



ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**DETERMINAÇÃO DO COMPORTAMENTO AO
DESGASTE EROSIVO A DIFERENTES TEMPERATURAS
DE UM REVESTIMENTO A BASE DE FeNbCrW
APLICADO PELA TÉCNICA DE ARCO ELÉTRICO**

Aluno:

**Andrei Locatelli
129448**

Professor Orientador:

Carlos Pérez Bergmann

Co-orientadores:

**Antônio Takimi
Juliane Vicenzi**

Porto Alegre, 02 de Dezembro de 2009.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em especial meus pais, Udelso e Neiva, pelo apoio, confiança e todo o amor que precisei para sempre seguir em frente. A minha irmã, Adriana, pelo carinho e companheirismo em todos os momentos. Vocês são os pilares do meu crescimento.

Ao professor Bergmann, não só pela orientação deste trabalho, mas por todos estes anos de ensinamento, apoio e incentivo dentro do LACER.

A Juliane por toda a colaboração e ajuda no desenvolvimento deste trabalho, ao Antônio que em todos estes anos foi um amigo sempre disponível e que me ajudou a encontrar um norte em muitos momentos.

Ao Caio “Caiera”, Summy e Topolski que além de grandes amigos foram também fundamentais para a finalização deste trabalho.

A casa do estudante CEUACA onde morei, estudei e fiz muitas festas com os amigos que conheci por lá.

A minha namorada Patrícia, pelo apoio, incentivo e principalmente pela paciência nesta fase de pré trabalho de conclusão.

A todos os colegas e amigos, tanto do LACER quanto da Materiais que me acolheram e foram parcerias em muitos momentos durante a faculdade.

E a todos os professores do departamento, que através de seus ensinamentos e esforços fazem deste curso um exemplo para o país.

RESUMO

Este trabalho avaliou o comportamento frente a erosão de uma liga comercial constituída principalmente de FeNbCrW, quando aspergida por arco elétrico sobre um substrato metálico e testada sob diferentes ângulos e temperaturas de desgaste.

Os revestimentos foram obtidos a partir de parâmetros de deposição fornecidos pelo fabricante. A superfície das amostras foi levemente lixada antes de serem erodidas para a retirada de lamelas não bem aderidas, visando-se obter um padrão semelhante de rugosidade em cada grupo. As amostras foram submetidas a um fluxo controlado de partículas erodentes de alumina eletrofundida, em ângulos de incidência de 30, 60 e 90°, a uma velocidade mantida em torno de 50 m/s. As temperaturas estudadas foram de 25, 300 e 600°C. O material foi caracterizado quanto a sua microestrutura (microscopia ótica e eletrônica de varredura, porosidade e sua morfologia) e também quanto a microdureza. O desgaste foi medido pela perda de volume do corpo erodido.

Os resultados indicaram que o aumento na temperatura causa uma mudança nos mecanismos que atuam na erosão do revestimento, aumentando a plasticidade do mesmo, ocorrendo uma transição do comportamento erosivo característico de materiais frágeis para dúctil.

SUMÁRIO

RESUMO.....	III
1 INTRODUÇÃO.....	5
2 OBJETIVO.....	7
3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA	8
3.1 DESGASTE	8
3.1.1 EROSÃO.....	9
3.1.2 EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS.....	12
3.1.3 PRINCIPAIS FATORES RESPONSÁVEIS PELO PROCESSO DE EROSÃO ..	13
3.2 EROSÃO EM REVESTIMENTOS.....	18
3.2.1 REVESTIMENTOS OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA	18
3.2.1.1 ASPERSÃO TÉRMICA À ARCO ELÉTRICO	21
3.2.2 EROSÃO EM REVESTIMENTOS CERMET	22
3.2.2.1 POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS.....	24
3.2.2.2 INSERÇÃO DE FASES DURAS (CARBETOS) NOS REVESTIMENTOS .	26
3.2.2.3 QUANTIDADE DE FASES DURAS (CARBETOS) ADICIONADA AOS	
REVESTIMENTOS.....	28
3.2.2.4 MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO FORMADA QUANDO DA	
DEPOSIÇÃO	31
3.2.2.5 DUREZA DO REVESTIMENTO.....	33
3.2.2.6 TEMPERATURA DO DESGASTE EROSIVO.....	34
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	39
4.1 MATERIAIS	39
4.1.1 ARAME PARA OBTENÇÃO DE REVESTIMENTOS.....	39
4.1.2 ERODENTE: ALUMINA ELETROFUNDIDA.....	40
4.1.2.1 DISTRIBUIÇÃO GRANULOMÉTRICA.....	41
4.1.2.2 MORFOLOGIA DO ERODENTE	42
4.1.3 FABRICAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA	42
4.1.4 CARACTERIZAÇÃO DO REVESTIMENTO	44
4.1.4.1 POROSIDADE TOTAL.....	44
4.1.4.2 MICRODUREZA	44
4.1.4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	44
4.1.4.4 OXIDAÇÃO DO REVESTIMENTO	45
4.1.5 ENSAIO DE EROSÃO	45
4.1.5.1 EQUIPAMENTO DE DESGASTE	45
4.1.5.2 ENSAIO DE DESGASTE	46
4.1.5.3 TEMPERATURA DE ENSAIO	47
4.1.5.4 VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS ERODENTES.....	47
4.1.5.5 DETERMINAÇÃO DA TAXA DE EROSÃO	49
4.1.6 ERRO DAS MEDIDAS.....	50
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	52
5.1 MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO COMO ASPERGIDO.....	52
5.1.1 AVALIAÇÃO DA DUREZA.....	56
5.1.2 AVALIAÇÃO DA POROSIDADE.....	57
5.2 DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA AMBIENTE	58
5.3 DESGASTE EROSIVO A QUENTE.....	62
6 CONCLUSÕES.....	67
7 SUGESTÕES PARA FUTURO TRABALHOS.....	68
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

1 INTRODUÇÃO

Apesar da erosão de materiais, em particular de metais, ser estudada há muito tempo, o entendimento desse fenômeno em materiais *cermets* (carbetos cerâmicos em matrizes metálicas) ainda é pouco conhecido e tem se tornado alvo de pesquisas na área de materiais de engenharia, principalmente no campo de revestimentos.

O interesse pelo estudo do fenômeno de erosão foi impulsionado pelo surgimento e evolução de muitas técnicas de observação do comportamento de materiais, entre essas, a microscopia eletrônica de varredura (MEV), que permite examinar a superfície de materiais após serem submetidos ao processo de erosão. Dessa forma, uma melhor análise do aspecto superficial de materiais sujeitos à erosão tem proporcionado a elaboração de muitos modelos e mecanismos de perda de material nesse processo, tentando relacionar a taxa de erosão com as propriedades físicas e mecânicas dos materiais [SUNDARARAJAN (1983)].

Componentes metálicos, cujas superfícies estejam expostas a ambientes sujeitos a degradação por ação mecânica, principalmente erosão por partículas sólidas, como por exemplo, caldeiras, ciclones e tubulações podem ser protegidos pela aplicação de revestimentos. Estes revestimentos podem ser aplicados por diversas técnicas de aspersão térmica, como por exemplo, HVOF, *D-gun* ou Arco Elétrico.

Materiais frágeis são mais resistentes à erosão em baixos ângulos de ataque, enquanto que materiais dúcteis, ao contrário, resistem melhor em altos ângulos de ataque (90°). Em situações onde ocorre uma mistura destas situações, isto é, quando o material é removido pela combinação de mecanismos de corte, sulcos, fratura frágil e fadiga, há uma controvérsia entre a dureza e a tenacidade à fratura dos materiais.

A combinação de diferentes materiais a nível microestrutural propicia o surgimento de materiais com propriedades ímpares e *performance* em uso, não alcançadas pelos constituintes individuais. Com base nessa concepção de materiais compósitos, surgem revestimentos que, pelo conjunto de suas propriedades, apresentam excelente desempenho contra solicitações típicas da erosão. A utilização de revestimentos compósitos, portanto, pode aumentar a vida útil de um

componente ou ainda permitir a operação em condições mais severas ao proteger a superfície contra a erosão (LEVY e WANG, 1988).

Esses fatos observados motivaram o estudo sistemático desse fenômeno, bem como o de avaliar novos revestimentos mais resistentes à erosão, com o intuito de minimizar os problemas referentes a esse processo de desgaste provocado na indústria, reduzindo as horas de parada e, conseqüentemente, de manutenção dos equipamentos, obtendo-se, com isso, uma redução de custos para as empresas.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento de um revestimento a base de FeNbCrW, depositado pelo processo de arco elétrico frente ao desgaste erosivo em diferentes temperaturas e ângulos de incidência do erodente.

3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

3.1 DESGASTE

Segundo Jost (1966), "A tribologia é a Ciência e Tecnologia de superfícies que estuda a interação de superfícies em movimento relativo, e de práticas relacionadas". Ela 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, por sua vez, 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).

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 o 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.

3.1.1 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 3-1 em função do ângulo de incidência do erodente.

Em materiais frágeis, como cerâmicos, têm 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 3-2 ilustra, esquematicamente, o mecanismo de desgaste de materiais frágeis, para ângulos próximos a 90°, segundo Madruga, Silveira e Bergmann (1994).

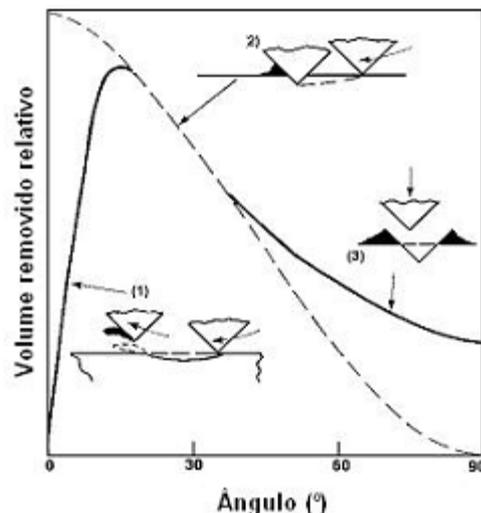


Figura 3-1: Resultados experimentais para a erosão de um metal dúctil (linha contínua) e três mecanismos postulados para remoção de material (FINNIE, 1995).

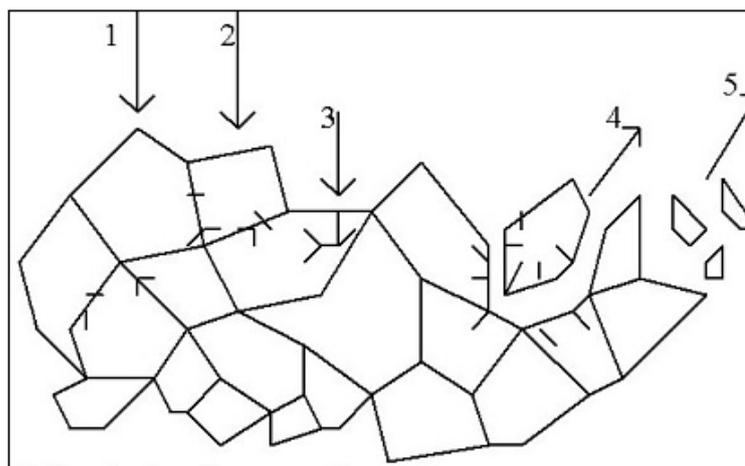


Figura 3-2: Mecanismo de desgaste. 1. Fadiga da fase intergranular; 2. Microtrincas no contorno de grão; 3. Indução de microtrincas no grão; 4. Desprendimento do grão; 5. Desprendimento de fragmentos de grão (MADRUGA, SILVEIRA e BERGMANN, 1994).

Em cermetes, que são materiais formados por carbetos cerâmicos distribuídos em uma matriz metálica, 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 micro-trincas, 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 Cr_3C_2 (tenacidade à fratura de $3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e o possível benefício para cermetes 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 cermetes 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 cermetes 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).

3.1.2 EROÇÃO 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.

3.1.3 PRINCIPAIS FATORES RESPONSÁVEIS PELO PROCESSO DE EROSIÃO

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.

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 3-3.

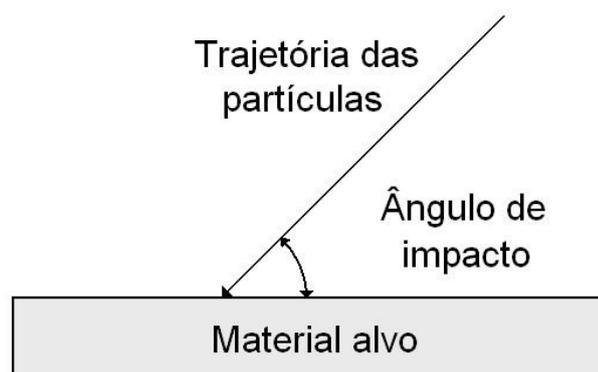


Figura 3-3: Ângulo de impacto do erodente.

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 3-4).

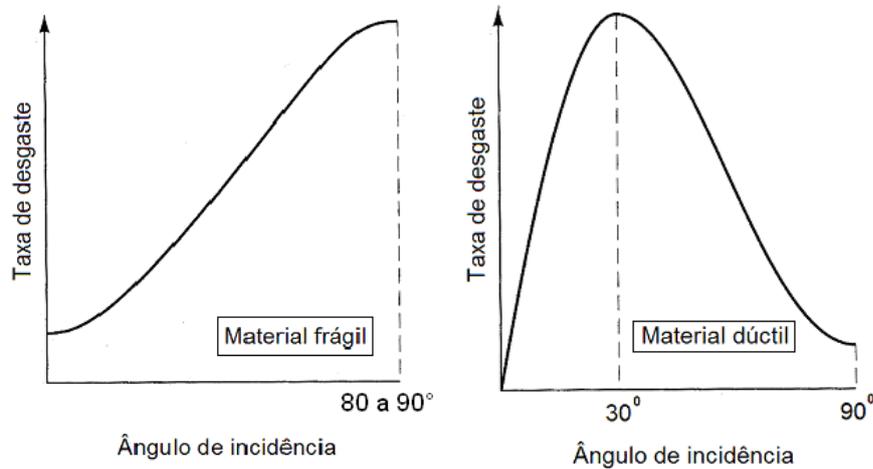


Figura 3-4: Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis (ZUM GAHR, 1987).

Velocidade de Impacto

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

$$\Delta E \propto V^p$$

Equação 3-1

Na Equação 3-1 a velocidade de impacto é denotada por V e a taxa de erosão por ΔE . O expoente p depende do tipo de material.

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 3-5 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.

