

# Desgaste Erosivo a Frio e a Quente de Revestimentos Termicamente Aspergidos do Sistema $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr

## (Erosion Behaviour of Thermal Sprayed $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr Coatings at Room and Elevated Temperatures)

Juliane Vicenzi<sup>1</sup>, Caio Marcelo Marques<sup>1</sup> e Carlos Pérez Bergmann<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Departamento Engenharia de Materiais, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil,  
e-mail: [jvicenzi@ufrgs.br](mailto:jvicenzi@ufrgs.br)

### Resumo

Este trabalho avalia os mecanismos de desgaste erosivo a frio e a quente de revestimentos do sistema  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr aspergidos termicamente por HVOF e plasma spray. Os ensaios de erosão foram realizados em equipamento desenvolvido para tal, onde foi possível variar a temperatura e o ângulo de ataque. Foram considerados os efeitos da incrustação do erodente (mapeamento por microsonda EDS/MEV) e oxidação do revestimento metálico (ganho de massa) no cálculo da taxa volumétrica de desgaste erosivo. Os resultados obtidos foram associados às características microestruturais dos revestimentos como porosidade e proporção das fases. Os resultados mostraram que o desgaste erosivo dos revestimentos do sistema  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr depende fortemente da microestrutura formada quando da deposição. Para os revestimentos depositados por plasma spray (de maior porosidade, acima de 4%) o acréscimo de fase  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  aumenta a taxa de desgaste erosivo, exponencialmente. Do contrário, para os revestimentos depositados por HVOF (de menor porosidade, abaixo de 4%) o acréscimo de fase  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  diminui a taxa de desgaste erosivo, até o acréscimo de 70% desta fase. Quanto ao acréscimo de temperatura, constatou-se que esta promove o aumento da plasticidade dos revestimentos e a modificação dos mecanismos de desgaste.

**Palavras chave:** revestimentos aspergidos,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr, desgaste erosivo, oxidação, temperatura.

**Abstract:** In this work the mechanisms involved in the erosive wear – both at room and high temperatures – of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr-based coatings produced by thermal spray (HVOF and plasma) were investigated. Erosive wear tests were carried out by means of an apparatus developed for this purpose, which allowed the use of different impact angles of the erodent particles and different temperatures. The effect of erodent incrustation (evaluated by SEM with EDS microprobe) and the oxidation of the metal coating (weight gain) were taken in consideration when evaluating the volumetric rate of erosive wear. The results were correlated to microstructural features of the coatings such as porosity and phase proportion. The results have shown that erosive wear of coatings in the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr system is strongly dependent on the microstructure resultant from deposition. Plasma-sprayed coatings (which presented higher porosity – above 4%) presented an exponential increase in the erosive wear rate as the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  content was increased. For HVOF coatings (which presented lower porosity – below 4%), increasing the  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  content up to 70% reduces the erosive wear rate. Regarding the effect of temperature, it was observed that increasing it makes the coatings more plastic, thus modifying the mechanisms of erosive wear.

**Key-words:** thermal sprayed coatings,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr, erosion wear, oxidation, temperature.

### 1. Introdução

A erosão, como definida por autores como Kulu [1], Kulu *et al* [2], Kulu e Halling [3] e Kulu *et al.*[4], ocorre por partículas sólidas com elevada dureza e velocidade, chocando-se ciclicamente contra a superfície de um material. Os mecanismos envolvidos na remoção de material da superfície impactada por partículas sólidas, depende fortemente da magnitude das forças envolvidas durante o contato e as propriedades dos materiais envolvidos [5]. Como resultado, o material tende a ser danificado, dependendo de suas características estruturais e propriedades a estas associadas. No caso de materiais frágeis, a fratura frágil é dominante, enquanto que em materiais dúcteis, prevalece o mecanismo de micro-corte e/ou fadiga por baixo

ciclo. Em temperaturas elevadas, pode-se ter presente não apenas a degradação física do material (erosão), mas também a degradação química através da oxidação [6,7].

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 desempenho 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,

---

(Recebido em 01/08/2007; Texto Final em 30/07/2008).

pode aumentar a vida útil de um componente ou ainda permitir a operação em condições mais severas ao proteger a superfície contra a erosão [8].

