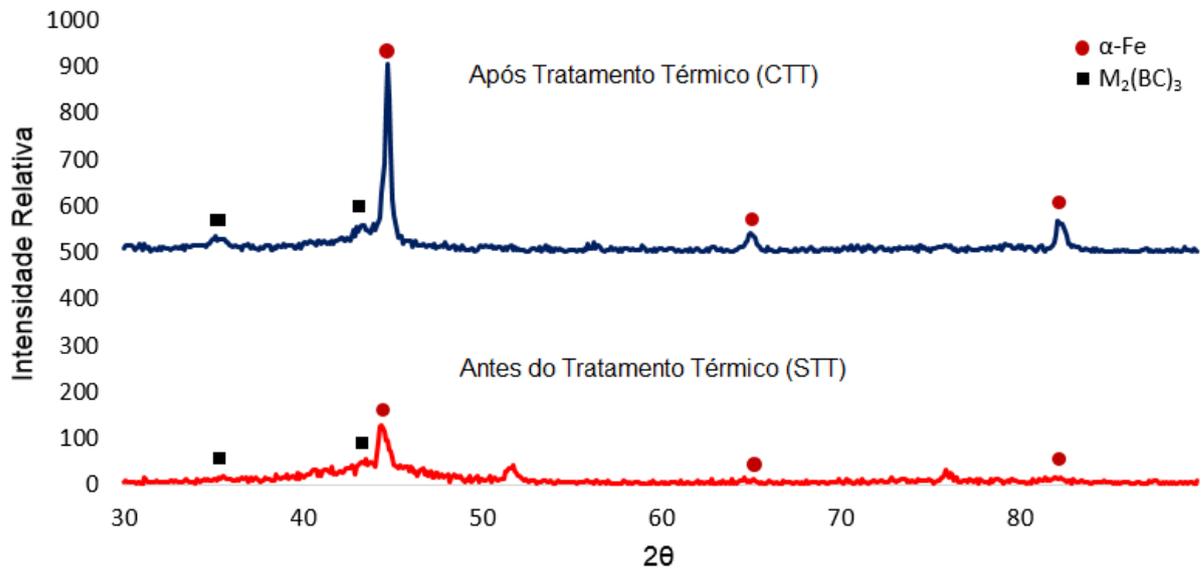


Figura 6-6: Difratograma do revestimento antes e após o tratamento térmico a 750°C por 2 horas.

Após o tratamento térmico ocorre uma possível devitrificação do revestimento, percebendo-se picos de maior intensidade. Conforme ainda Branagan (2003), o volume de devitrificação da liga depende diretamente da temperatura do tratamento térmico.

4.8.2 AVALIAÇÃO DA DUREZA

O resultado da determinação da microdureza do revestimento como aspergido com tratamento térmico e sem tratamento térmico está apresentado na Tabela 6-1. O valor da dureza se apresenta compatível com a literatura consultada e dentro da faixa na região intermediária de acordo com a especificação do fabricante Praxair Surface Technologies Inc. (890 a 1100 HV_{0,3}). A baixa dispersão encontrada (< 10%) mostrou uma distribuição de fases homogênea, consequência de parâmetros bem determinados e baixo nível de porosidade. Ficou também evidenciado um aumento da dureza em função do tratamento térmico aplicado, conforme indica a Figura 6-7.

Tabela 6-1: Dureza dos revestimentos com tratamento térmico e sem tratamento térmico

Dureza HV _{0,3} – Carga 2,94N			
	Média	Dispersão (%) (Desvio Padrão/ Média)	Desvio Padrão
CTT	1165	7,5	87,6
STT	919	5,7	52,5

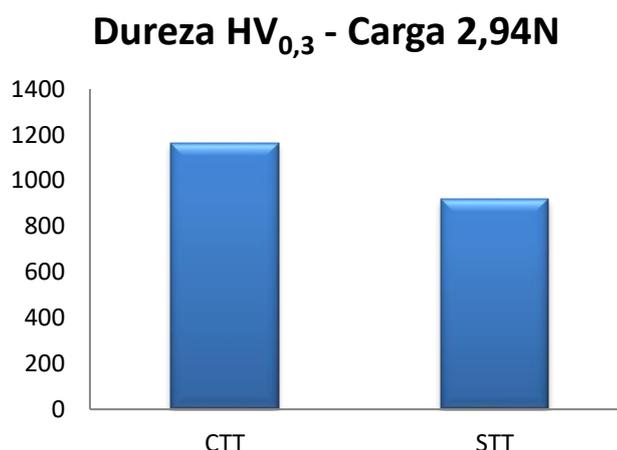


Figura 6-7: Comparação da microdureza entre as amostras com revestimento tratado termicamente (CTT) e com o revestimento sem tratamento térmico (STT).

4.8.3 AVALIAÇÃO DA POROSIDADE

O nível de porosidade indicado na Figura 6-8 – setas brancas – foi avaliado segundo um analisador de imagens, ImageTool, que compara proporcionalmente as áreas claras e escuras do revestimento. Por essa técnica, obteve-se uma porosidade média de 2,8%. Este valor está dentro de valores apresentados para revestimentos aspergidos por arco elétrico e próximo do obtido pelo fabricante Praxair Surface Technologies Inc (2,1%).

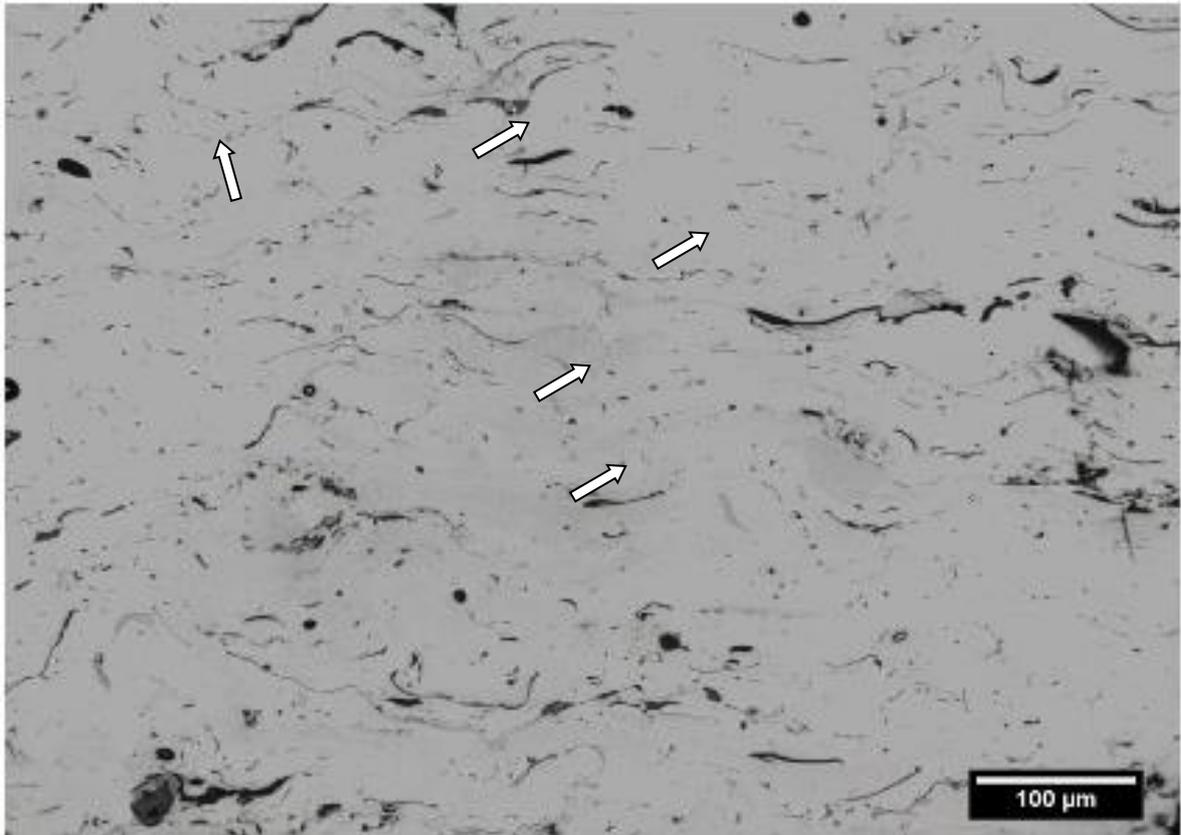


Figura 6-8: Micrografia obtida com microscópio óptico (Aumento de 200x) do revestimento como aspergido.