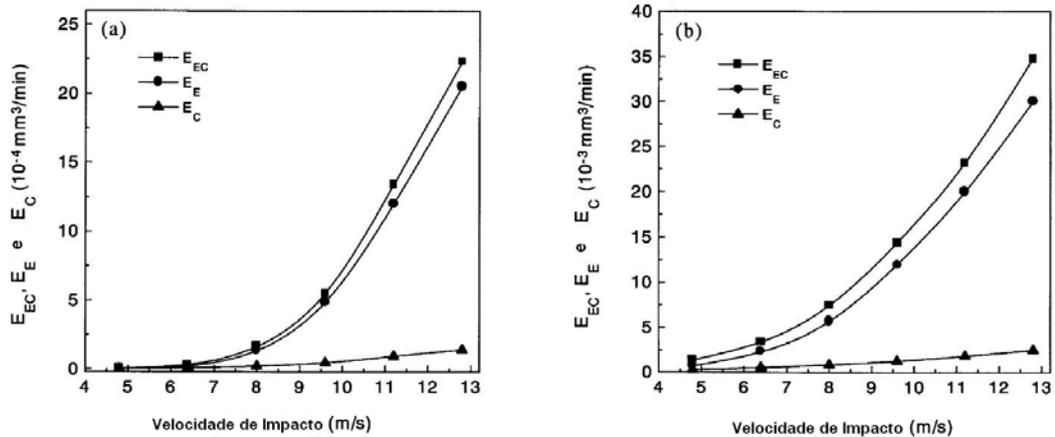


Figura 3-5: Variação da taxa de erosão/corrosão (E_{EC}), desgaste erosivo (E_E) e corrosão por fluxo induzido (E_C) para (a) ligas recobertas por nitreto de titânio e (b) ligas de titânio. Adaptado de J.P. Tu (2000).

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 3-6, 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 necessário uma maior quantidade de impactos para que ocorra a remoção de material (BHUSHAN, 2002). A formação e propagação das trinca em materiais frágeis também é favorecida pela incidência de partículas angulosas.

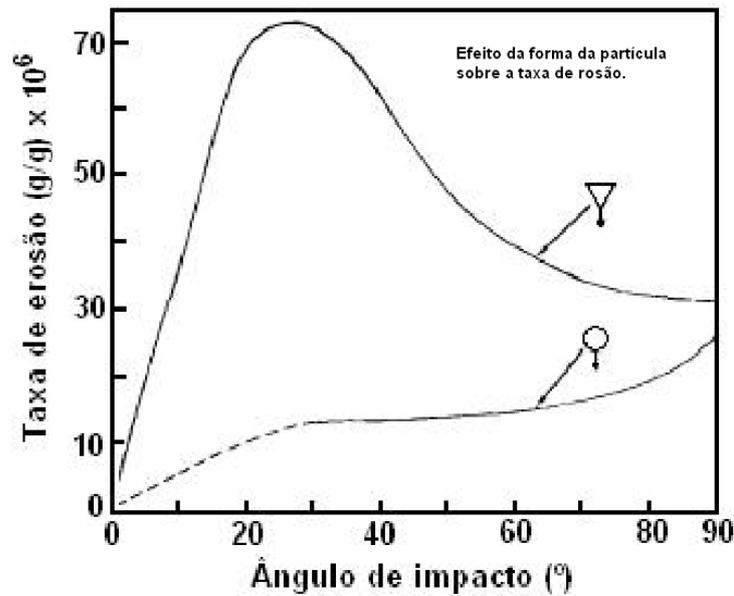


Figura 3-6: Efeito da forma da partícula erodente na taxa de erosão

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 3-7 (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 .

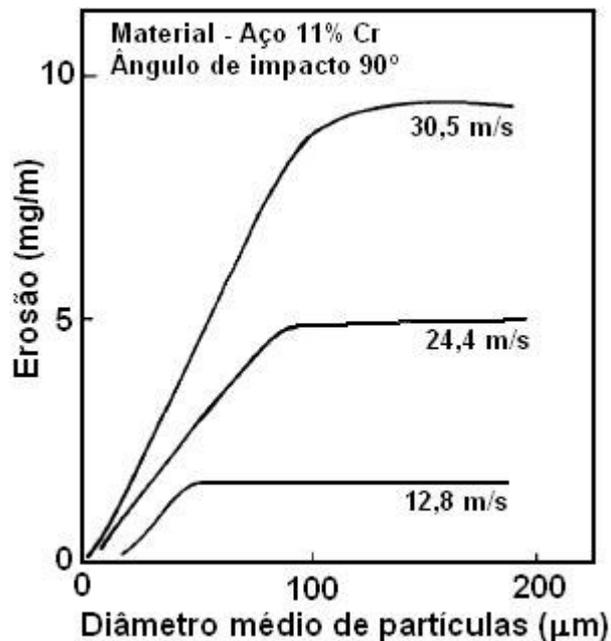


Figura 3-7: Variação da taxa de erosão com o tamanho de partícula para um aço, utilizando ângulo de impacto normal e diferentes velocidades de impacto (GOODWIN *et al.*, 1969-70).

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 matensíticos, 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.

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 3-8 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.

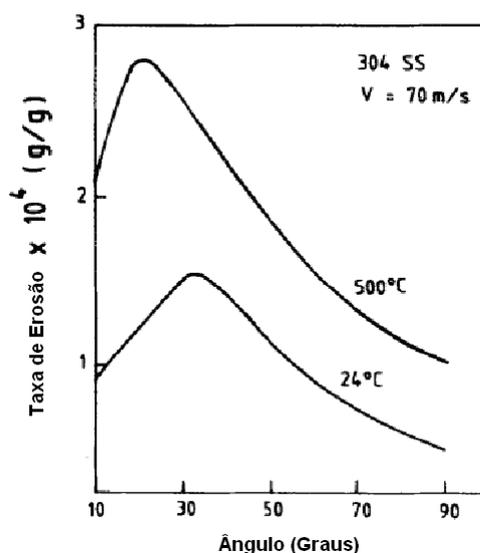


Figura 3-8: Erosão por partícula sólida do aço inox 304 a uma velocidade de 70 ms^{-1} como uma função do ângulo para as temperaturas de 24 e 500 °C (Sundararajan e Roy (1997)).

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.

3.2 EROSÃO EM REVESTIMENTOS

3.2.1 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 aquecidos, fundidos 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 à 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 3-9.

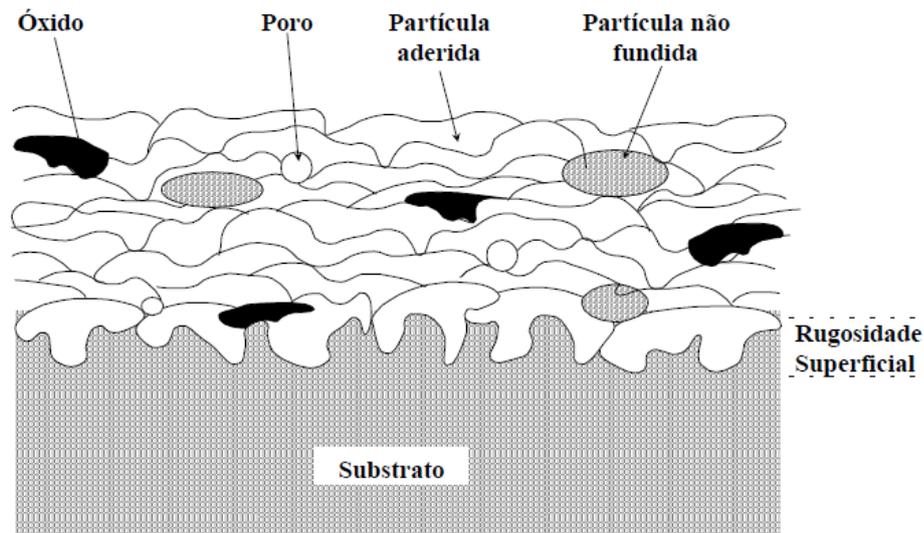


Figura 3-9: Desenho esquemático da seção transversal típica de um revestimento aspergido termicamente. MARQUES, P.V

Os materiais utilizados para aspersão são em forma de pó, arame e barras podendo ser metálicos, cerâmicos, poliméricos e suas combinações, podem ser 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 depende 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 3-10.

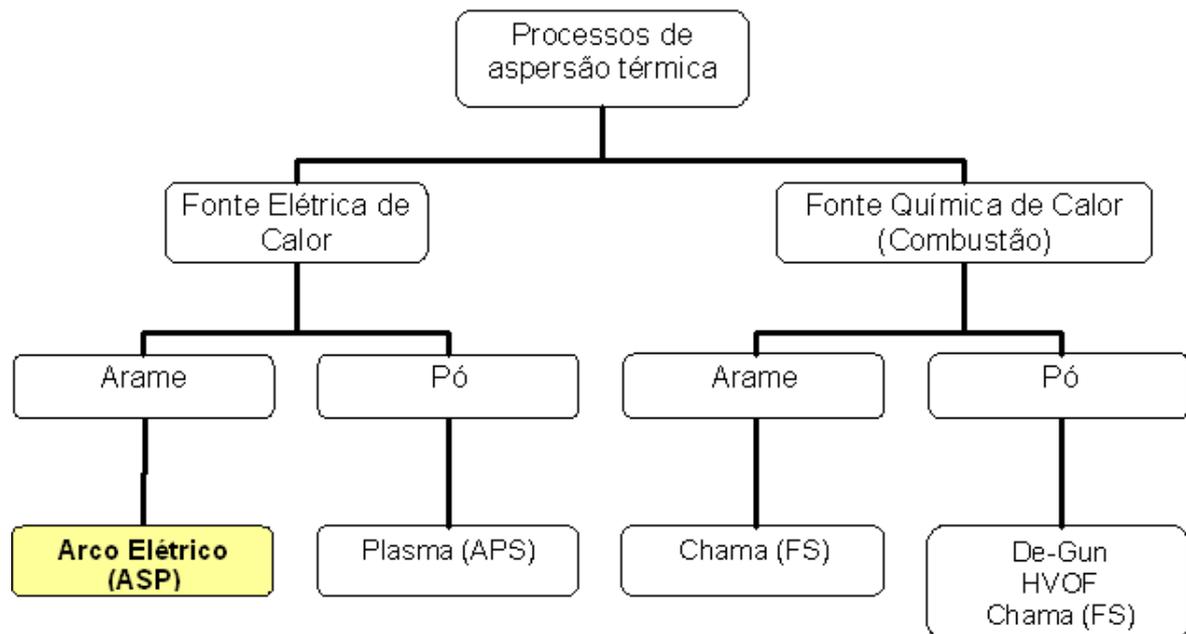


Figura 3-10: Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível.

Geralmente nos processos de aspersão térmica de uso industrial as distâncias de projeção das partículas variam de 100 até 300 mm e para obter uma aderência adequada ao substrato, este deve ter um grau de limpeza Sa3. Esta limpeza é obtida através do jateamento abrasivo, permitindo com isso obter no substrato limpeza e rugosidade, que permitem o ancoramento mecânico das partículas no momento do impacto.

3.2.1.1 ASPERSÃO TÉRMICA À 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 usar 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 3-11). 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.

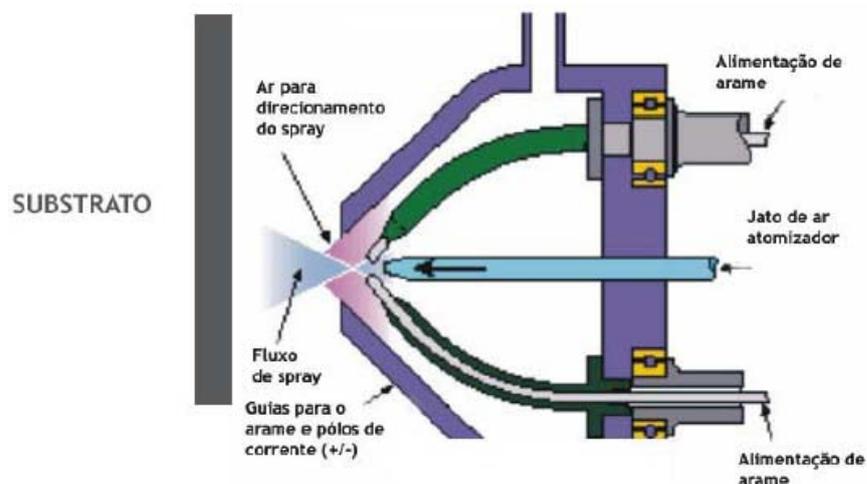


Figura 3-11: Esquema do processo de aspersão térmica a arco elétrico, adaptado de Halldearn (2009)

As principais características do processo são apresentadas na Tabela 3-1:

Tabela 3-1: 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	50-300g/min

3.2.2 EROÇÃO EM REVESTIMENTOS CERMET

Existem grandes diferenças em relação ao comportamento das diferentes classes de materiais quando expostos a 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 3-13.

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 3-14. 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°.



Figura 3-13: Resistência ao desgaste de materiais e revestimentos (KULU *et al.*, 2005).

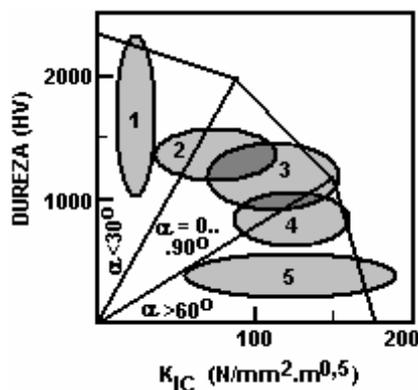


Figura 3-14: Propriedades de dureza e tenacidade de revestimentos e suas áreas de aplicações: 1, 2 – pequenos ângulos de impacto, 2 a 4 – mistura de abrasão e erosão e 4,5 – ângulos de impacto elevados (KULU *et al.*, 2005).

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 freqüentemente usados para resistir a diferentes formas de desgaste, em diversas aplicações industriais, inclusive em situações de erosão extrema.

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.

3.2.2.1 POROSIDADE DOS REVESTIMENTOS

No que tange à porosidade dos revestimentos, estudos feitos com diferentes técnicas de deposição observaram 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, o tamanho destes foi determinado 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 3-3.

Tabela 3-3: 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.

3.2.2.2 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 3-15). A resistência à erosão de cermets depende, além do ângulo de ataque, da quantidade de carbeto inseridos na matriz. A Figura 3-16 sumariza os resultados obtidos pelos autores para diferentes tipos de revestimentos, em função do ângulo de ataque.