A idéia de um revestimento compósito de matriz metálica reforçado por particulados de alta dureza é uma consequência natural dos estudos envolvendo erosão de materiais. Os *cermets* (carbeto cerâmicos em matrizes metálicas) são os mais empregados, podendo ser citados: WC-Co, ligas *self-fluxing* a base de níquel (NiCrSiB), Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/TiC-Ni, CrMo, WC-Ni e Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, entre outros.

Para a aplicação destes revestimentos sobre componentes faz-se uso da Engenharia de Superfície, através de diferentes técnicas. Alguns pesquisadores [9, 10, 11] empregaram processos como *plasma spray*, *sputtering*, *detonation gun*, *electro-spark detonation* para obterem revestimentos protetores contra a erosão. Scrivani *et al.* [12] citam ainda a técnica de *HVOF* (*High Velocity Oxygen Fuel*) para a obtenção de revestimentos muito duros e com excelente adesão e coesão. Revestimentos aplicados por arco *spray* também têm sido utilizados, porém, este tipo de técnica gera um revestimento com lamelas de tamanho grande e elevada porosidade, limitando seu desempenho [13].

Entre os materiais com melhor desempenho quando submetidos à erosão, destacam-se os revestimentos do sistema NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Esta tendência pode ser atribuída a sua estrutura lamelar fina, distribuição homogênea das fases duras, bem como a elevada microdureza dos revestimentos. Além disso, não se pode deixar de destacar que esta combinação de NiCr e Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> promove elevada resistência à oxidação e, pelo que se tem de conhecimento da teoria, suportaria até temperaturas da ordem de 1200°C, porém na prática são usados até temperaturas de 800°C [14]. Pesquisas sobre as diferentes combinações possíveis entre NiCr e Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, quanto ao teor de cada fase, mas também quanto ao tipo de microestrutura final do revestimento (o que está diretamente associado à técnica de aspersão utilizada) que conduzem a diferentes desempenhos quando submetidos ao ataque erosivo, tem sido propostas [15]. Se for ainda considerado o efeito da temperatura na microestrutura dos revestimentos, tem-se então um conjunto de variáveis que aumentam a complexidade dos fenômenos que concorrem para a definição da resistência ao desgaste erosivo do material.

Neste contexto insere-se, então, este trabalho, ao investigar o desgaste erosivo em diferentes temperaturas entre 25°C e 800°C de revestimentos do sistema NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, obtidos por diferentes técnicas de aspersão térmica (*plasma spray* e *HVOF*). Pretende-se, assim, contribuir para o entendimento dos possíveis mecanismos que atuam e levam à degradação dos materiais em função de sua microestrutura.

## 2. Procedimento Experimental

Foram investigados oito revestimentos do sistema Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr aplicados por *HVOF* e *plasma spray* sobre um substrato de aço inoxidável 310. A denominação dos revestimentos, bem como as características dos mesmos é apresentada na Tabela 1.

Como erodente no processo de desgaste utilizou-se alumina eletrofundida marrom. Esta foi caracterizada segundo a distribuição granulométrica e morfologia. O tamanho médio

de partículas é de aproximadamente 184µm e este erodente é constituído de partículas irregulares, angulares e com variação no tamanho.

O tipo de equipamento utilizado para simular o desgaste erosivo é de grande importância, pois influi diretamente nos resultados obtidos [16]. O equipamento desenvolvido para simular a erosão em materiais está baseado na norma ASTM G-76 [17]. A Figura 1 apresenta um diagrama esquemático deste [15, 18].

Para o ensaio de erosão a superfície revestida foi lixada. A taxa de erosão foi determinada pela perda de volume, considerando a densidade aparente dos revestimentos, descontando o ganho de massa devido à incrustação de partículas erodentes e a oxidação dos revestimentos, neste último caso, apenas para temperaturas de 600°C e 800°C.

A quantidade de alumina incrustada nos revestimentos foi avaliada a partir do mapeamento de elementos por imagem com microsonda EDS acoplada à microscopia eletrônica de varredura, após a erosão em ângulos de ataque de 30 e 90°. Neste caso, mapeamento por imagem do Al. A quantidade de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> incrustada nos revestimentos foi calculada considerando-se o percentual de Al 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 8,75\*10<sup>-2</sup>mm<sup>2</sup>. Assim, a área de incrustação de partículas erodentes, medida com auxílio de uma lupa, para a erosão a 30° e 90°, foi considerada invariante para um mesmo ângulo de ataque e igual, respectivamente, a 125,66mm<sup>2</sup> e 95,03mm<sup>2</sup>. Os valores de incrustação para os ângulos de ataque de 45° e 60° foram interpolados.