4.9 DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA AMBIENTE

A Figura 6-9 apresenta a variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada sobre o revestimento à base de FeNbCrW, em função do ângulo de incidência do erodente e tratamento térmico, quando submetidos a ensaio a temperatura ambiente.

A partir dos resultados apresentados na Figura 6-9, pode-se verificar que para a temperatura ambiente e ângulo de 90°, o revestimento com tratamento térmico apresentou um comportamento notoriamente de material frágil. O comportamento frágil no desgaste erosivo de materiais pressupõe que o máximo de erosão ocorra para ângulos próximos à normal [ZUM GAHR, (1987)], conforme observado para o revestimento aqui investigado. Isto é mais evidente quando se compara com o revestimento sem tratamento térmico, onde para o mesmo ângulo de ataque de 30°, observa-se um desgaste 59% inferior para o revestimento com tratamento térmico em

relação ao sem tratamento térmico. Isto ocorre muito provavelmente devido a uma maior dureza apresentada pelo revestimento tratado termicamente.

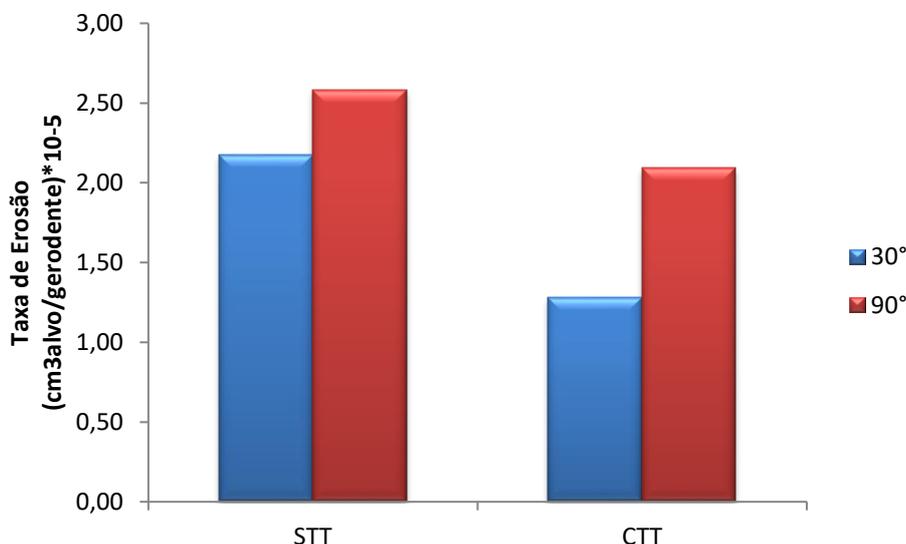


Figura 6-9: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do erodente e tratamento térmico sobre o revestimento FeNbCrW na temperatura ambiente.

Investigou-se também a incrustação do erodente na superfície do revestimento durante o ensaio de erosão, o que provoca aumento de massa, mascarando os resultados de desgaste por perda de volume do revestimento, calculados a partir da determinação da massa do corpo-de-prova, antes e após erosão.

Para cálculo de incrustação, foi considerado o teor de Al obtido na análise por microsonda EDS, segundo a Figura 6-10, de cada amostra dividida pela área erodida do revestimento, sendo esta respectivamente, para os ângulos de 30° e 90°, 362,3mm² e 292,5mm².

Na Figura 6-11 observa-se o gráfico comparando-se a taxa de erosão medida e a corrigida após cálculo da incrustação de erodente no revestimento. Sendo que para ângulo de 30°, observa-se uma menor incrustação em relação ao ângulo de 90°.

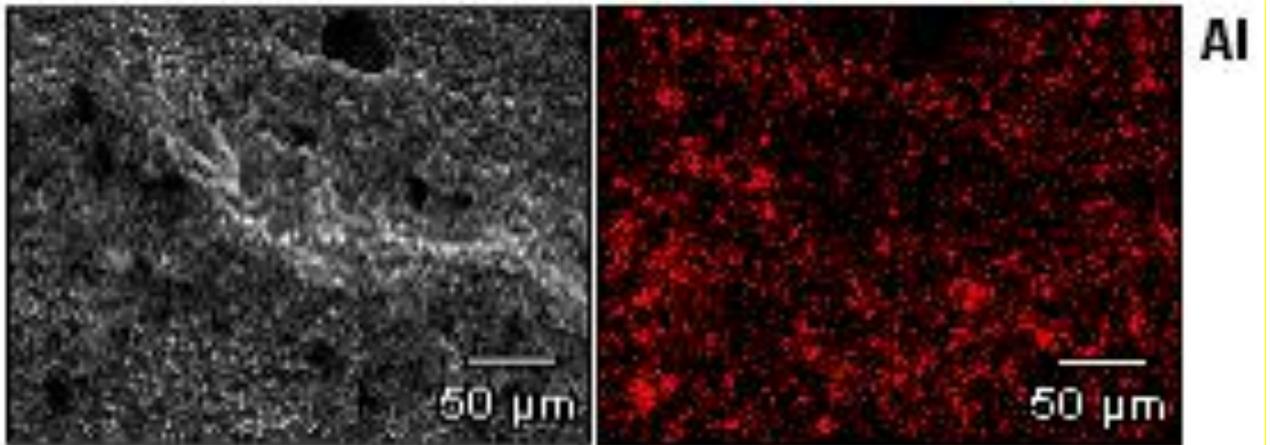


Figura 6-10: Microestrutura e mapeamento do Al incrustado após erosão em ângulo de ataque de 90° a temperatura ambiente do revestimento sem tratamento térmico. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.