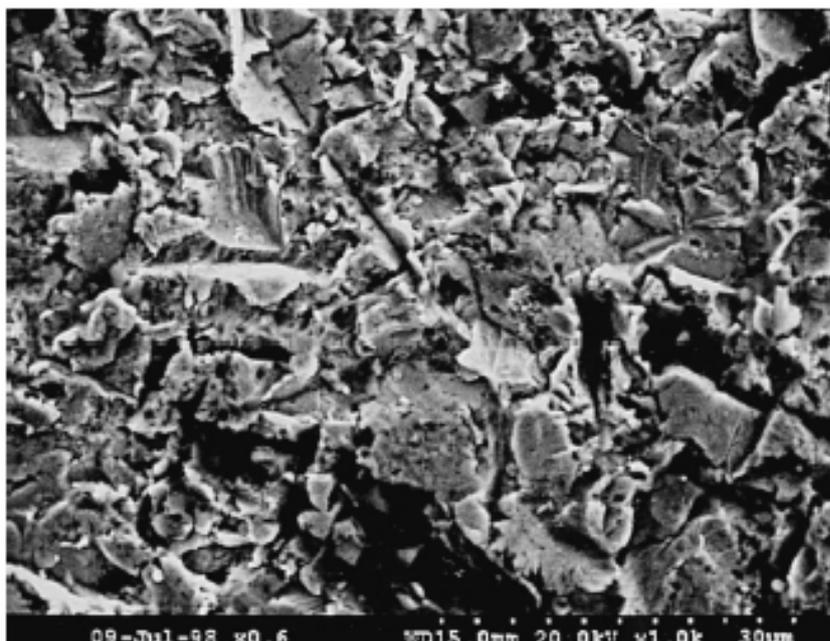


Figura 3-15: Microestrutura típica de um revestimentos de NiWCrSiFeBC após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50 μ m de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente e temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

Os mesmos autores observaram ainda que o aumento da concentração de carbetos 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 carbetos 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 3-17 mostra evidências de erosão por corte, formação de platelets e ocasionalmente remoção de carbetos individuais após a erosão do revestimento de WC-12Co.

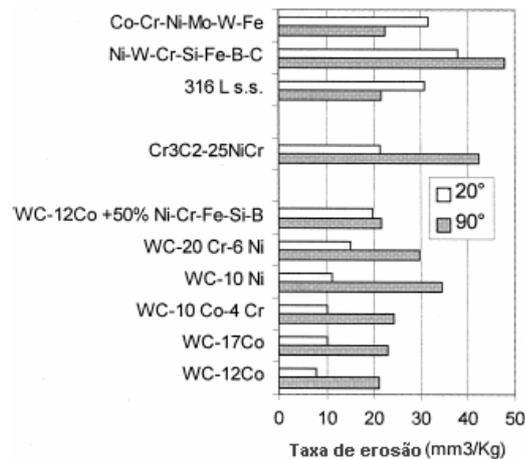


Figura 3-16: Taxa de erosão para diferentes revestimentos em função do ângulo de impacto (partículas de 50µm de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

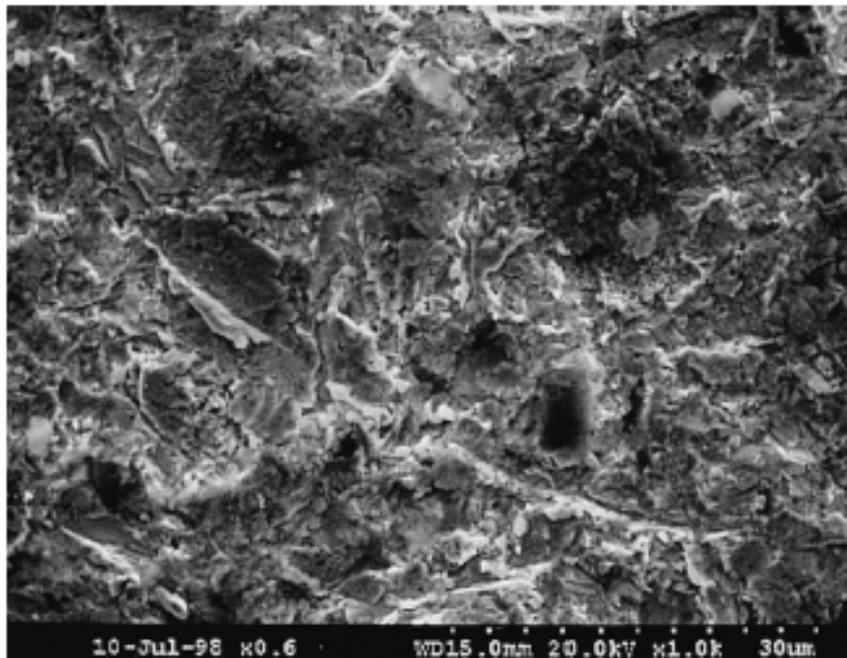


Figura 3-17: Microestrutura típica de um revestimento de WC-12Co após a erosão em ângulo de impacto de 90° (partículas de 50µm de Al₂O₃, velocidade de 84 m/s, 25 min. de teste, 50g de erodente, a temperatura ambiente) (HAWTHORNE *et al.*, 1999).

3.2.2.3 QUANTIDADE DE FASES DURAS (CARBETOS) ADICIONADA AOS 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 carbetos, 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%) que o desgaste em altos ângulos de impacto resulta da fratura dos carbetos 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 4.38) apresentando a influência da quantidade de fase dura do revestimento pela taxa de desgaste dos revestimentos aspergidos termicamente.

Através da Figura 3-18, 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 3-19, 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.

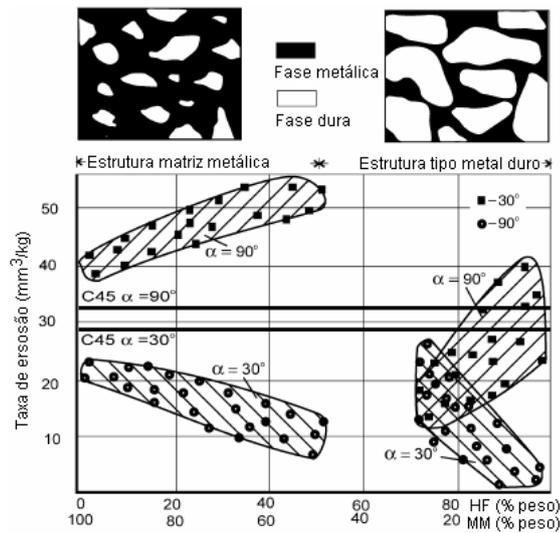


Figura 3-18: Taxa de erosão de partículas sólidas a temperatura ambiente em função do conteúdo de fase dura (HF)/matriz metálica (MM) (KULU *et al.*, 2005).

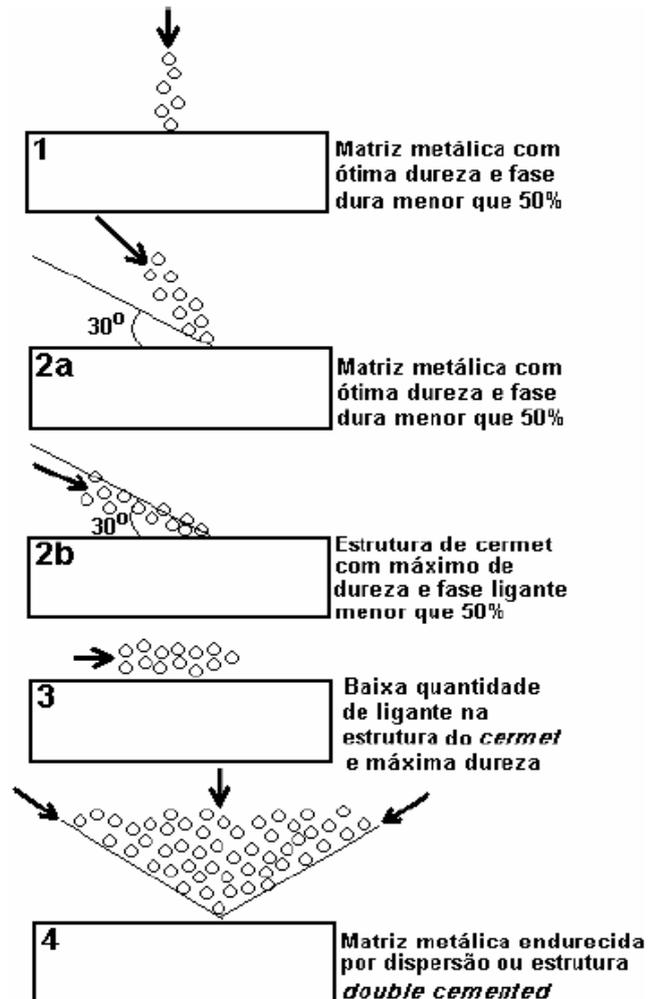


Figura 3-19: Estrutura otimizada para resistir ao desgaste erosivo em diferentes condições de ângulo de ataque (1) próximo a normal (90°), (2a) e (2b) oblíquo, (3) erosão tangente e (4) mistura de ângulos (KULU e PIHL, 2001).

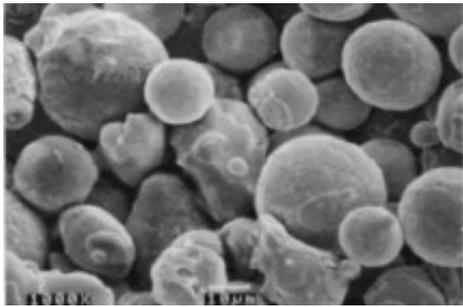
3.2.2.4 MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO FORMADA QUANDO DA DEPOSIÇÃO

Wang e Shui (2003) salientam que não apenas a quantidade de carbeto 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.

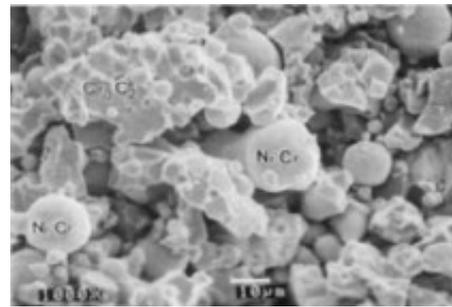
Alguns outros pesquisadores também publicaram resultados similares, informando que revestimentos aspergidos de pós com uma distribuição de tamanhos próxima mostraram maior resistência à erosão que aqueles aspergidos com pós com maior tamanho de partículas. Comparando a microestrutura de diferentes revestimentos 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 3-20c, 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 3-20e 3-20d) (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 3-21 apresenta a micrografia (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

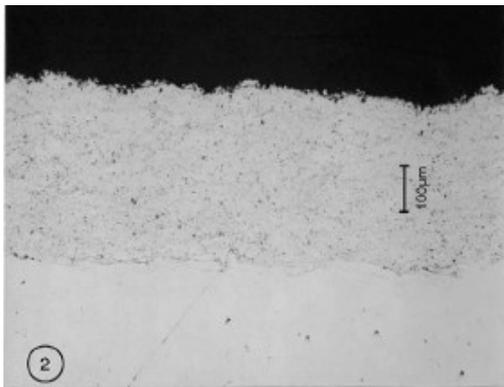
por mecanismos de trincamento e lascamento e perda de pedaços, o tamanho do material extraído é determinado pelo tamanho das lamelas do revestimento.



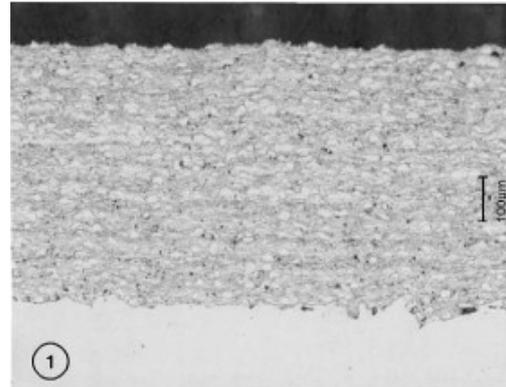
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 3-20: Micrografia 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).

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 claro na Figura 3-21a e 3-21b 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 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ blendado (Figura 3-21c) foi mais agressivo, causando maior perda de material da superfície, porém pelo mesmo mecanismo observado para o WC-17CoCr.

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 μm , 1,4-2,0 μm e 2,8-3,7 μm . 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.

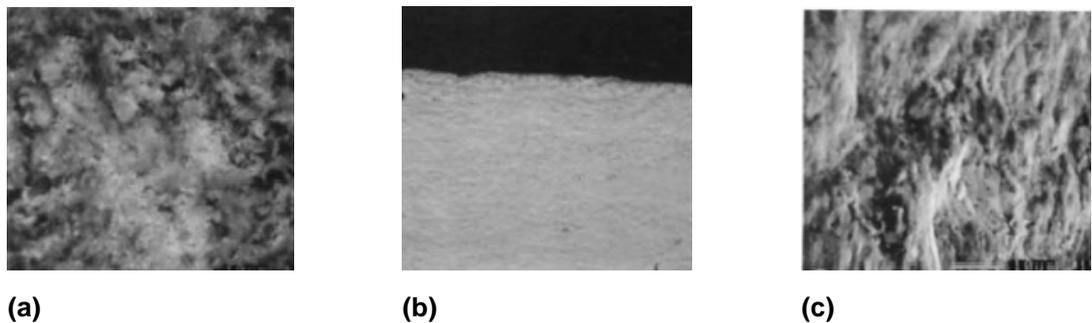


Figura 3-21: Micrografia por MEV da (a) superfície, (b) seção transversal do revestimento de WC-17CoCr e (c) superfície do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ – blendado erodidos por cinza de carvão em ângulo de 30° a 300°C (WANG e SHUI, 2003).

3.2.2.5 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 carbeto provavelmente em função do mecanismo que rege este tipo de degradação. Pode-se constatar que para baixos ângulos de impacto a resistência à erosão aumenta com o aumento da dureza do carbeto, enquanto há uma situação oposta para os revestimentos metálicos, provavelmente devido à diferença de mecanismos de erosão preponderante para cada um desses tipos de materiais.

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 cermet, 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 3-22.

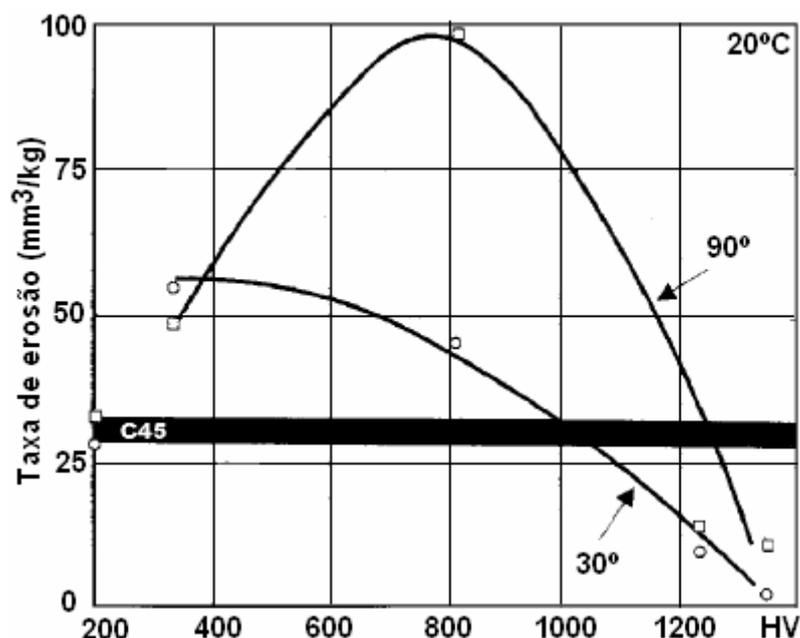


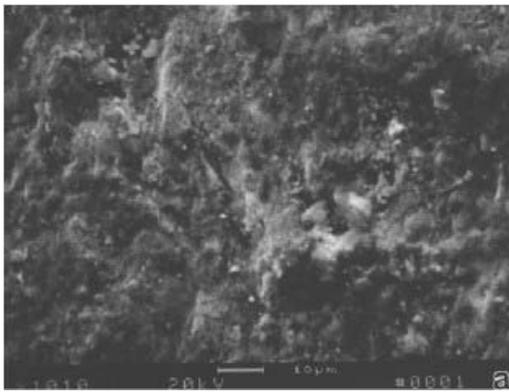
Figura 3-22: Dependência da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas (área escura significa o material de referência: aço 1045) (KULU e PIHL, 2001).