A oxidação dos revestimentos foi avaliada no equipamento de desgaste erosivo, procedendo-se um ensaio denominado de branco nas temperaturas de 600 e 800°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 1 hora de ensaio.

Os parâmetros utilizados na erosão foram velocidade de 50±1,3m/s, temperaturas de 25°C, 200°C, 400°C, 600°C e 800°C e ângulos de ataque de 30°, 45°, 60° e 90°. Os revestimentos foram caracterizados quanto à porosidade total (através de análise por imagem), área superficial específica (por adsorção de nitrogênio – método BET), microdureza de topo (microdureza Vickers com carga de 1kg e tempo de indentação de 30s), análise microestrutural por microscopia ótica (Olympus - BXS1M) e MEV com microsonda EDS (JEOLL - JSM-5800) e a oxidação dos revestimentos (através de termogravimetria: Mettler e no equipamento de desgaste erosivo [15]).

Foram submetidas à erosão uma amostra de cada de cada revestimento para cada condição testada. Para determinar-se 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 ± 15%. Para o cálculo do erro relacionado à repetibilidade, utilizou-se o método *t-student* com nível de confiança igual a 95%. O erro total ( $E_{total}$ ) foi determinado considerando-se os erros sistemáticos e de repetibilidade.

Tabela 1. Nomenclatura e propriedades dos revestimentos.

Aspersão	Nomenclatura*	Composição	Porosidade (%) <sup>1</sup>	ASE** (m <sup>2</sup> /g) <sup>2</sup>	Dureza (HV) <sup>3</sup>
<i>HVOF</i>	NiCr <sub>0,5%</sub>	100%NiCr	0,48	41±3	386,6±24,8
	NiCr35CrC <sub>3%</sub>	65%NiCr e 35%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	2,87	35±3	819,0±50,4
	NiCr70CrC <sub>3%</sub>	30%NiCr e 70%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,3	27±4	947,2±65,6
	NiCr75CrC <sub>1,5%</sub>	25%NiCr e 75%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	1,47	57±4	913,4±42,1
<i>Plasma spray</i>	NiCr <sub>9%</sub>	100% NiCr	8,6	71±4	257,5±17,9
	NiCr35CrC <sub>29%</sub>	65%NiCr e 35%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	29,2	100±5	554,6±86,9
	NiCr70CrC <sub>31%</sub>	30%NiCr e 70%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	31,1	43±3	636,6±60,3
	CrC <sub>28%</sub>	100%Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	27,6	83±4	444,3±43,1

\*O número subscrito na nomenclatura dos revestimentos refere-se a porosidade dos mesmos. \*\*ASE: área superficial específica, 1 – obtida por análise de imagem 2 – determinada pelo método BET, 3 – determinada pela micro-indentação Vickers, durante 30s e peso de 1Kg.

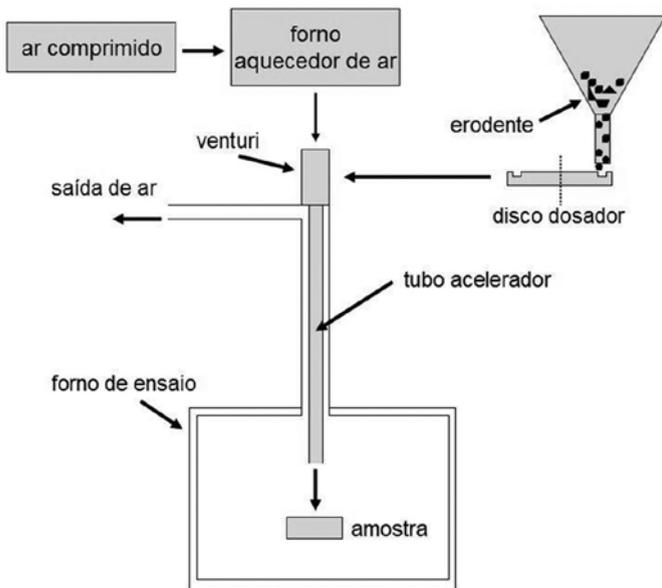


Figura 1. Diagrama do equipamento de desgaste erosivo, segundo Marques [18].