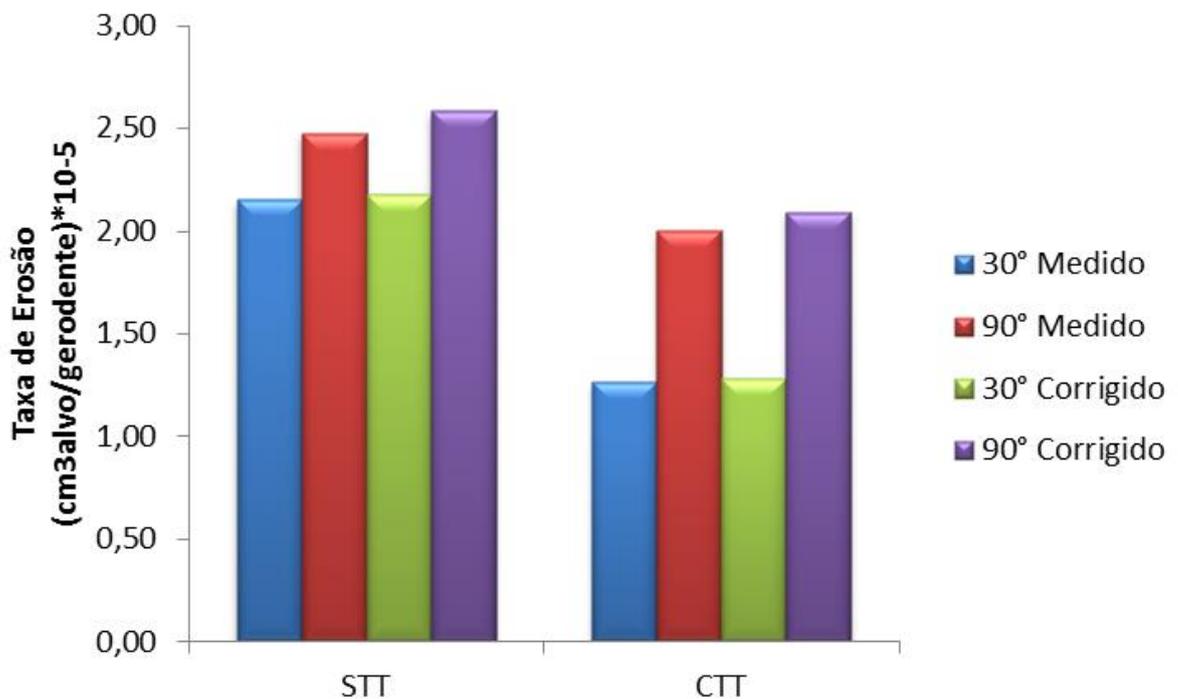


Figura 6-11: Variação da taxa de erosão medida e corrigida, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do erodente na temperatura ambiente do revestimento com e sem tratamento térmico.

Para uma análise mais aprofundada dos mecanismos que atuaram na erosão destes revestimentos, a Figura 6-12 apresenta imagens da microestrutura dos revestimentos antes e após ataque erosivo a 30° e a 90°, com e sem tratamento térmico.

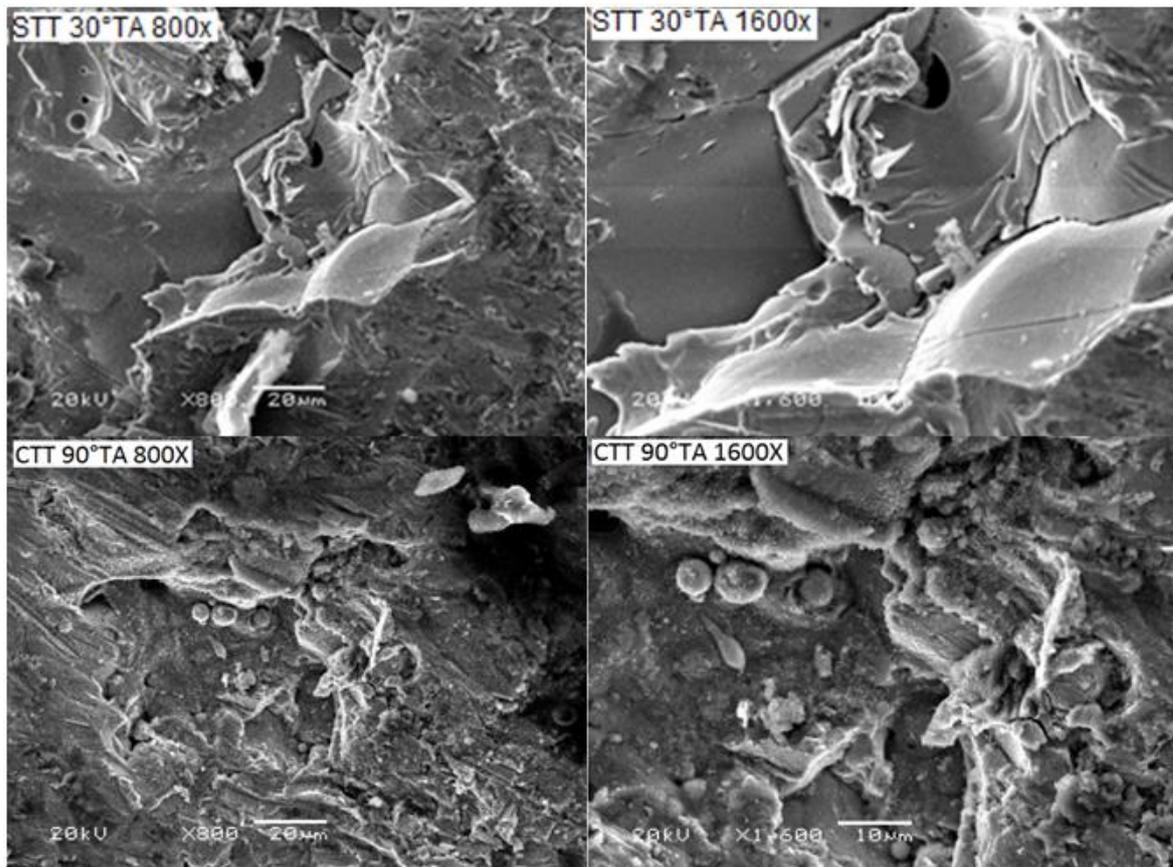


Figura 6-12: Imagens da superfície do revestimento FeNbCrW, sem e com tratamento térmico, após erosão a 25°C com ângulo de ataque de 30° e 90°, respectivamente. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 800 e 1600 vezes.

A superfície erodida do revestimento sem tratamento térmico e com ângulo de ataque de 30° apresenta-se bastante angulosa, com trincas, além de alguns pontos de lascamento e possíveis indícios de corte. A superfície do revestimento com tratamento térmico após ensaio de erosão a 90° a presença de *pits* e trincas. Assim, o aspecto da microestrutura do revestimento FeNbCrW sugere o desgaste por ruptura frágil, concorrendo para tanto, a presença de poros e trincas, acordando com os resultados da taxa de erosão da Figura 6-9.

4.10 DESGASTE EROSIVO A QUENTE

O aumento da temperatura durante a erosão pode causar, além da incrustação, observada também a temperatura ambiente, a oxidação do revestimento. Portanto, antes de apresentar os resultados de taxa de erosão na temperatura de 600°C,

investigou-se o ganho de massa do revestimento FeNbCrW quanto à incrustação de partículas erodentes e à oxidação, em função da temperatura.

Para a correção dos valores de taxa de erosão, o ganho de massa devido à incrustação foi calculado para a temperatura de 600°C, conforme cálculo realizado anteriormente para temperatura ambiente.

Para a estimativa do ganho de massa devido à oxidação os revestimentos foram ensaiados no aparato de erosão e em uma balança termogravimétrica. Quanto ao incremento de massa devido à oxidação do substrato - aço inox 310 - considerou-se resultados obtidos por Vicenzi (2007), onde constatou-se que a oxidação do deste material ocorre efetivamente somente para temperaturas maiores que 800°C.