3.2.2.6 TEMPERATURA DO DESGASTE EROSIVO

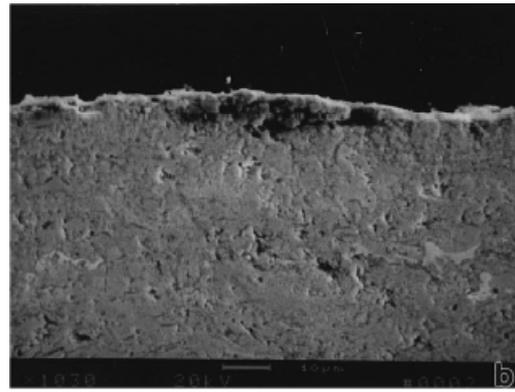
Como nos metais, o aumento da temperatura pode provocar mudanças nas propriedades mecânicas dos revestimentos, bem como no mecanismo de erosão dos mesmos e até uma possível oxidação.

A Figura 3-23 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

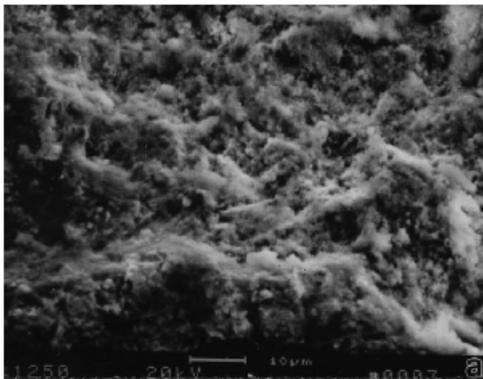
temperatura de 300°C e velocidade de 60 m/s. O revestimento erodido a 30° mostrou um comportamento frágil, como pode-se observar por sua superfície trincada e lascada (Figura 3-23a). Segundo os autores, através da análise da microestrutura em corte (Figura 3-23b), é possível constatar a presença de trincas 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.



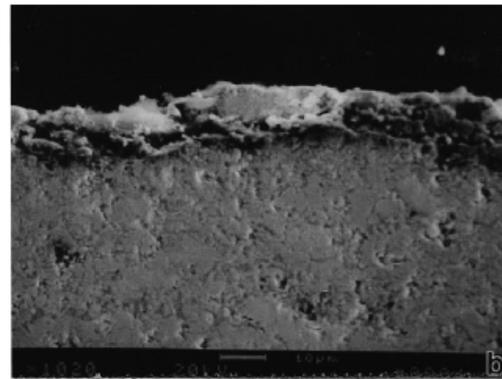
(a)



(b)



(c)



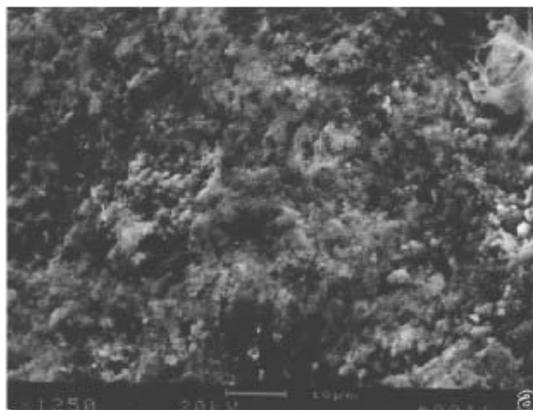
(d)

Figura 3-23: 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).

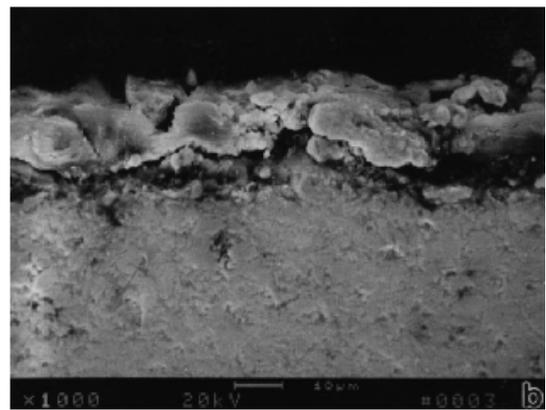
Segundo Wang e Verstak, (1999), a oxidação do revestimento pôde ser constatada por análise por EDS, apresentadas na Figura 3-24, representada por uma camada de produto de oxidação na superfície do revestimento (Figura 4.48a). O revestimento com TiC foi erodido a 30° por partículas angulares de cinzas de carvão mineral, na temperatura de 750°C e velocidade de 60 m/s. Na Figura 4.48b, 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.

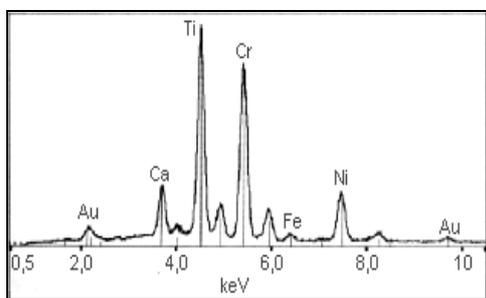
Além da oxidação em temperaturas elevadas, Levy e Wang (1988) salientam a possível modificação do balanço energético, devido à modificação das propriedades do material alvo. Estes autores observaram que revestimentos com maior quantidade de metal suportavam mais o desgaste erosivo em temperatura elevada (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.



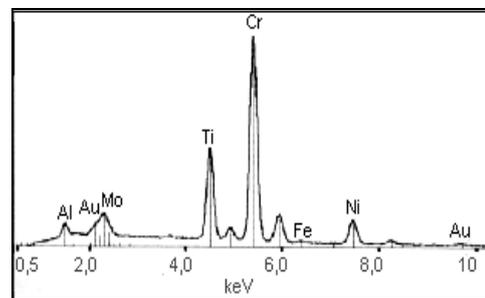
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 3-24: Microestrutura da (a) superfície e (b) seção transversal do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{TiCrNiMo}$ 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).

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 3-25). 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.

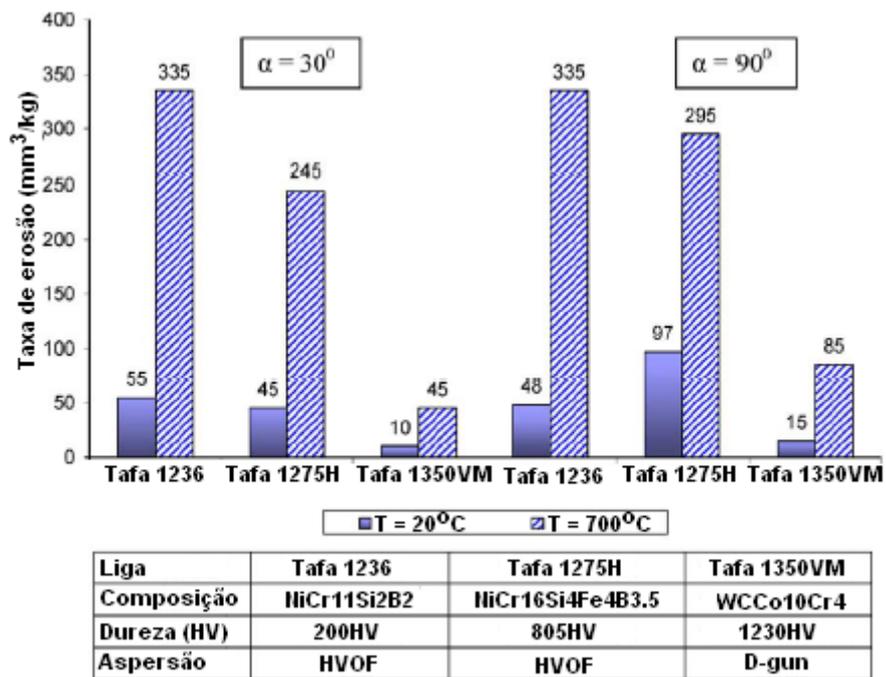


Figura 3-25: Taxa de erosão de revestimentos em função do ângulo de impacto e da temperatura (Kulu *et al.*, 2005).

A 700°C, o mecanismo de desgaste para ângulos de impacto de 30° e próximos a 90° são semelhantes. A partir da Figura 3-26, 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 3-27. Em ambas condições de desgaste, os autores constataram a erosão através de mecanismos de sulcamento pelo erodente, causando a remoção do material.

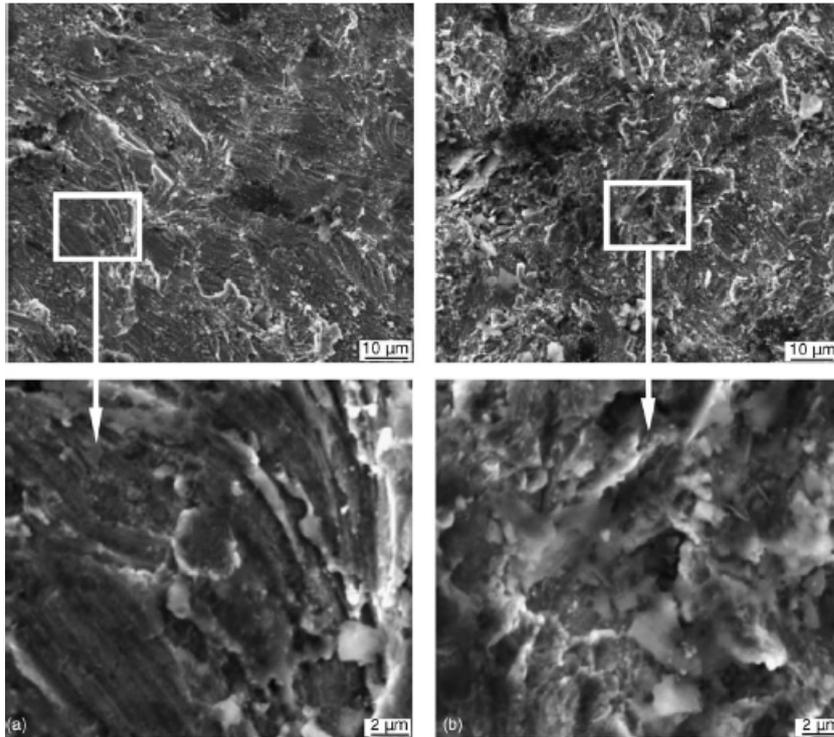


Figura 3-26: Revestimento NiCrSiB erodido na temperatura de 700°C em ângulo de impacto de (a) 30° e (b) 90° (Kulu *et al.*, 2005).

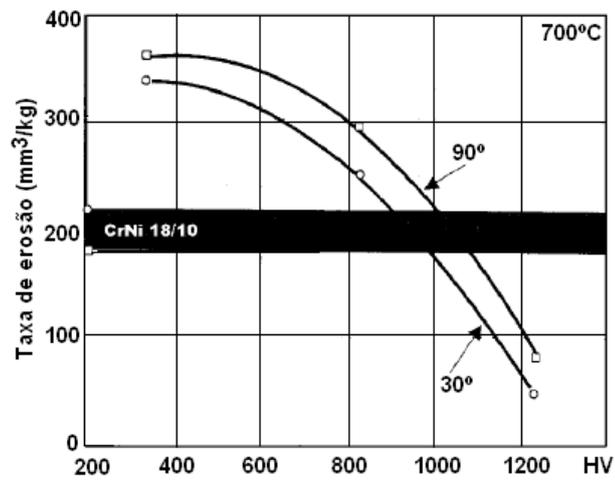


Figura 3-27: – Variação da taxa de erosão em função da dureza e do ângulo de impacto das partículas para temperatura de 700°C (área escura significa o material de referência: aço inoxidável 18/10) (Kulu e Pihl, 2001).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIAIS

4.1.1 ARAME PARA OBTENÇÃO DE REVESTIMENTOS

O arame utilizado neste trabalho é um arame comercial fabricado pela empresa Praxair Surface Technologies Inc, vendido pelo 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 4-1 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 que se dissolvem facilmente nesta estrutura vítrea. Quando aspergido usando parâmetros ideais, uma matriz amorfa se forma contendo precipitados de carbeto de boro nanoestruturado.

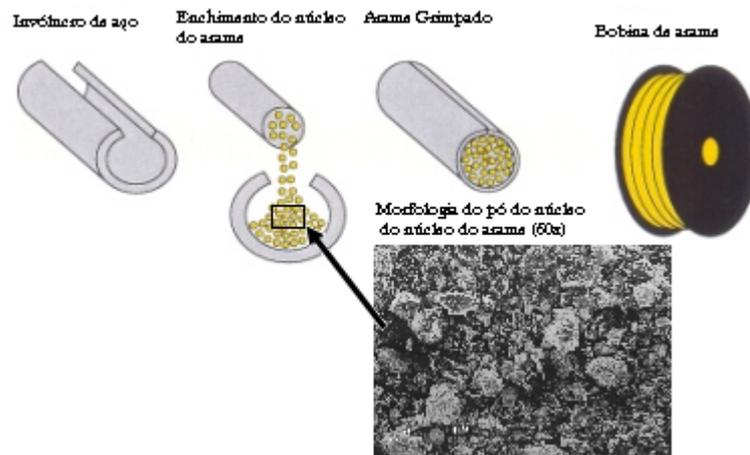


Figura 4-1: Diagrama esquemático do sistema de obtenção do arame FeNbCrW. (Nanosteelco.com). No detalhe, MEV da morfologia do pó do núcleo do arame, aumento de 60x.

O arame utilizado tem um diâmetro de 1,6 mm e composição química descrita pelo fabricante conforme a Tabela 4-1.

Tabela 4-1: Composição química do arame utilizado para a aspensão 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

4.1.2 ERODENTE: ALUMINA ELETROFUNDIDA

É utilizado como abrasivo erodente a alumina eletrofundida marrom devido a presença de TiO₂, tendo 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 uma dureza típica entre 1720HV e 2140HV.

(http://www.treibacher.com.br/br/aluminas_abrasivos.php, disponível em 4/11/2009.)

Efetuada a análise química do erodente, através da microsonda acoplada ao MEV (JEOL, modelo JSM-5800), Figura 4-2, 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.