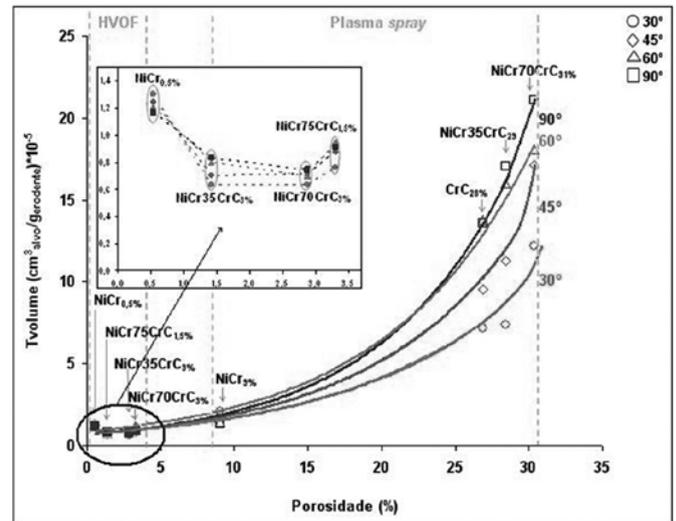


Figura 2. Variação da taxa de erosão, em perda de volume por massa de erodente impactada, em função da porosidade e parametrizada pelo ângulo de ataque do erodente e tipo de revestimento.

### 3. Resultados e Discussão

#### 3.1 Erosão dos Revestimentos do sistema Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr à temperatura ambiente

A Figura 2 apresenta a taxa de erosão volumétrica em função da porosidade dos revestimentos, parametrizada pelo ângulo de ataque e percentual de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> no sistema Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr. A partir desta figura é possível constatar uma forte tendência de aumento da taxa de erosão com o acréscimo da porosidade, de forma exponencial, destacando-se os revestimentos aspergidos por *HVOF* (de menor porosidade – apresentados no detalhe da Figura 2) dos aspergidos por *plasma spray* (de maior porosidade). Pode-se fazer a análise dos revestimentos separando-se pelo tipo de técnica utilizada: *plasma spray* e *HVOF*.

##### 3.1.1 *Plasma spray*

Para os revestimentos obtidos pela técnica de *plasma spray*, pode-se avaliar a influência da fase cerâmica e da porosidade (Figura 2). Por exemplo, o acréscimo de 35% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> na matriz de NiCr (NiCr35CrC<sub>29%</sub>) aumenta a taxa de erosão em até 14 vezes para o ângulo de ataque de 90° e 4 vezes para ângulo de 30°, o que sugere uma forte influência da porosidade na susceptibilidade ao ataque erosivo. Pode-se supor que a porosidade diminui os pontos de contato entre as lamelas, facilitando o desprendimento do material durante a erosão. Além disso, é possível que haja uma mudança do mecanismo de desgaste erosivo com o acréscimo da fase cerâmica, pois a erosão frágil parece estar predominando, devido à maior taxa de desgaste na ordem 30°, 45°, 60° e 90°.

O acréscimo ainda maior de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, ou seja, 70% na matriz de NiCr (NiCr70CrC<sub>31%</sub>), implica na maior taxa de desgaste para ângulo de ataque de 90°. Sob este aspecto, pode-se observar que

provavelmente a taxa de desgaste aumentou com o acréscimo da fase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, supostamente devido à fragilização da microestrutura com uma maior quantidade de fase cerâmica. Esta questão pode ser investigada através da análise comparativa da microestrutura dos revestimentos após a erosão a 30° e a 90° (Figura 3), por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A partir da análise da Figura 3 evidencia-se que o acréscimo de fase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> torna o desgaste erosivo dos revestimentos com caráter mais frágil. Nota-se que na temperatura ambiente prevalecem mecanismos de desgaste frágeis (presença de muitas trincas e cantos vivos). Além disso, não é possível observar a presença de *platelets* ou mecanismos de corte. No caso do revestimento puramente cerâmico (CrC<sub>28%</sub>), pode-se observar que a superfície deste após a erosão na temperatura ambiente apresenta algumas trincas e a superfície bastante angulosa, semelhante às superfícies apresentadas na literatura [19].