Para verificar o ganho de massa em função das condições do teste no aparato de erosão (temperatura, fluxo de ar e tempo) submeteu-se o revestimento ao teste de erosão sem partículas erodentes, visando-se determinar o acréscimo de massa devido à oxidação. Observou-se após o ensaio, que o revestimento não apresentou acréscimo de massa quantificável pelo método de medida utilizado em 600°C.

A Figura 6-13 apresenta os dados obtidos pela análise termogravimétrica do revestimento.

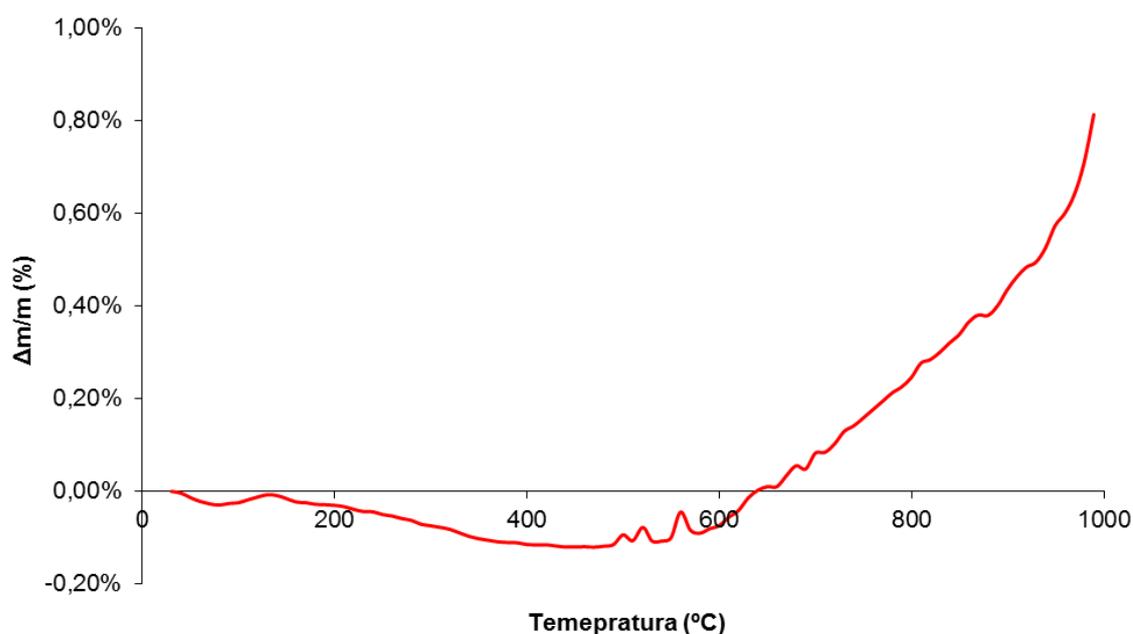


Figura 6-13: Ganho de massa (em %) em função da temperatura pela análise termogravimétrica.

Conforme observado na Figura 6-13, o ganho de massa pela oxidação do revestimento começa em aproximadamente 650°C, isto confirma os ensaios de oxidação feitos no aparato de erosão, onde as peças não apresentaram ganho de massa quantificável após os ensaios sem o erodente.

A Figura 6-14 apresenta a comparação da variação da taxa de erosão do revestimento à base de FeNbCrW com e sem tratamento térmico, em função da perda de volume por massa de erodente impactada, a 600°C sob ângulo de incidência do erodente de 30° e 90°, já corrigida quanto ao ganho de massa devido a incrustação de partículas erodentes.

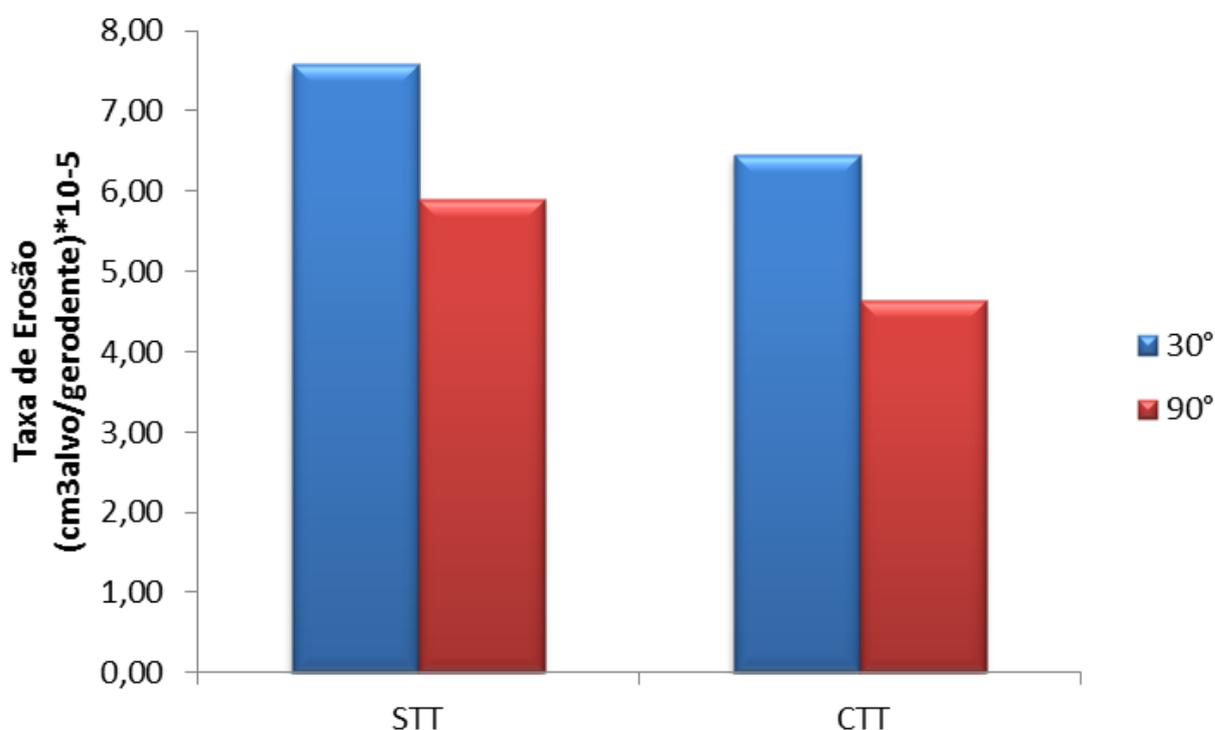


Figura 6-14: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada na temperatura de 600°C e ângulos de incidência do erodente de 30° e 90°. Corrigida quanto à incrustação de erodente.

Pela Figura 6-145, observa-se que o acréscimo de temperatura tende a aumentar a taxa de desgaste erosivo para qualquer ângulo de ataque investigado, mantendo-se a menor taxa de desgaste para o revestimento com tratamento térmico.

Observa-se também, tanto na Figura 6-14 quanto na Figura 6-16 a maior queda para o ângulo de 90° em comparação ao de 30°. Para a erosão a temperatura ambiente, o revestimento apresentou maior desgaste para o ângulo de ataque de 90°. Assim, pode-se supor que o aumento da temperatura esteja causando um aumento da ductilidade, tornando a taxa de erosão maior para ângulos menores em relação à normal, como descrito na literatura para metais (HUTCHINGS, 1977).