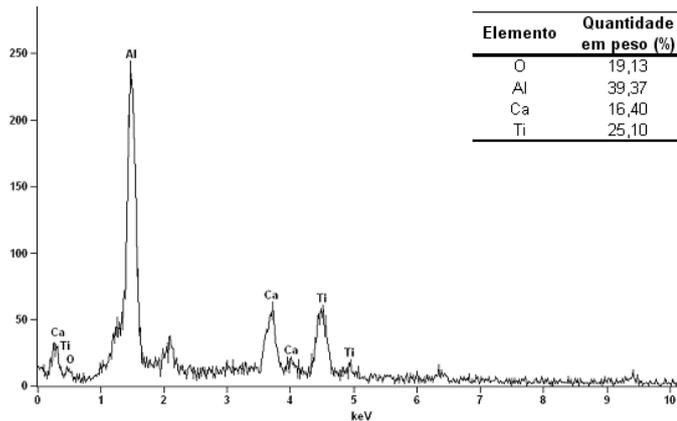


Figura 4-2: Composição química do óxido de alumínio marrom utilizado como erodente. No detalhe composição quantitativa dos elementos formadores deste.

4.1.2.1 DISTRIBUIÇÃO GRANULOMÉTRICA

A Figura 4-3 e a Tabela 4-2 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 4-3 uma distribuição unimodal das partículas, com tamanho médio de aproximadamente 160 μ m.

Tabela 4-2: Análise granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida.

Matéria-prima	D10 (μ m)	D50 (μ m)	D90 (μ m)	Dmédio(μ m)
Alumina eletrofundida	76.42	147.83	261.38	160.48

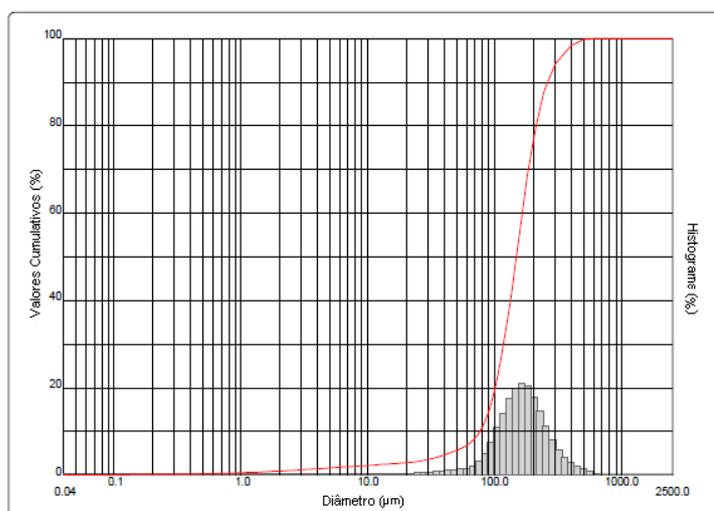


Figura 4-3: Distribuição granulométrica por difração a laser da alumina eletrofundida. O tamanho médio de grão é de 160 μ m.

4.1.2.2 MORFOLOGIA DO ERODENTE

A Figura 4-4 apresenta a morfologia da alumina eletrofundida utilizada como erodente neste trabalho. A partir da análise desta figura observa-se que o erodente é constituído de partículas irregulares, angulares com uma variação no tamanho, isto é uma distribuição de tamanhos.

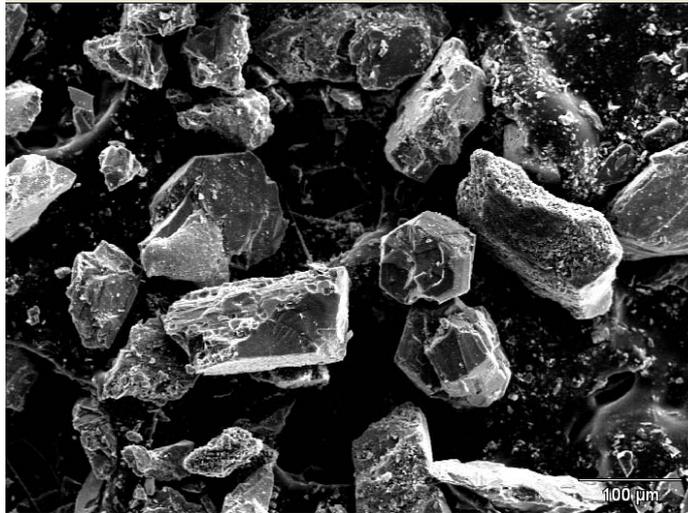


Figura 4-4: Morfologia da alumina eletrofundida marrom utilizada como erodente. Aumento de 200x.

4.1.3 FABRICAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

A fabricação dos corpos-de-prova para serem revestimentos por aspersão térmica envolveu a seqüência 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 4-5. 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 4-5: Substrato empregado como suporte na obtenção dos revestimentos.

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 4-3. Os corpos-de-prova foram aspergidos manualmente na empresa Metalcrom localizada em Esteio-RS.

Tabela 4-3: 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

4.1.4 CARACTERIZAÇÃO DO REVESTIMENTO

4.1.4.1 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.

4.1.4.2 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.

4.1.4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

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).

4.1.4.4 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 50 minutos de ensaio.

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

4.1.5 ENSAIO DE EROSÃO

4.1.5.1 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 4-7 apresenta genericamente o equipamento utilizado para os ensaios de erosão, segundo Marques 2006 e Vicenzi 2007.

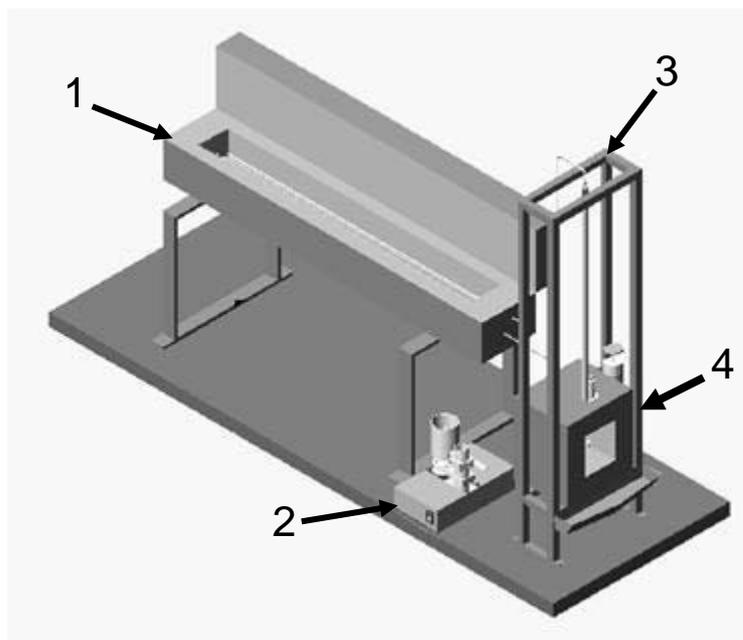


Figura 4-7: Equipamento para ensaios de desgaste erosivo indicando as partes principais: (1) sistema de pré-aquecimento do ar, (2) sistema de alimentação de partículas erodentes; (3) Sistema Venturi - acelerador de partículas e (4) Forno para os ensaios

4.1.5.2 ENSAIO DE DESGASTE

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 em temperaturas de 25, 300 e 600°C, ângulos de incidência do material erodente de 30, 60 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 50 minutos de ensaio para ambas as temperaturas e ângulos de erosão testados.

4.1.5.3 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 de dos parâmetros apresentados na Tabela 4-4 para os fornos de ensaio e pré-aquecimento. A partir das temperaturas calibradas em cada forno, realizaram-se os ensaios de erosão nas temperaturas objetivadas, isto é: 25, 300, 600 °C.

Tabela 4-4: 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
300	350	470
600	720	800

4.1.5.4 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 4-8. 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 4-1.

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

$$V = \frac{d_d \cdot V_{angular}}{\alpha} \quad \text{Equação 4-1}$$

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).

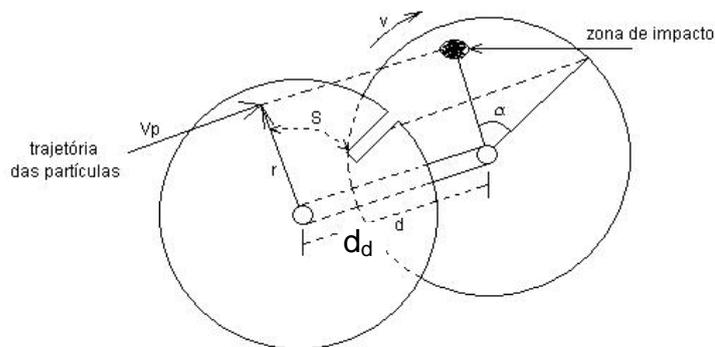


Figura 4-8: Princípio do double disk utilizado para calibrar as velocidades das partículas erodentes nos ensaios de erosão

A Figura 4-9 (a) apresenta o sistema de medição de velocidade *double disk* na posição de avaliação da velocidade. E a Figura 4-9 (b) apresenta a indicação do ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto.

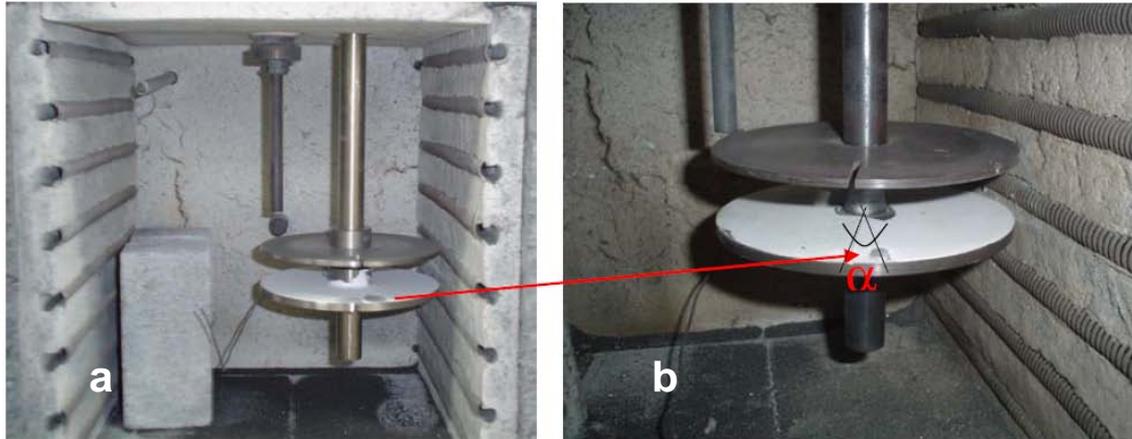


Figura 4-9: (a) Medidor de velocidade double disk projetado para o equipamento de desgaste erosivo. (b) Detalhe apresenta a zona de impacto deslocada em relação à posição abaixo da abertura do disco superior, destacando o ângulo entre a posição da abertura e o ponto médio da região de impacto.

A seqüência 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 por 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 4-1 determinar a velocidade média das partículas.

4.1.5.5 DETERMINAÇÃO DA TAXA DE EROSIÃO

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 4-4. 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.

$$T_{\text{volume}} = \frac{(m_i - m_f)}{\rho_{\text{ap}} \times m_e} \quad \text{Equação 4-2}$$

onde:

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).

4.1.6 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 4-3.

$$\Delta F = \left(\left(\frac{\partial F}{\partial L_1} \cdot \Delta L_1 \right)^2 + \left(\frac{\partial F}{\partial L_2} \cdot \Delta L_2 \right)^2 + \left(\frac{\partial F}{\partial L_3} \cdot \Delta L_3 \right)^2 + \dots + \left(\frac{\partial F}{\partial L_n} \cdot \Delta L_n \right)^2 \right)^{0,5} \quad \text{Equação 4-3}$$

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 4-4 para um número de amostras inferior a 30.

$$C\% E_{\text{repetibilidade}} = t_{\frac{\alpha}{2}} \cdot \frac{S}{m^{0.5}} \quad \text{Equação 4-4}$$

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 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 4-5 que leva em consideração os erros sistemáticos e de repetibilidade.

$$E_{\text{total}} = ((\Delta F)^2 + (\Delta E)^2)^{0.5} \quad \text{Equação 4-5}$$

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.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO COMO ASPERGIDO

A Figura 5-1 apresenta uma microscopia de topo do revestimento FeNbCrW, obtido por arco elétrico, obtida por MEV (microscopia eletrônica de varredura).

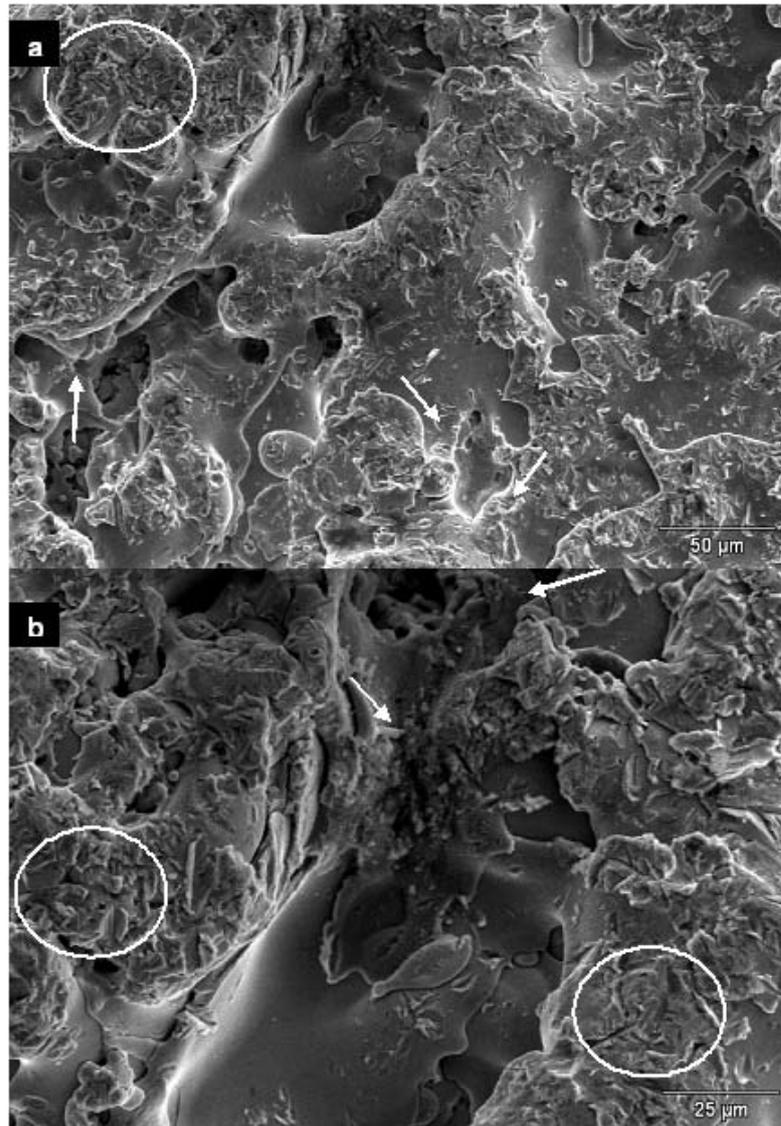


Figura 5-1: Microscopia eletrônica de varredura da superfície (topo) do revestimento como aspergido: a) 400x e b) 800x.