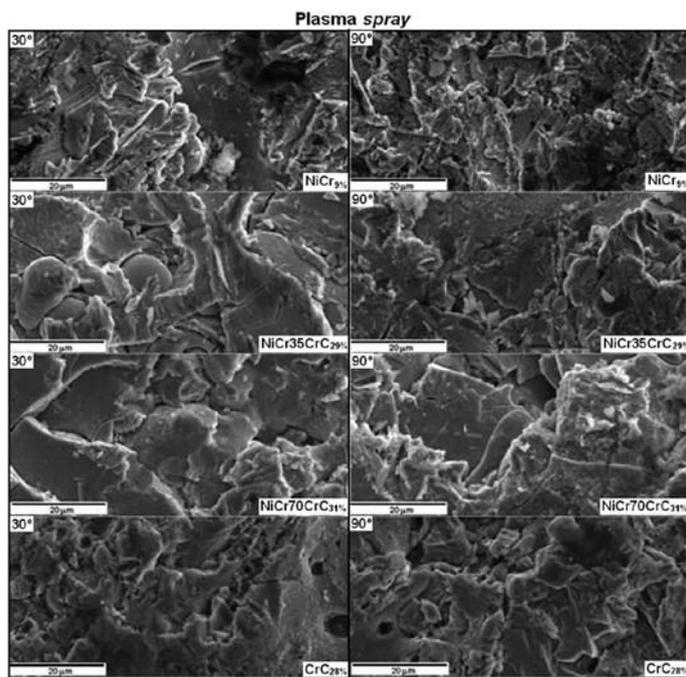


Figura 3. Micrografias da superfície dos revestimentos obtidos por plasma spray após a erosão na temperatura ambiente nos ângulos de ataque de 30° e 90°.

### 3.1.2 HVOF

A partir da análise da Figura 2 – detalhe observa-se que os revestimentos com porosidade inferior a 4% apresentaram um comportamento diferenciado. Alguns autores [1, 19] já observaram que a porosidade média ou elevada (maior que 5%) dos revestimentos com dureza similar, mas obtidos por técnicas de aspersão diferenciadas, pode modificar a resistência ao desgaste em mais de uma ordem de grandeza.

No destaque da Figura 2 apresentam-se os dados de HVOF em uma escala aumentada para observar a influência da porosidade. Neste detalhe, nota-se que o aumento do teor de carvão no revestimento, diminui a taxa de erosão na temperatura ambiente, até o acréscimo de 70% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, além disso, a taxa de erosão não parece ser influenciada significativamente pela

porosidade. De fato, o revestimento de menor porosidade (NiCr<sub>0,5%</sub>) apresentou a maior taxa de erosão, enquanto que revestimentos de porosidades similares apresentaram diferentes taxas de erosão.

A taxa de erosão atinge os menores valores para incrementos de 70% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> ao NiCr. Nota-se ainda no detalhe da Figura 2 uma mudança no ângulo de ataque em que ocorre o maior desgaste de 30 para 90°, logo é de se supor que haja uma intensificação do caráter frágil na erosão dos revestimentos a partir do acréscimo de fase cerâmica. Este fato está de acordo com a microestrutura da superfície desgastada dos revestimentos (Figura 4), nas quais se constata que o acréscimo de fase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> pode tornar o desgaste erosivo dos revestimentos com caráter mais frágil, para acréscimos superiores a 35% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, e assim mesmo, os indícios de desgaste por mecanismos frágeis são muito menos evidentes que nos revestimentos obtidos por plasma *spray*.