Neste sentido, de a ductilidade estar aumentando com a temperatura, Levy e Wang (1988) salientaram a possível modificação do balanço energético, devido à modificação das propriedades do material alvo. Estes autores observaram que revestimentos com maior quantidade de metal suportavam mais o desgaste erosivo em temperatura elevada (500°C) para velocidades de 70m/s, isto porque o constituinte metálico dissipa a força de impacto das partículas pela deformação plástica e, então, reduz a taxa de erosão.

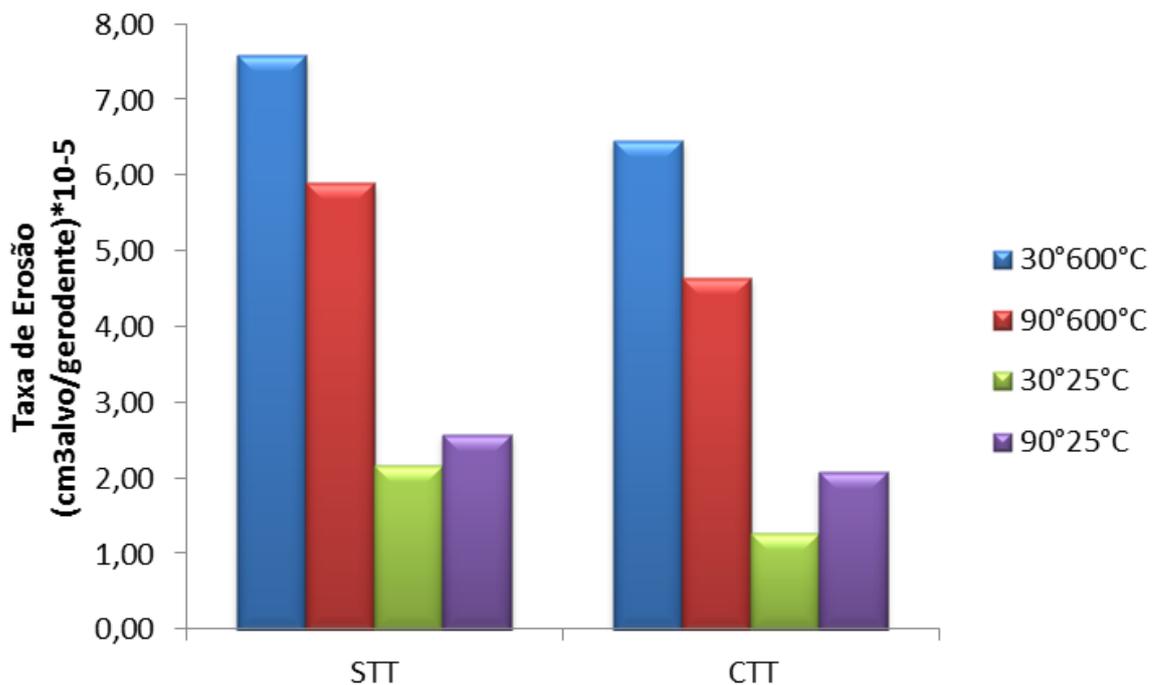


Figura 6-15: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada em função da temperatura e ângulos de incidência do erodente de 30° e 90°. Corrigida quanto a incrustação de erodente.

Por outro lado, na Figura 6-15 observa-se que o acréscimo de temperatura de 25°C a 600°C atua no sentido de diminuir a taxa de desgaste erosivo conforme aumento do ângulo em relação à normal. Sendo que para o revestimento com tratamento térmico a diferença da taxa de erosão entre o baixo e alto ângulo se torna muito mais aparente, muito provavelmente devido a sua maior dureza em relação ao revestimento sem tratamento.

Para verificar indícios dos mecanismos atuantes no desgaste erosivo dos revestimentos, analisou-se a microestrutura após a erosão nos ângulos de ataque de 30° e 90° nas temperaturas de 25°C e 600°C dos revestimentos com e sem tratamento. A Figura 6-16 apresenta a microestrutura do revestimento STT e CTT após a erosão nos ângulos de ataque de 30 e 90°, com o acréscimo de temperatura.

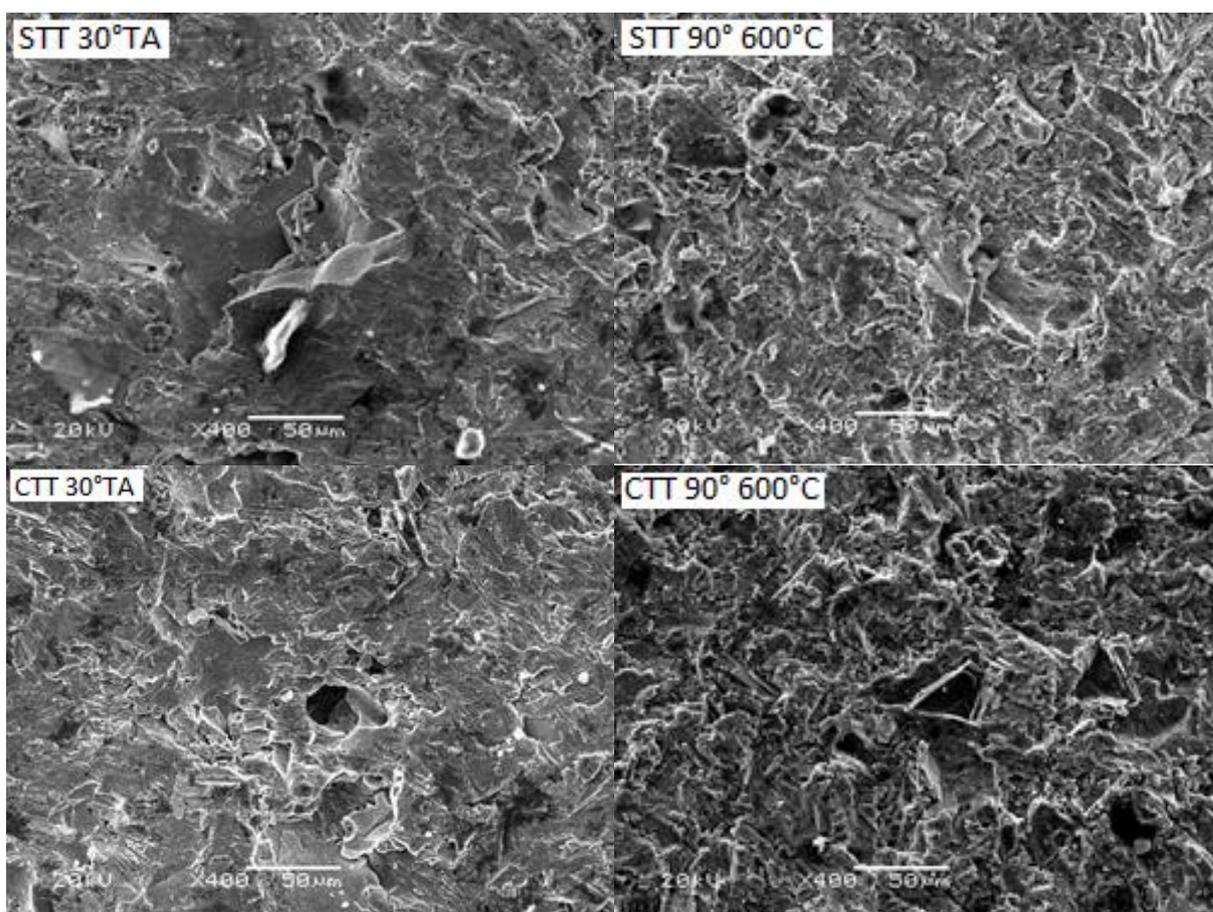


Figura 6-16: Micrografias da superfície do revestimento STT e CTT após a erosão em temperaturas de 25°C e 600°C nos ângulos de incidência de 30° e 90°. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.