A partir da análise da Figura 5-1a e Figura 5-1b observou-se 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 com maior dureza e que não atingiram posições ótimas na chama (temperatura e velocidade 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, que é apresentado na Figura 5-2.

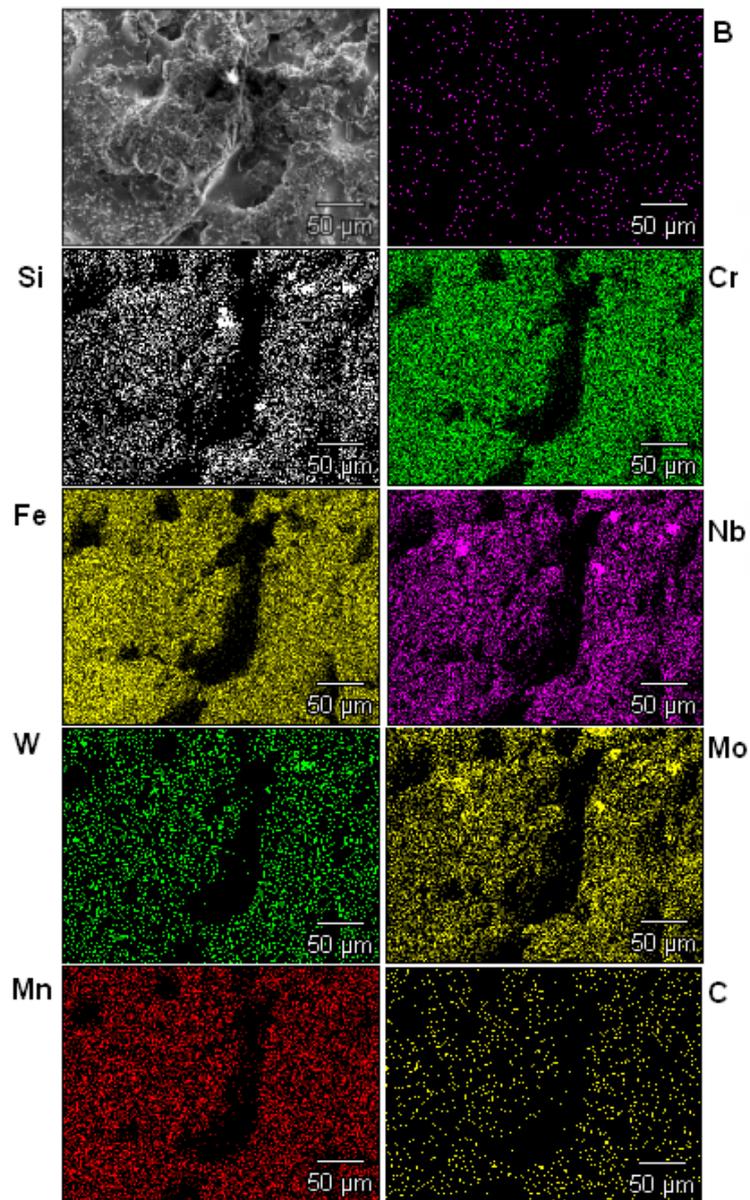


Figura 5-2: Mapeamento por imagem da superfície do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x.

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 se pode concluir a respeito dos mesmos.

A Figura 5-3 apresenta uma imagem por microscopia eletrônica de varredura (MEV) da vista da seção transversal do revestimento. Nesta figura pode-se observar a microestrutura típica de revestimentos obtidos por aspersione térmica, ou seja, a deposição em camadas na forma de lamelas. Estas lamelas evidenciam a boa fusão dos arames no processo de aspersione.

É possível também observar a presença do revestimento base de Ni-4Al para ancoramento mecânico, onde se pode notar que existe uma boa aderência entre o substrato e o revestimento, evidenciado pela inexistência de partículas não fundidas e pela pouca incidência de formação de óxidos na interface revestimento substrato. 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 observado 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 5-4), onde observou-se que a fase mais clara vista na região B da Figura 5-3 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 5-5 apresenta o mapeamento da região transversal do revestimento como aspergido. Pode-se observar 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 5-3 também é evidenciado.

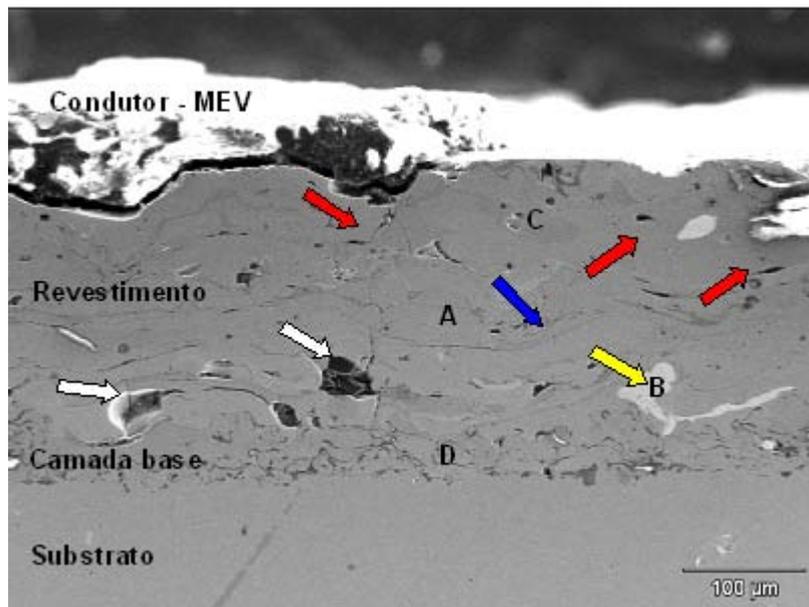


Figura 5-3: Microscopia eletrônica de varredura (aumento 200x) da seção transversal (corte) do revestimento FeNbCrW após aspersão.

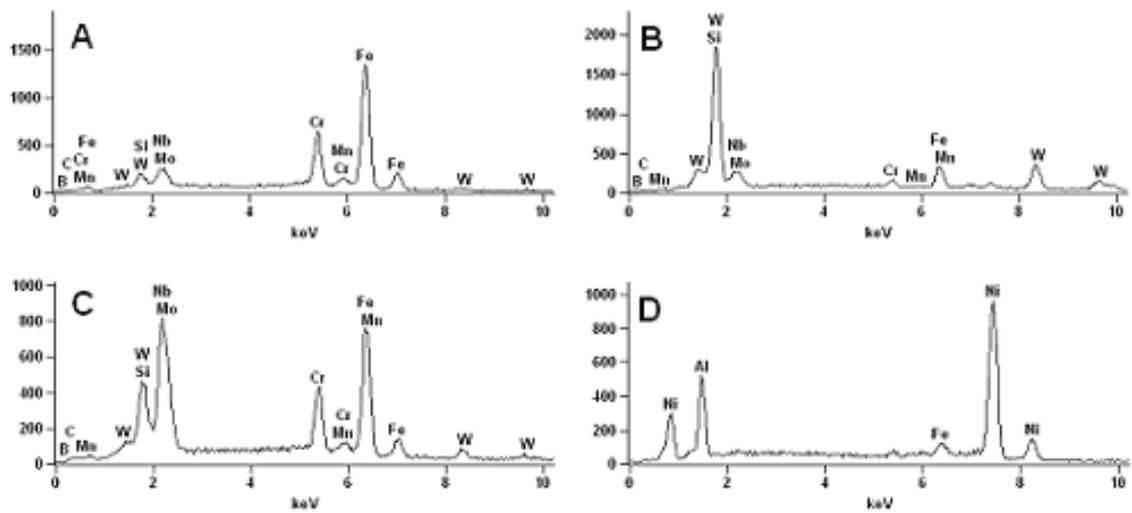


Figura 5-4: Microanálise por EDS das regiões indicadas na Figura 5-3. A figura como aspersão apresenta uma distribuição dos constituintes totais do revestimento. A, B e C correspondem as lamelas indicadas no revestimento e D corresponde a camada base.

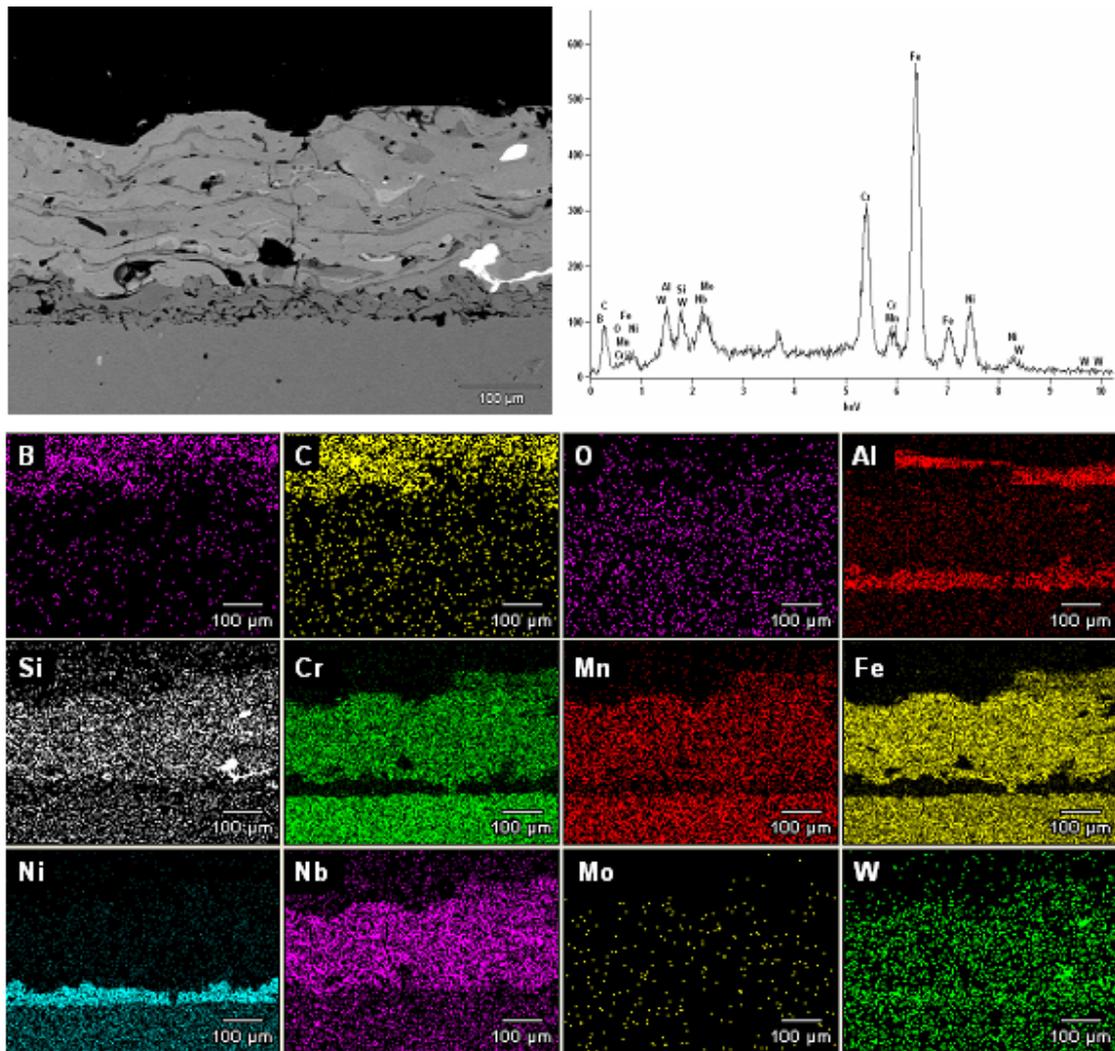


Figura 5-5: Mapeamento por imagem da amostra em corte do revestimento FeNbCrW como aspergido. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400x. No topo da figura apresenta-se também a Microanálise por EDS do revestimento como aspergido, ressaltando uma distribuição dos constituintes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

5.1.1 AVALIAÇÃO DA DUREZA

A microestrutura afeta as propriedades físicas e mecânicas dos revestimentos. A dureza é uma propriedade que varia muito no revestimento devido a sua característica não homogênea, por isso na medição desta propriedade deve-se considerar o preparo da superfície, a seção analisada, bem como o número de identificações executadas.

O resultado de microdureza do revestimento como aspergido está apresentado na Tabela 5-1. 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.

Tabela 5-1: Dureza do revestimento aspergido pelo processo de Arco Elétrico.

Dureza HV_{0,3} – Carga 2,94N		
Média	Dispersão (%) (Desvio Padrão/ Média)	Desvio Padrão
990	9,76	96,67

5.1.2 AVALIAÇÃO DA POROSIDADE

O nível de porosidade indicado na Figura 5-6 – setas vermelhas – foi avaliado segundo um analisador de imagens, ImageTool, que compara as áreas claras com as escuras estando os revestimentos. Obteve-se uma porosidade média de 3,1%, atestando com isso que os parâmetros de aspersão utilizados. Além disso, o valor de porosidade obtido está dentro de valores apresentados pela literatura consultada [GEORGIEVA (2006)] e próxima do obtido pelo fabricante Praxair Surface Technologies Inc (2,1%).

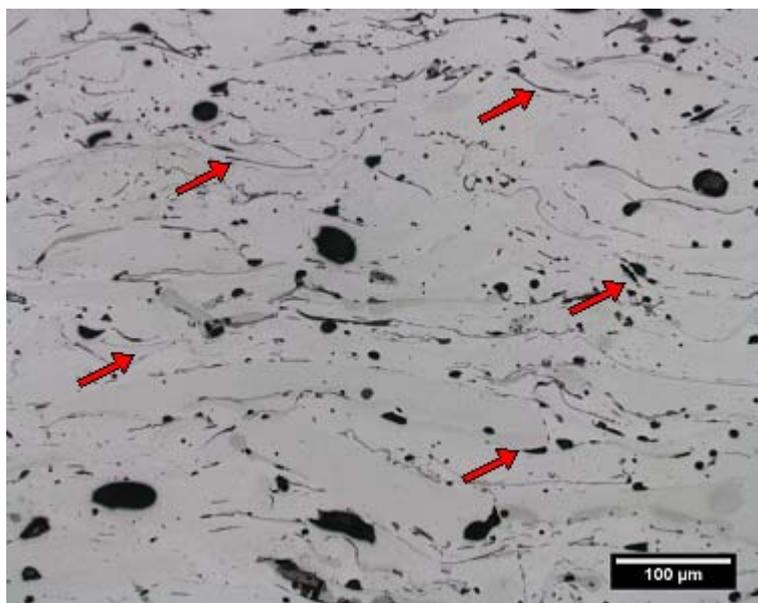


Figura 5-6: Micrografia obtida com microscópio óptico (Aumento de 200x) do revestimento como aspergido.

5.2 DESGASTE EROSIVO A TEMPERATURA AMBIENTE

A Figura 5-6 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, quando submetidos a ensaio a temperatura ambiente.

Na Figura 5-6 também são sobrepostas aos pontos do gráfico, fotografias da superfície dos corpos-de-prova correspondentes, após o ensaio de erosão.