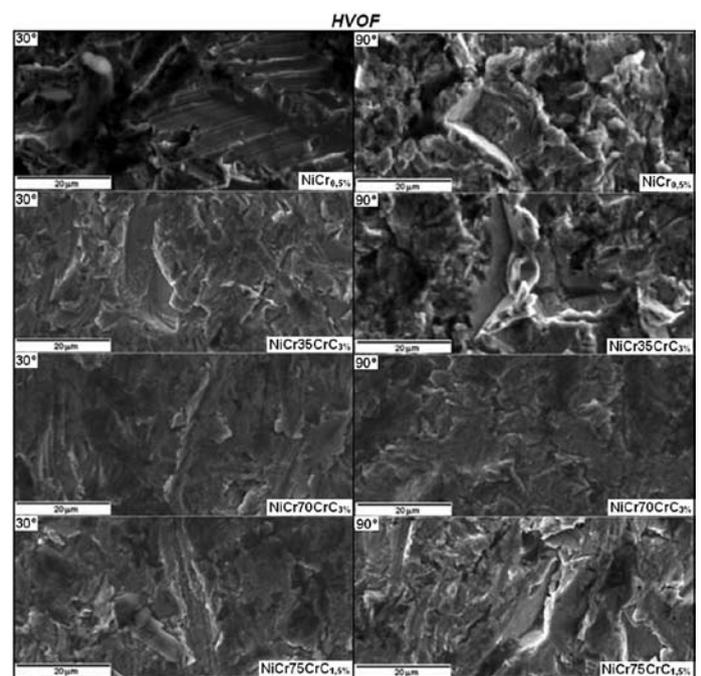
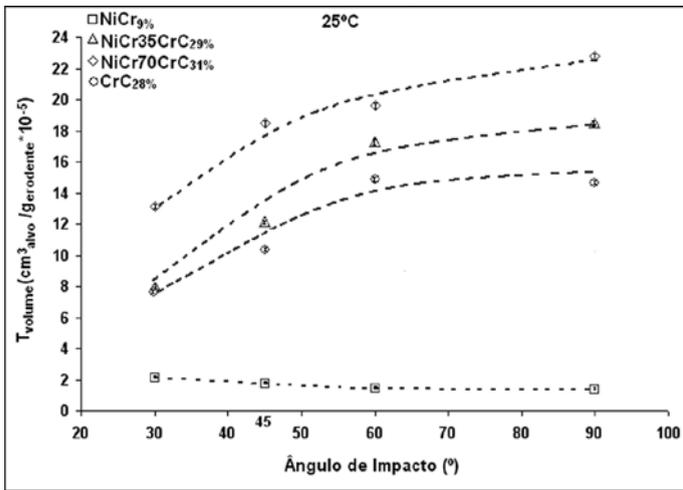


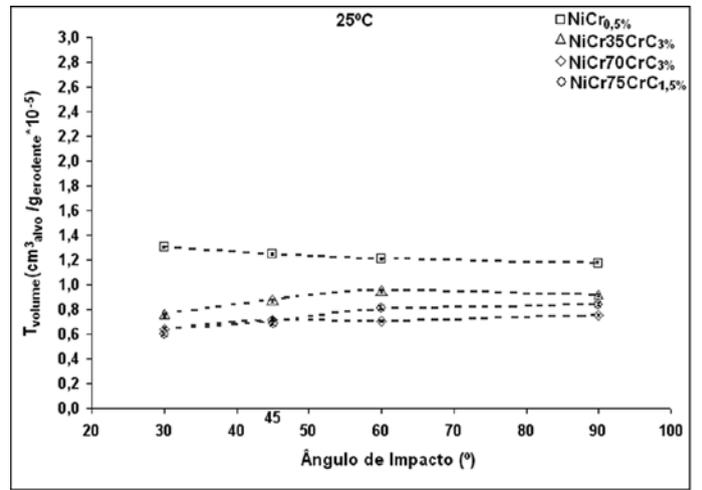
Figura 4. Micrografias da superfície dos revestimentos obtidos por HVOF após a erosão na temperatura ambiente nos ângulos de ataque de 30° e 90°.

## 3.2 Erosão a quente dos Revestimentos do sistema Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr

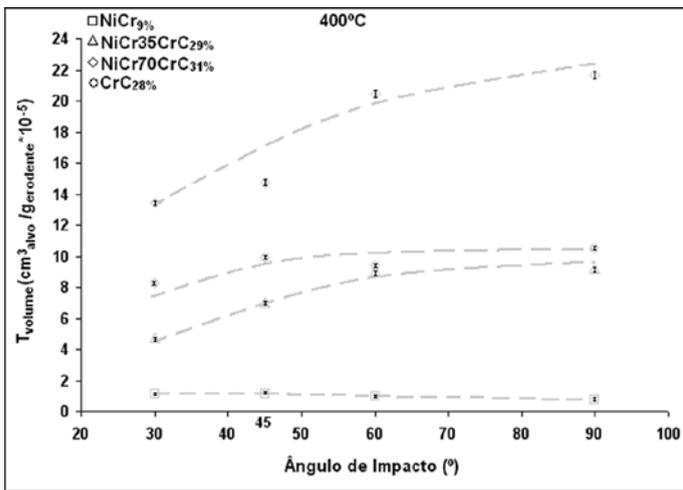
O aumento da temperatura durante a erosão causa a oxidação dos revestimentos, mensurada a partir do ganho de massa. Nos revestimentos obtidos por plasma *spray* verifica-se que a taxa de oxidação cresce com o teor de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> na matriz metálica. Já, nos revestimentos obtidos por HVOF constatou-se o acréscimo de oxidação com o aumento da porosidade. O comportamento dos revestimentos quanto à intensidade da taxa de erosão em função da temperatura e do ângulo de ataque é apresentado na Figura 5.