Na Figura 6-16, observa-se que na temperatura ambiente o revestimento sem tratamento térmico apresenta trincas e lascamento, sendo que o revestimento com tratamento térmico apresenta a formação de crateras, lascamento e uma superfície irregular e angulosa para o ângulo de 30°. Imagens com maior aumento (1200x) dos mesmos revestimentos são apresentadas na Figura 6-17.

Com o aumento da temperatura e o aumento da ductilidade da matriz metálica tem-se os mecanismos de corte e *platelets* atuando como protagonistas dos mecanismos de erosão para ambos os revestimentos, sendo que para o revestimento com tratamento térmico evidencia-se segundo a micrografia partículas de erodente incrustada no revestimento. Assim, constata-se que o acréscimo da temperatura modifica os tipos de mecanismos envolvidos no desgaste erosivo destes revestimentos.

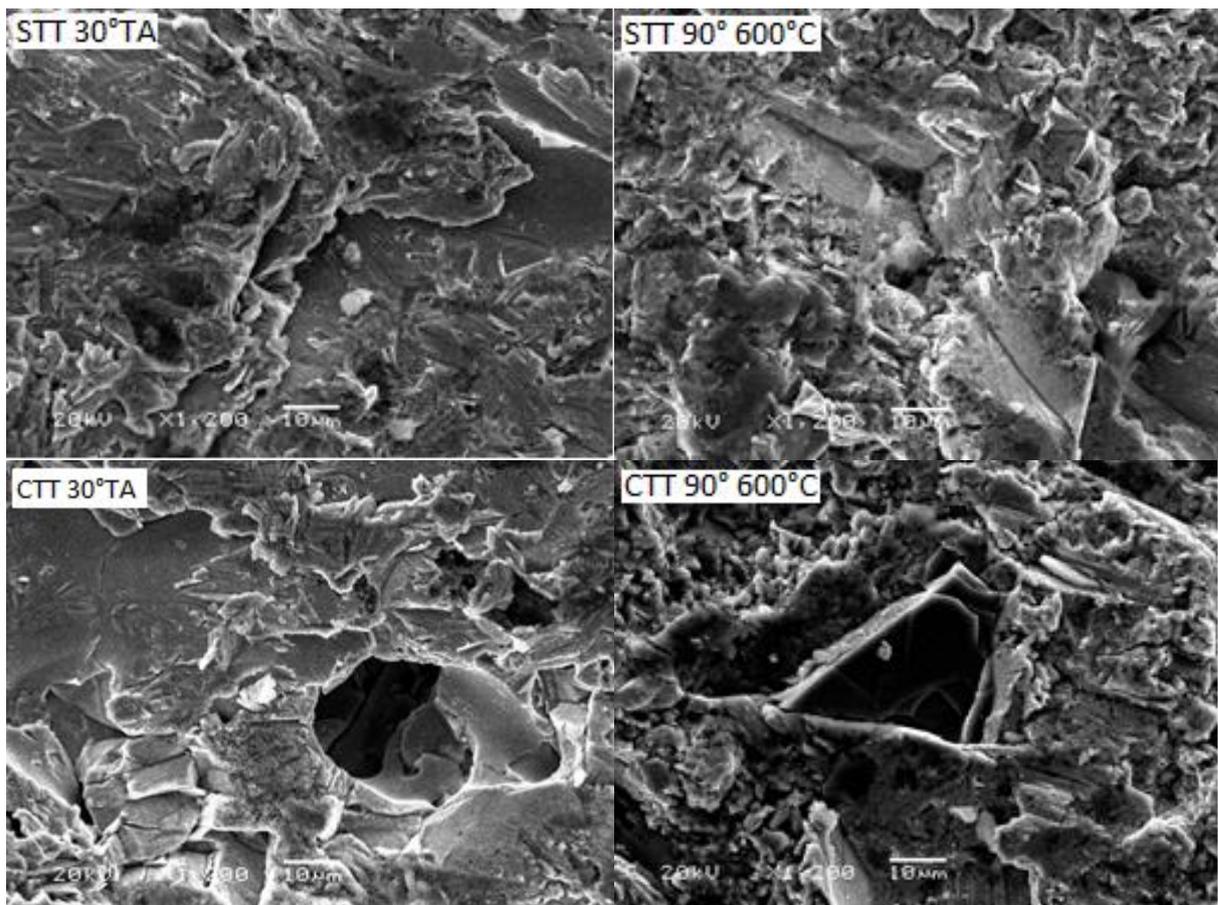


Figura 6-17: Imagens por MEV da superfície do revestimento STT e CTT após a erosão em temperaturas de 25°C e 600°C nos ângulos de incidência de 30° e 90° (aumento de 1200x).

Assim, fica evidente a mudança de mecanismos de erosão com o acréscimo de temperatura. Em 25°C constata-se a presença de uma superfície angulosa e trincas no revestimento STT e crateras e lascamento no revestimento CCT em 30°. Com o acréscimo de temperatura (600°C), pode-se observar que mecanismos dúcteis começam a fazer-se presente. Onde no ângulo de 90° é mais evidente a formação de *platelets* e uma maior incrustação de erodente.

7. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos na realização deste trabalho, pode-se inferir as seguintes conclusões:

4.11 Quanto à obtenção do revestimento FeNbCrW por arco elétrico

O revestimento de FeNbCrW apresentou tamanho de lamelas variadas e bem aderidas ao substrato, com aparência de material fundido e com pequenas partículas com formas irregulares sobre sua superfície. Observa-se também pela análise EDS que apesar de algumas lamelas serem mais ricas em alguns constituintes que outras, no geral, os principais elementos constituintes estão bem distribuídos no revestimento. Isto faz com que sua dureza esteja dentro do especificado pelo fabricante e demonstra que a técnica de arco elétrico se mostrou eficiente para a aspensão de revestimento de cermets através de arames.

4.12 Quanto ao tratamento térmico do revestimento

Na análise de DRX dos revestimentos, o revestimento sem tratamento térmico mostrou-se com fases de baixa cristalinidade (quase amorfa), sendo que com o aumento da temperatura no tratamento térmico a 750°C ocorreu a devitrificação com a presença de fases metálicas.

4.13 Quanto ao ganho de massa pela formação de óxido a quente

Tanto pela análise térmica por ATG, quanto pelo teste de erosão em branco, não foi observado aumento de massa nos ensaios até 600°C. Porém, houve uma pequena incrustação de partículas fragmentadas de erodente sobre o revestimento, tanto na erosão a quente quanto na erosão a temperatura ambiente, fazendo com que a taxa de erosão tivesse que ser corrigida.

4.14 Desgaste erosivo a temperatura ambiente

O revestimento sem tratamento térmico apresentou comportamento de material frágil frente ao desgaste erosivo, com lascamento e trincas no revestimento para erosão a 30°.

No revestimento com tratamento térmico, houve uma maior resistência ao desgaste para o mesmo ângulo de ataque em relação ao sem tratamento térmico, sendo predominante os mecanismos de lascamento para o ângulo de 30° e de *pits* para o ângulo de 90°.