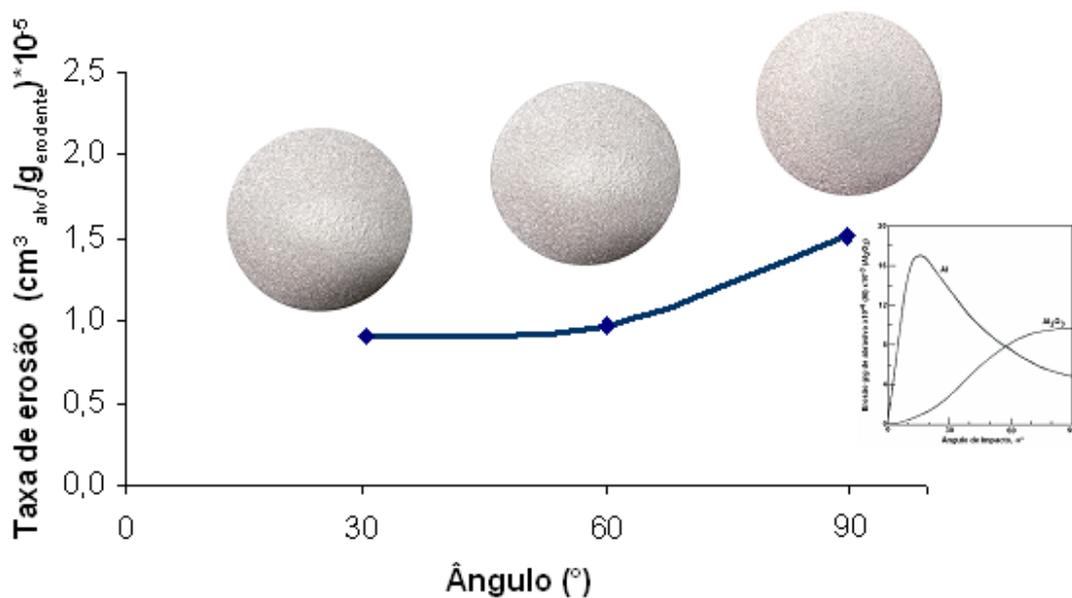


Figura 5-7: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do erodente sobre o revestimento FeNbCrW na temperatura ambiente. Para efeito de comparação, são apresentados gráficos no detalhe que representam a taxa de erosão para materiais dúcteis e frágeis. (SUNDARARAJAN e ROY, 1997).

A partir dos resultados apresentados na Figura 5-6, pode-se verificar que para a temperatura ambiente o revestimento 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 a normal [ZUM GAHR, (1987)], conforme observado para o revestimento aqui investigado. Comparando-se a taxa de erosão para o ângulo de ataque de 30° com a de 90°, constata-se um aumento de aproximadamente 60%. 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.

Durante o desgaste erosivo, partículas de alumina eletrofundida atingem o revestimento e proporcionam o arrancamento deste material alvo. Porém, alguns autores, como Hidalgo *et al.* (2001), citam que pode ocorrer a incrustação de partículas erodentes durante este processo. Desta forma, visando-se estimar uma possível incrustação de partículas erodentes, como fator de aumento de massa durante a erosão, avaliou-se o teor e a dispersão de alumina incrustada no revestimento FeNbCrW, através de mapeamento de elementos por imagem com microsonda EDS acoplada à microscopia eletrônica de varredura, após a erosão no ângulo de ataque de 90°.

A Figura 5-8 apresenta a microestrutura e o mapeamento por imagem dos principais componentes do erodente - Al, Ti e Ca - obtido para os revestimentos investigados na temperatura de 25°C após a erosão em 90°. Pode-se observar que a presença destes constituintes é evidente nas amostras após a erosão na temperatura ambiente.

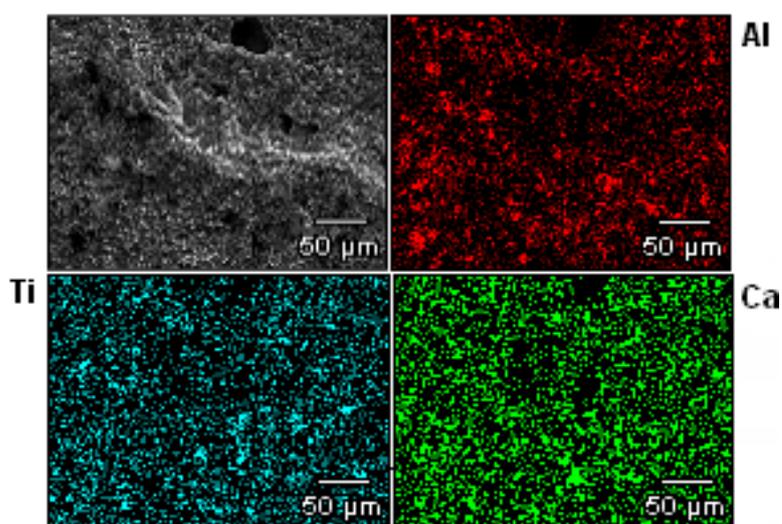


Figura 5-8: Microestrutura e mapeamento do Al, Ca e Ti do revestimentos após a erosão em ângulo de ataque de 90°, na temperatura ambiente. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.

A partir dos dados obtidos na avaliação da incrustação de partículas erodentes no revestimento durante o ensaio de erosão normatizou-se a curva de

taxa de erosão, denominando-a de taxa de erosão corrigida. A quantidade de erodente incrustado no revestimento foi calculada considerando-se o percentual de Al, Ti e Ca obtido na análise por microsonda EDS de cada amostra dividida pela área erodida do revestimento. Para a determinação desta, estimou-se a área total de observação, em aumento de 400 vezes no MEV, em $8,12 \cdot 10^{-2} \text{mm}^2$. Assim, a área de incrustação de partículas erodentes, medida com auxílio de uma lupa, para a erosão a 30° , 60° e 90° , foi considerada invariante para um mesmo ângulo de ataque e igual, respectivamente, a $390,51 \text{mm}^2$, $333,40 \text{mm}^2$ e $289,28 \text{mm}^2$. A Figura 5-9 apresenta a taxa de erosão original (medida) e a corrigida.

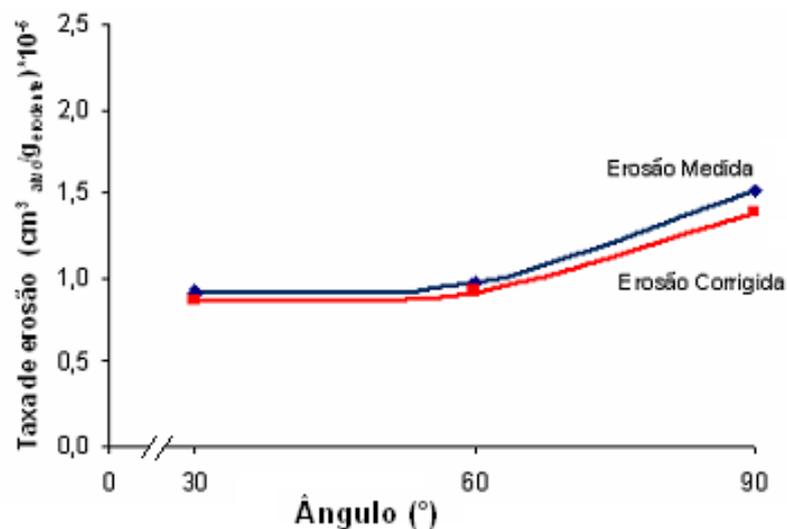


Figura 5-9: Variação da taxa de erosão medida e corrigida, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função do ângulo de incidência do na temperatura ambiente.

Pela Figura 5-9, pode-se observar que a erosão originalmente medida e a corrigida a partir dos dados de incrustação são praticamente iguais, pois a taxa de incrustação de partículas erodentes é muito próxima a zero. Uma possível explicação para isso seria a natureza frágil do revestimento, fazendo com que preferencialmente houvesse a fratura devido ao impacto do erodente, do que a sua penetração na superfície. Como mencionado por Hidalgo *et al.* (2001), a incrustação ocorre preferencialmente pela plasticidade do material, não sendo aqui o caso.

Analisando-se os gráficos da Figura 5-7 e da Figura 5-9, pode-se observar que a maior taxa de desgaste ocorreu em ângulo de ataque de 90° , enquanto a menor, foi verificada para ângulos de 30° . A fim de entender os mecanismos que

atuaram na erosão, analisou-se a microestrutura do revestimento antes, Figura 5-1, e após ataque erosivo a 30° e a 90°, como apresenta a Figura 5-10.

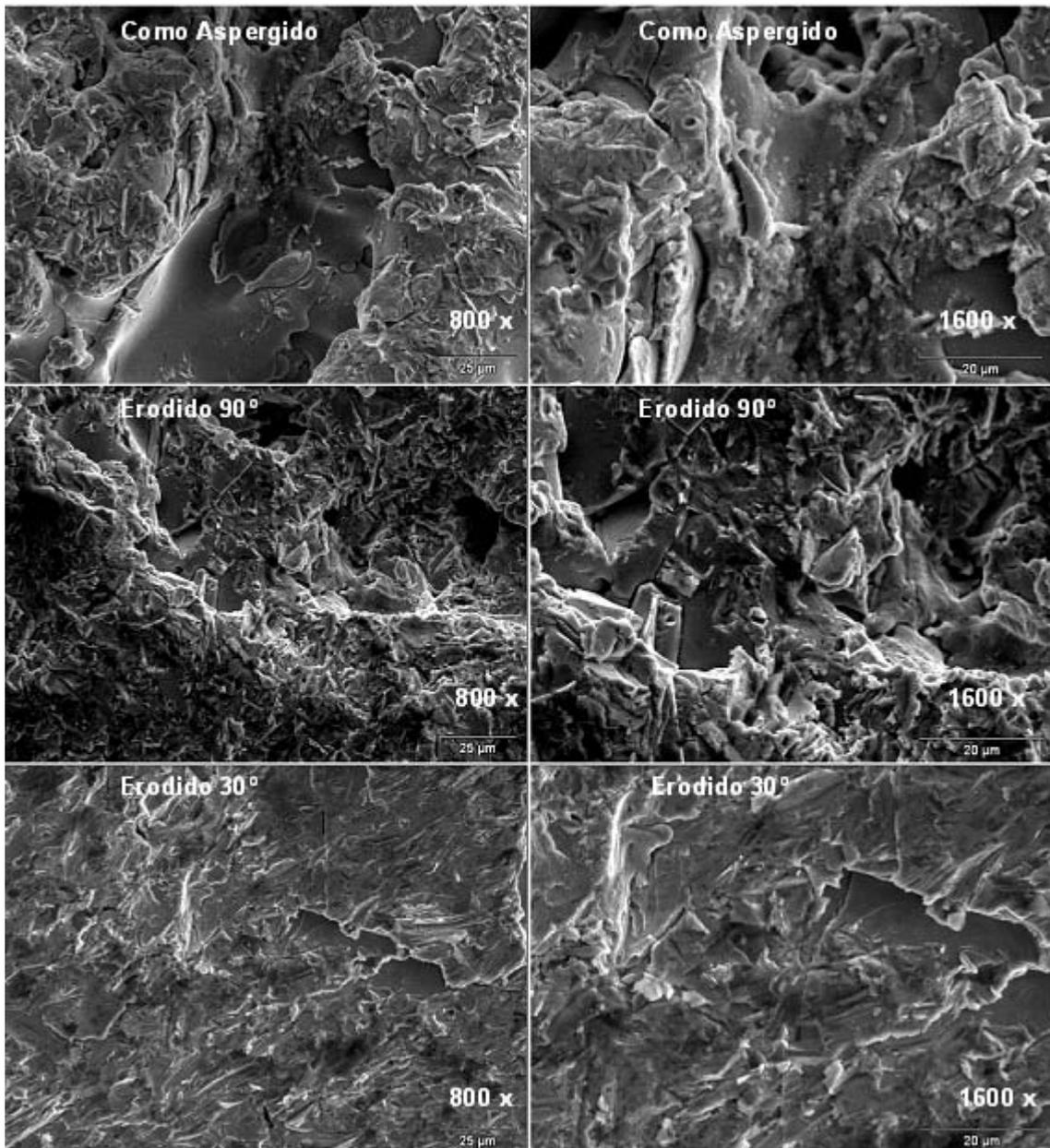


Figura 5-10: Micrografias da superfície do revestimento FeNbCrW após erosão a 25°C com ângulo de ataque de 30° e 90°. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 800 e 1600 vezes.

A partir da análise da Figura 5-10, pode-se observar que a superfície do revestimento após a erosão na temperatura ambiente em ângulos de ataque de 30° e 90° apresenta algumas trincas e superfície bastante angulosa. No ângulo de ataque de 90° pode-se observar a formação de *pits*. Já, na erosão em 30° pode-se observar a microestrutura bastante angulosa, com trincas, além de alguns possíveis

indícios de corte, provavelmente em virtude da matriz metálica do revestimento. 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 Figura 5-7 e Figura 5-9.

A Figura 5-10 apresenta uma microestrutura semelhante a apresentada por Hawthorne *et al.* (1999), nas Figuras 3-15 e Figura 3-17, onde mostra mecanismos de erosão típicos de revestimentos cermetes a temperatura ambiente.

5.3 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 em temperaturas crescentes de 25°C, 300°C e 600°C investigou-se o ganho de massa do revestimento FeNbCrW quanto a incrustação de partículas erodentes e a oxidação, em função da temperatura.

Para a correção dos valores de taxa de erosão, o ganho de massa devido à incrustação foi considerado similar ao calculado para os ensaios de erosão a temperatura ambiente e apresentado na Figura 5-12.

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 a oxidação do substrato - aço inox 310 - considerou-se resultados obtidos por Vicenzi (2007) onde a oxidação do mesmo 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 5-11 apresenta os dados obtidos pela análise termogravimétrica do revestimento.

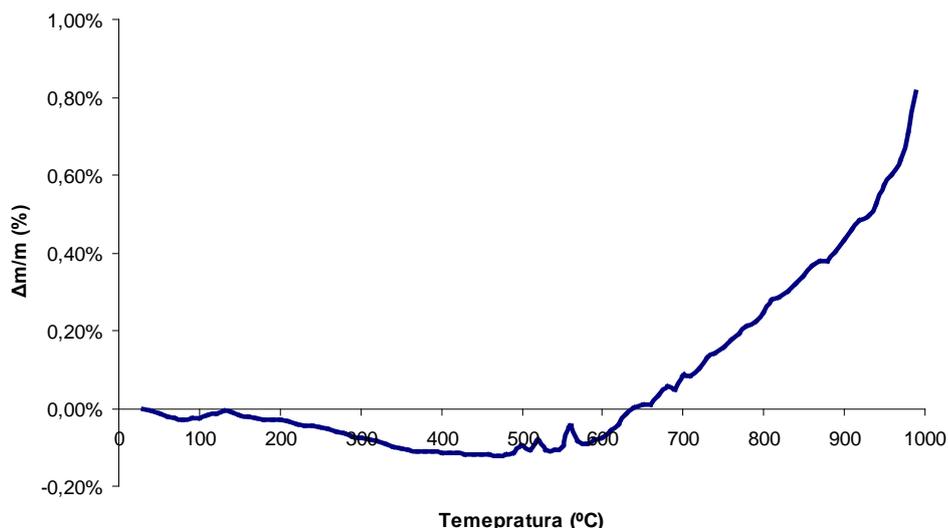


Figura 5-11: Ganho de massa (em %) em função da temperatura pela análise termogravimétrica.