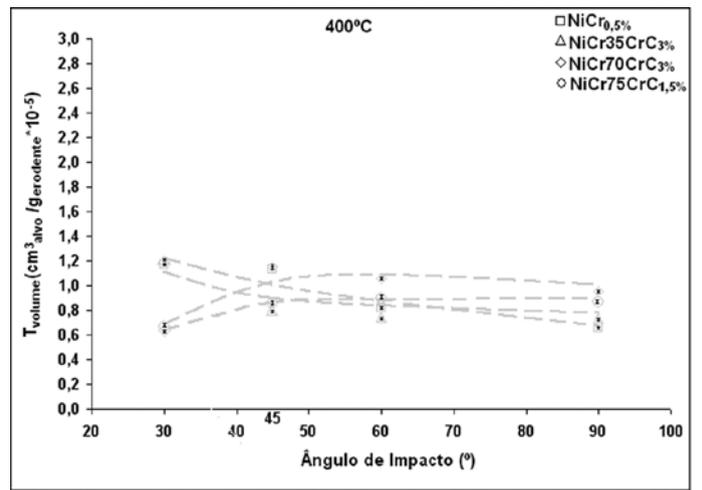
(a)



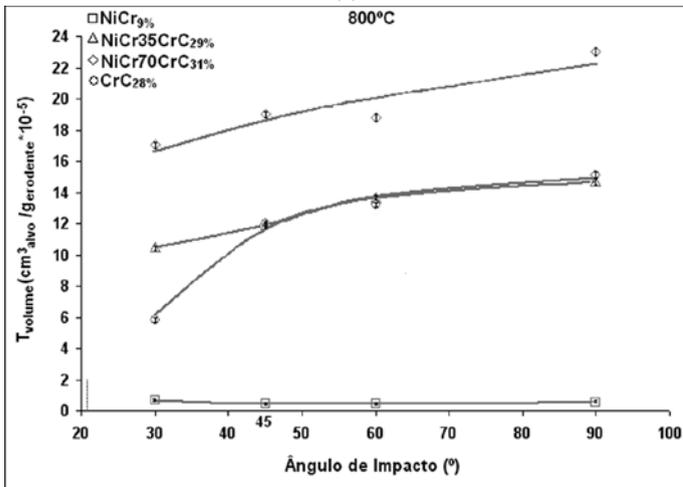
(b)



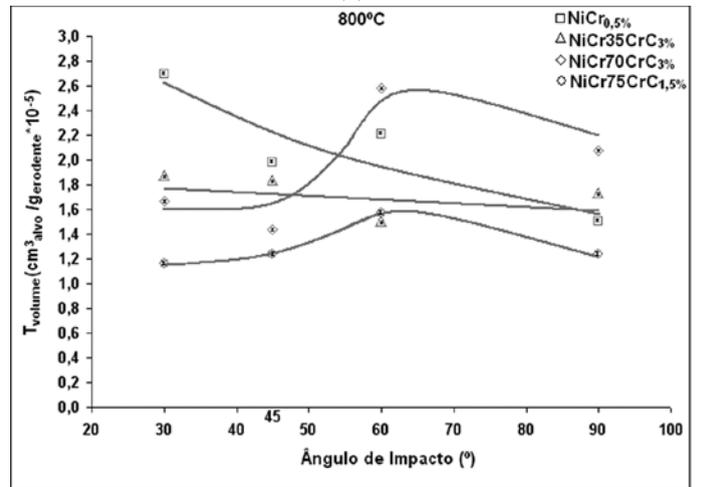
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 5. Variação da taxa de erosão em volume em função do ângulo de ataque do erodente, parametrizados pela temperatura e tipo dos revestimentos depositados por plasma spray (a), (c) e (e) e HVOF (b), (d) e (f).