Evidencia-se uma menor taxa de erosão com o aumento da dureza do revestimento após tratamento térmico, sendo 59% inferior para o ângulo de incidência do erodente de 30°, comparando-se ao mesmo ângulo no revestimento sem tratamento térmico.

4.15 Desgaste erosivo a temperatura elevada

Tanto para o revestimento com tratamento térmico quanto que para o sem tratamento térmico, os mecanismos de desgaste predominantes foram os de corte e *platelets*. Com o aumento de temperatura, estes mecanismos típicos de materiais dúcteis mostraram-se presentes.

Observou-se uma maior taxa de erosão com o aumento da temperatura para baixos ângulos, invertendo-se o ângulo com maior taxa de desgaste em comparação a erosão a temperatura ambiente, provavelmente devido ao aumento da plasticidade da matriz com o aumento da temperatura do ensaio.

8. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A partir da realização deste trabalho de pesquisa, é possível sugerir os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Avaliar o comportamento do revestimento para outros ângulos e temperaturas de desgaste;

- Otimizar os parâmetros de deposição e testar a erosão do revestimento aspergido por outros meios;

- Avaliar a influência da velocidade de impacto das partículas no desgaste erosivo destes revestimentos, considerando também o grau de oxidação e a incrustação de partículas erodentes;

- Avaliar a influência de diferentes tipos de partículas erodentes, bem como diferentes tamanhos destas partículas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUILA; J.V; BUSCHINELLI; J.A; PAREDES; R.C; Caracterização de consumíveis antidesgaste e anticorrosão produzidos especialmente para aspersão térmica por arco elétrico e utilizados para revestir ponteiros de *riser* para plataformas *offshore* Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica. Vol. 13, N.º 1, pp. 39-49, 2009.

AMIN, M. *Effects of process parameters on surface roughness and porosity for coatings deposited using the arc spray process*. The Welding Institute. 32p. 1991.

BALL, A.; *The mechanisms of wear, and the performance of engineering materials*, J.S. Afr. Inst. Min. Metall., v.86, n. 1, p.1 – 1, Jan. 1986.

BAYER, R.G., “*Mechanical wear prediction and prevention*”, Marcel Dekker, 657., 1994.

BERNDT, M. L.; BERNDT, C. C., *Thermal Spray Coatings*, 2003, pp. 1 – 11.

BERTHIER, Y. *Experimental Evidence For Friction And Wear Modeling*. Wear, V. 139,P. 77 – 92, 1990.

BHUSHAN, B., 1999, “*Principles And Applications Of Tribology*”, Editora Wiley-Interscience”, ISBN 0-471-59407-5, Pp. 1020.

BLAU, P. J., *Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication*. In: ASM HANDBOOK: Friction, Lubrication and Wear Technology: USA, v. 18, p. 1-21, 1995.

BOLELLI, G; B. BONFERRONI, V. CANNILLO, R. GADOW, A. KILLINGER, L. LUSVARGHI, J. RAUCH; N. STEIGLER, *Wear behavior of high velocity suspension flame sprayed (HVSFS) Al₂O₃ coatings produced using micron- and nano-sized powder suspensions*, Surface and Coatings Technology, 2010.

BRANAGAN, D. J; B.E. MEACHAM, ASM/NACE *Practical Solutions for Wear and Corrosion Problems Symposium*, São Paulo, Brazil, November 8-10, 2010.

BRANAGAN, D. J; *Relaxation, recovery, crystallization, and recrystallization transformations in an iron-based amorphous precursor iron-based amorphous precursor*. Nanotechnology, v 14, p. 1228-1234, 2003.

- CHEN, H; Y. ZHANG; C. DIANG, *Tribological properties of nanostructured zirconia coatings deposited by plasma spraying*, *Wear*, 253, 2002, 885-893.
- CHIEF, BARBARA FRY AND MANGER, JOSE G., 2003 *Thermal Spraying Materials Survey*. California Environmental Protection Agency, Final Report, March 2004.
- DASGUPTA. *et al.*. *Wear Characteristics Of Hardfaced Steel In Slurry*. *Wear*, V. 209, P. 255-262, 1998.
- DESHPANDE, S. *et al.*. *Application of image analysis for characterization of porosity in thermal spray coatings and correlation with small angle neutron scattering*. *Surface & Coatings Technology*, v. 187, p. 6 – 16, 2004.
- DIVAKAR, M., AGARWAL, V. K. E SINGH, S. N., 2005, “*Effect Of The Material Surface Hardness On The Erosion Of AISI 316*”, *Wear*, Vol. 259, Pp. 110-117.
- DONG, X.; JAHANMIR, S.; HSU, S.M. *Tribological characteristics of α -alumina at elevated temperatures*. *Ceramics Division, National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, Maryland 20899*, p. 1036 – 1044, Feb. 1991.
- FINNIE, I. *Some Reflections On The Past And Future Of Erosion*. University Of California, Berkeley, California, *Wear*, V. 186-187, P. 1-10, 1995.
- GEORGIEVA, P; THORPE, R; YANSKI, A. e SEAL, S. *Nanocomposite Materials: An innovative turnover for the wire arc spraying technology*. *Advanced Materials and Processes*, p. 68–69, 2006.
- HAWTHORNE, H. M. *et al.*. *Comparison of slurry and dry erosion behaviour of some HVOF thermal sprayed coatings*. *Wear*, v. 225 - 229, p. 825 - 834, 1999.
- HERMAN, H. Y SAMPATH, S., *Thermal Spray Coating*, 1996.
- HIDALGO, V. H. *et al.*. *A comparative study of high-temperature erosion wear of plasma sprayed NiCrBSiFe and WC–NiCrBSiFe coatings under simulated coal-fired boiler conditions*. *Tribology International*, v. 34, p. 161 – 169, 2001.
- HIDALGO, V. H. *et al.*. *High temperature erosion wear of flame and plasma-sprayed nickel–chromium coatings under simulated coal-fired boiler atmospheres*. *Wear*, v. 247, p. 214 – 222, 2001.
- HOPPERT, S. *Alumina Ceramics – Superior Materials For Protection Against Wear And Corrosion*. Siegburg, P. 3 – 11, 1989.

HUTCHINGS, I.M. *Proc. Conf. On Corrosion/Erosion Of Coal Conversion System Materials* (Ed. Levy A.V.) Nace, Houston (1979), 393.

J.P. TU. *The Effect Of Tin Coating On Erosion-Corrosion Resistance Of A-Ti Alloy In Saline slurry*. *Corrosion Science* 42, P.147-163, 2000.

JOST, H. P.: *Lubrication (Tribology) – A Report of the Present Position and Industry's Needs*. Dep. Of Education and Science, H. M. Stationary Office, London 1966.

KIM, J. H.; K. H. BAIK, B. G. SEONG; S. Y. HWANG, *Effects of post-spraying heat treatment on wear resistance of WC-Co nanocomposite coatings*, *Materials Science and Engineering*, A 449-451, 2007, 876-879.

KULU, P.; HUSSAINOVA, I.; VEINTHAL, R. *Solid particle erosion of thermal sprayed coatings*. *Wear*, v. 258, p. 488 – 496, 2005.

KULU, P.; PIHL, T. *Selection Criteria for Wear Resistant Powder Coatings Under Extreme Erosive Wear Conditions*. *Journal of Thermal Spray Technology - ASM International*, v. 11, p. 517-522, 2002.