Conforme observado na Figura 5-11, 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 após os ensaios sem o erodente.

A Figura 5-12 apresenta a variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada sobre os revestimentos à base de FeNbCrW, em função da temperatura de ensaio e parametrizado pelo ângulo de incidência do erodente, já corrigida quanto ao ganho de massa devido a incrustação de partículas erodentes. Ilustram também os pontos dos gráficos, fotografias dos corpos-de-prova após a erosão nos ângulos de 30° e 90°, nas temperaturas de 25°C e 600°C. Estas imagens salientam que a forma da região erodida é bastante similar, variando apenas em função do ângulo de ataque. Além disso, com o aumento da temperatura, torna-se mais evidente o dano causado ainda que analisado a olho nu.

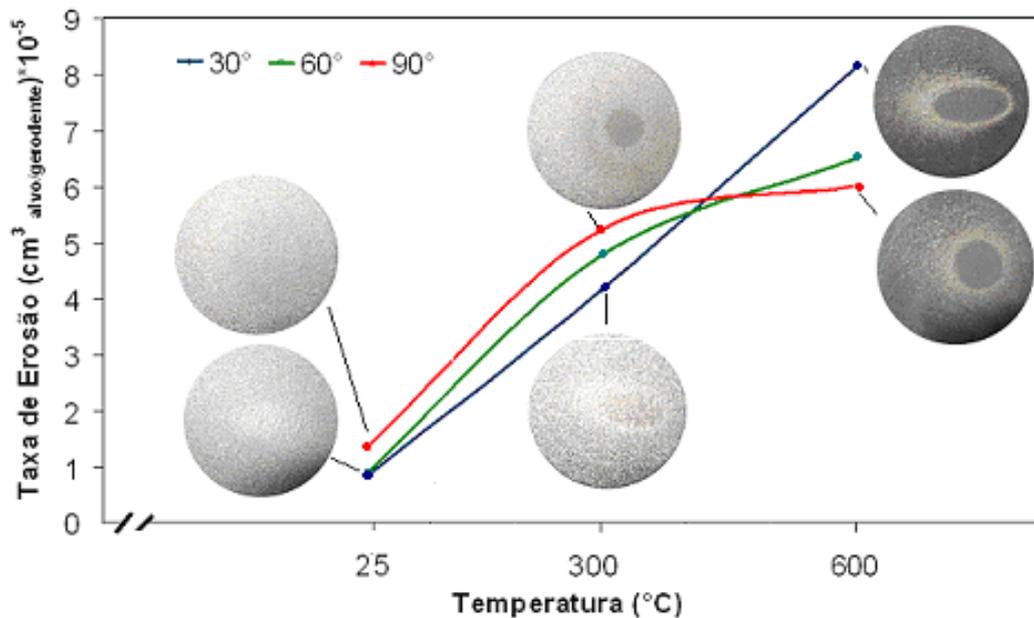


Figura 5-12: Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função da temperatura de ensaio e parametrizado pelo ângulo de ataque do erodente. Corrigida quanto a incrustação de erodente.

A partir da análise da Figura 5-12, observa-se que o acréscimo de temperatura tende a aumentar a taxa de desgaste erosivo para qualquer ângulo de ataque investigado. Por outro lado, 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.

Observa-se também a maior queda para o ângulo de 90° em comparação ao de 30°. 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). Para a erosão a temperatura ambiente o revestimento apresentou maior desgaste para o ângulo de ataque de 90°.

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.

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° em temperaturas crescentes: 25°C, 300°C e 600°C. A Figura 5-13 apresenta a microestrutura do revestimento após a erosão nos ângulos de ataque de 30 e 90°, com o acréscimo de temperatura.

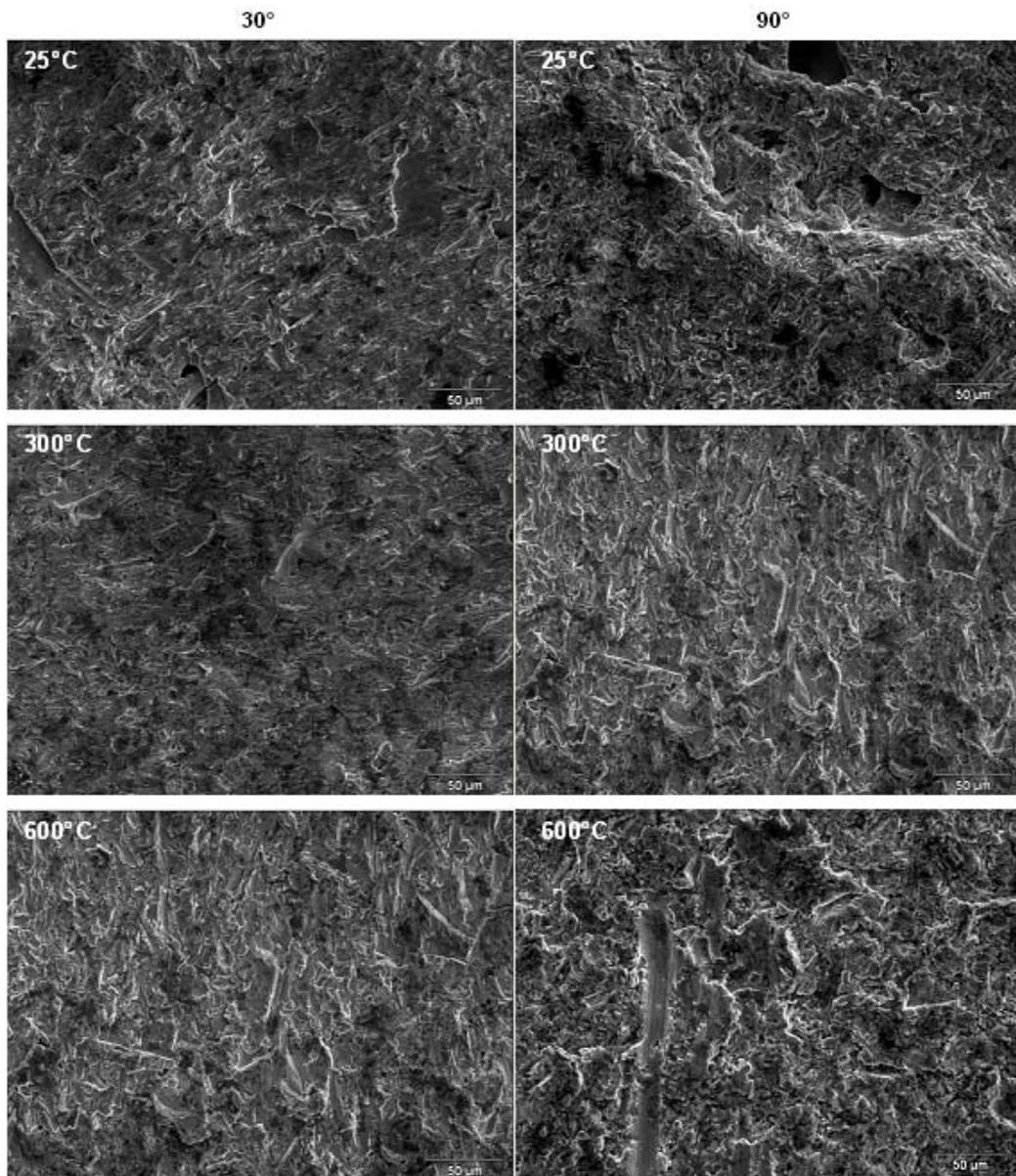


Figura 5-13: Micrografias da superfície do revestimento após a erosão em temperaturas crescentes (25°C, 300°C e 600°C) nos ângulos de incidência de 30° e 90°. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 400 vezes.

Pode-se observar através da análise da morfologia dos revestimentos após a erosão, na Figura 5-13, que o acréscimo da temperatura modifica os tipos de mecanismos envolvidos no desgaste erosivo destes revestimentos. Para a temperatura ambiente os mecanismos predominantes, como podemos observar, são *pits* e lascamento. Com o aumento da temperatura e o aumento da ductilidade da

matriz metálica temos os mecanismos de corte e *platelets* atuando como protagonistas dos mecanismos de erosão.

Visando-se analisar os mecanismos de erosão, avaliou-se a morfologia do desgaste em maiores aumentos, 1600 vezes, como é apresentado na Figura 5-14. Por esta figura 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 em 30° e 90° e *pits* em 90°. Com o acréscimo de temperatura (300°C), pode-se observar que mecanismos dúcteis começam a fazer-se presente. Em 30°, é mais evidente o mecanismo de corte e em 90°, a formação de *platelets*. Já em 600°C, constata-se uma superfície com a formação de *platelets* e mecanismos de corte.

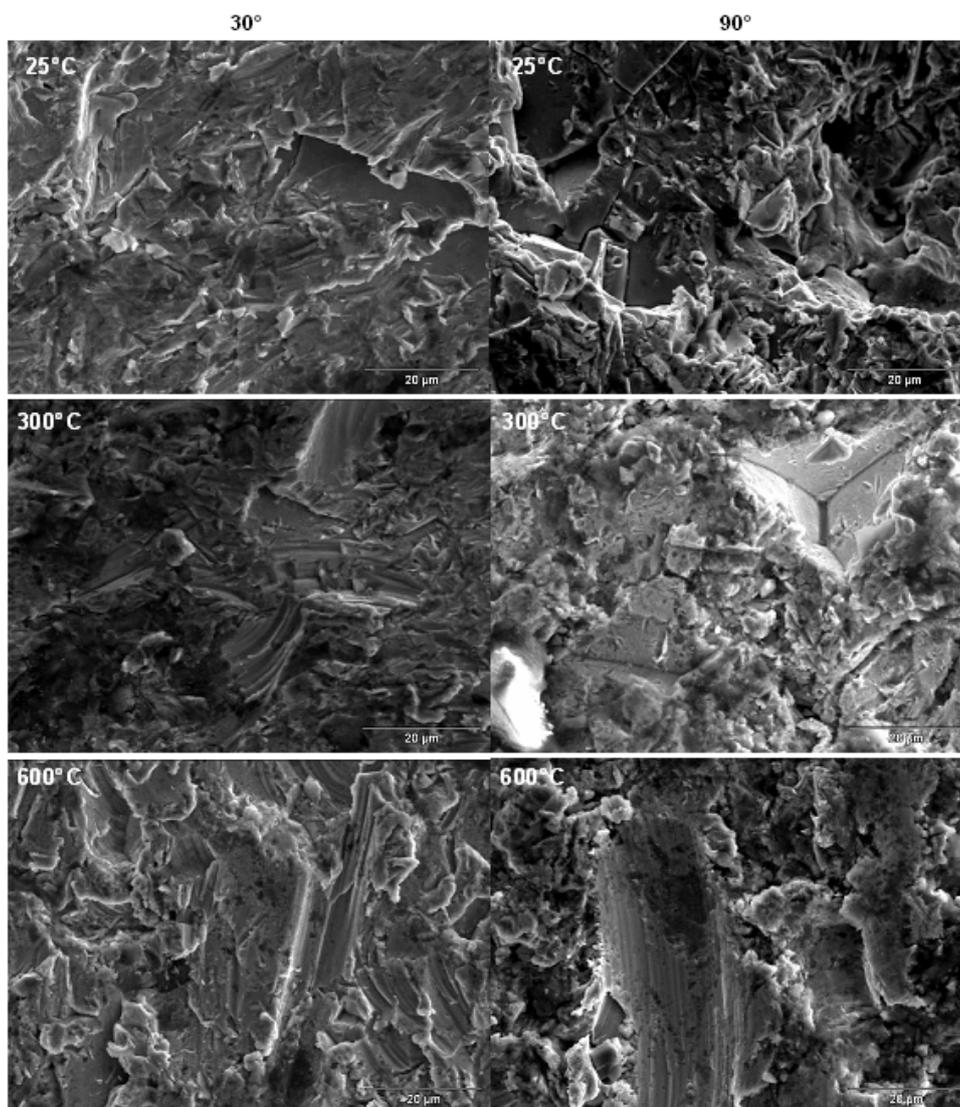


Figura 5-14: Micrografias da superfície do revestimento após a erosão em temperaturas crescentes (25°C, 300°C e 600°C) nos ângulos de incidência de 30° e 90°. A imagem foi obtida por microscopia eletrônica de varredura em aumento de 1600 vezes.

6 CONCLUSÕES

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

Quanto à obtenção dos revestimentos FeNbCrW por arco elétrico:

-O revestimento apresentou tamanho de lamelas variadas e bem aderidas ao substrato, com aparência de material fundido e com pequenas partículas com formas irregulares sobre a superfície das mesmas. 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 aspersão de revestimento de cermets através de arames.

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.

Quanto à resistência ao desgaste por erosão na temperatura ambiente:

-O maior desgaste erosivo em temperatura ambiente é observado para o ângulo de 90° com a normal, somando-se a isto o fato do revestimento apresentar regiões com lascamento e *pits* após a erosão os principais mecanismos atuantes neste caso são os característicos de materiais frágeis.

Quanto à resistência ao desgaste por erosão a quente:

-Com o aumento na temperatura, houve uma mudança nos mecanismos de erosão, causando um maior desgaste para o ângulo de 30°, diminuindo consideravelmente a erosão para o ângulo de 90°. Este comportamento mostra a característica dúctil do revestimento, quando em temperaturas próximas a 600°C.

7 SUGESTÕES PARA FUTURO TRABALHOS

A partir da realização deste trabalho, é possível fazer as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Avaliar como os elementos químicos presentes no arame estão ligados e sua estrutura antes da aspersão, bem como a do revestimento como aspergido.
- 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 de diferentes tipos de partículas erodentes, bem como, diferentes tamanhos destas partículas.
- 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.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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, MARITA L. AND BERNDT, CHRISTOPHER 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.

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.

HALLDEARN, R. Arc Thermal Spray Process. Disponível em : <http://www.twi.co.uk>
Acesso em: 22 de outubro de 2009.

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 plasmasprayed 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

HUTCHINGS, I. M. Deformation of metal surfaces by the oblique impact of square plates. International Journal of Mechanical Science, v. 19, p. 45 - 52, 1977

J.P. TU. The Effect Of Tin Coating On Erosion-Corrosion Resistance Of A-Ti Alloy In Salineslurry. 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.

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 ErosionWear 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.

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 20 de outubro de 2009.

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.

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

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.

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

SUNDARARAJAN, G.; ROY, M. Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures. Tribology International, v. 30, p. 339 - 359, 1997.

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.

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