KULU, P.; VEINTHAL, R. *Wear Resistance of High Velocity Thermal Sprayed Coating*. *Proceedings of 9th Nordic Symposium on Tribology, NORDTRIB 2000*, v. 1, Ed. Technical Research Centre of Finland (VTT), Espoo, Finland, p. 87 - 95, 2000.

KULU, P.; VEINTHAL, R.; KÕO, J.; LILLE, H. *Mechanism of Abrasion Erosion Wear of Thermal Sprayed Coatings*. *Advances in Mechanical Behaviour, Plasticity and Damage*, *Proceedings of EUROMAT 2001*, Ed. Elsevier, New York, NY, p. 651 - 656, 2001.

KULU, P.; ZIMAKOV, S. *Wear-resistant composite coatings*. *Surface Engineering, EUROMAT 99*, v. 11, Ed. Wiley-VCH, Weinheim, Germany, p. 144 - 149, 2000.

KUNIOSHI, C.T. *Estudo Do Comportamento De Erosão-Oxidação De Materiais Compósitos De Nicr Com Wc E Cr3c2, 2004*. Tese (Doutorado), Programa De Pós-Graduação Do Ipen, São Paulo.

LEVY, A. V.; WANG, B. Q. *Erosion of hard material coating systems*. *Wear*, v. 121, p. 325 – 346, 1988.

LEVY, A.V., *Solid Particle Erosion And Erosion-Corrosion Of Materials*, Asm International, Materials Park, Ohio, Usa, 1995.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. *Aspersão térmica – fundamentos e aplicações*. São Paulo: Artliber Editora, 1ed. 2001.148p.

LIMA; R, S; B. R. MARPLE, *Nanostructured YSZ thermal barrier coatings engineered to counteract sintering effects*, *Materials Science and Engineering*, A 485, 2008, 182-193.

LIN, F. & SHAO H., *The Effect Of Impingement Angle On Slurry Erosion*. *Wear*, V. 141 P. 279-289, 1991.

MAJI, J.; SHELDON, G. L. *Mechanism Of Erosion Of Ductile Material By Solid Particles*. *Erosion: Prevention And Useful Applications*, Stp 664, Astm, P. 136-147, 1979.

MARQUES, C. M. *Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina*, 2006. Tese (Doutorado), Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

MARQUES, P.V. *Aspersão Térmica – INFOSOLDA*. www.infosolda.com.br – acessado em 25 de outubro de 2013.

MCCABE, L. P.; SARGENT G.; CONRAD H. *Effect Of Microstructure On The Erosion Of Steel By Solid Particles*. *Wilmington, Raleigh, Wear*, V. 105 P. 257-277, 1985.

MORRISON, C. T.; ROUTBORT, J. L.; SCATTERGOOD, R. O. *Solid particle erosion of mullite*. *Wear*, v. 105, p. 19 – 27, 1985.

NORMA ASTM G40-92. *Annual Book Of ASTM Standards*. V. 3.02, P.160, 1992.

NORMA DIN 50320. *Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste*. *Metalurgia & Materiais*, 53, p. 619 – 622, 1997.

PAREDES, R. S. C. *Estudo de revestimentos de alumínio depositados por três processos de aspersão térmica para a proteção do aço contra a corrosão marinha*. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 1998. 245p.

PARK, S, Y; M. C. KIM; C. G. PARK, *Mechanical properties and microstructure evolution of the nano WC-Co coatings fabricated by detonation gun spraying with post heat treatment*, *Materials Science and Engineering*, A 449-451, 2007, 894-897.

PAWLOWSKI, LECH, *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*, 1995.

QI, Y; N. EIGEN, E. AUST, F. GARTNER, T. KLASSEN; R. BORMANN, *Two-body abrasive wear of nano- and microcrystalline TiC-Ni- based thermal spray coatings*, *Surface and Coatings Technology*, 200, 2006, 5037-5047,

RABIZADEH; T, S. R. ALLAHKARAM AND A. ZAREBIDAKI, *An investigation on effects of heat treatment on corrosion properties of Ni-P electroless nano-coatings*, *Materials and Design*, 2010.

RODRIGUEZ, R.; SILVA, J.; LIMA, D. Formação de óxido de alumínio na aspersão térmica. XV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal. 2002.

ROY, M.; TIRUPATAIAH, Y.; SUNDARARAJAN, G. *Effect Of Particle-Shape On Erosion Of Cu And Its Alloys*, *Mater. Sci. Eng. A – Struct.*, 165 (1993), 51.

ROY, M; A. PAUSCHITZ, R. POLAK AND F. FRANEK, *Comparative evaluation of ambient temperature friction behaviour of thermal sprayed Cr₃C₂-25(Ni₂₀Cr) Coatings with conventional and nano-crystalline grains*, *Tribology International*, 39, 2006, 29-38.

S. C. GILL and T. W. CLYNE, *Metallurgical Transactions 21B*, 377-385 (1990).

S.SAFAEI AND H HERMAN, *Treatise on Materials Science and Technology*, p. 183-214, Academic Press, New York (1981).

SHETTY, D. K.; WRIGHT, I. G.; CLAUER, A. H. *Effects of composition and microstructure on the slurry erosion of WC-Co cermets*. *Wear*, v. 114, p. 1 - 18, 1987.

STACK, M. M.; STOTT, F. H.; WOOD, G. C. *Review Of Mechanisms Of Erosion Corrosion Of Alloys At Elevated Temperatures*. *Journal Of Physique*, V. 3, P. 687, 1993.

SUNDARARAJAN, G.; SHEWMON, P.G. *A New Model For The Erosion Of Metals At Normal Incidence*, *Wear*, 84 (1983), 237.

TIPTON, ANTHONY, *The Effect of HVOF Thermal Spray on the Elevated Temperature High Cycle Fatigue Behavior of a Martensitic Stainless Steel*, 2002, TP101.

UPADHYAYA, G.S. *Materials science of cemented carbides - an overview*. *Materials and Design*, v. 22, p. 483 – 489, 2001.

VICENZI, J. Relação entre microestrutura e erosão (a frio e a quente) de revestimentos do sistema NiCr-Cr₃C₂ obtidos por aspersão térmica, 2007. Tese (Doutorado), Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

WANG, B. Q.; SHUI, Z. R. *Hot erosion behavior of carbide–metal composite coatings*. Journal of Materials Processing Technology, in press, 2003.

WANG, B. Q.; VERSTAK, A. *Elevated temperature erosion of HVOF Cr₃C₂/TiC-NiCrMo cermet coating*. Wear, v. 233 - 235, p. 342 – 351, 1999.

WANG, Y; W. TIAN; Y. YANG, *Thermal shock behavior of nanostructured and conventional Al₂O₃/13 wt% TiO₂ coatings fabricated by plasma spraying*, Surface and Coatings Technology, 201, 2007, 7746-7754.

WANG; N; C. ZHOU, S. GONG; H. XU, *Heat treatment of nanostructured thermal barrier coating*, Ceramics International, 33, 2007, 1075-1081.

YU, Q; C. ZHOU, H. ZHANG AND F. ZHAO, *Thermal stability of nanostructured 13 wt% Al₂O₃-8 wt% Y₂O₃-ZrO₂ thermal barrier coatings*, Journal of the European Ceramic Society, 30, 2010, 889-897.

ZHU, Z; K. YUKIMURA, C. DING; P. ZHANG, *Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying*, Thin Solid Films, 388, 2001, 277- 282.

ZUM-GAHR, K-H.: *Microstructure and Wear of Materials*. Tribology Series, 10. Elsevier (1987) 1-6.