### 3.2.1 Plasma *spray*

O gráfico das Figuras 5a, 5c e 5e apresentam a taxa de erosão em função do ângulo de ataque parametrizado pelo tipo

de revestimento e temperatura. Observa-se que o acréscimo de temperatura de 25°C a 400°C atua no sentido de diminuir a taxa de desgaste erosivo para qualquer revestimento analisado. Esta queda apresenta-se mais acentuada para o revestimento com

maior quantidade de fase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Resultados similares foram obtidos por [20]. Em relação aos ângulos de ataque observa-se uma maior queda para o ângulo de 90° em comparação ao de 30°. Assim, pode-se supor que, com o aumento da temperatura, esteja havendo para os revestimentos com fase metálica, um aumento da ductilidade, tornando a taxa de erosão maior para ângulos menores em relação à normal, como descrito por [21]. Para o revestimento apenas cerâmico (CrC<sub>28%</sub>), o maior desgaste ocorre para o ângulo de ataque de 90°. O revestimento de NiCr<sub>9%</sub> apresentou a menor taxa de desgaste erosivo para qualquer temperatura de ensaio, o que pode estar relacionado à porosidade dos revestimentos ou, nas temperaturas superiores a 400°C, à oxidação do revestimento.

### 3.2.2 HVOF

A partir das Figuras 5b, 5d e 5f foi possível observar que o acréscimo de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> diminui o caráter dúctil de erosão, sendo mais evidente na temperatura de 800°C. Constata-se a mudança de comportamento, observando-se que para o revestimento NiCr<sub>0,5%</sub>, para qualquer temperatura de ensaio, o acréscimo do ângulo de ataque diminui a taxa de desgaste erosivo. Já, para os revestimentos com 70 e 75% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, nota-se que nos ângulos de ataque de 45°, 60° e 90° há um acréscimo da taxa de desgaste erosivo, deixando as curvas similares ao desgaste de materiais cerâmicos, a 400°C, e mais evidente a 800°C. De fato, segundo [22], a resistência à erosão de *cermets* depende, além do ângulo de ataque, da quantidade de carbetos inseridos na matriz. Estes autores observaram que, em geral, o aumento da concentração de carbetos e do ângulo de ataque aumenta a resistência à erosão a temperatura ambiente.

Em temperaturas elevadas, Kulu *et al.* [4] verificaram

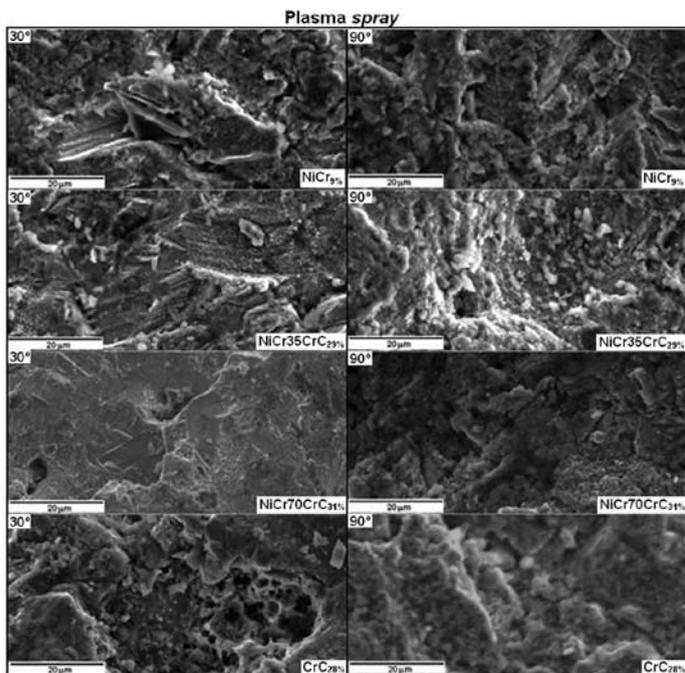


Figura 6. Micrografias da superfície dos revestimentos obtidos por plasma spray após a erosão na temperatura de 800°C nos ângulos de ataque de 30° e 90°.

que a taxa de desgaste diminui com o aumento da dureza do revestimento, em ambos, baixo e elevado ângulo de ataque. O mecanismo de desgaste dos revestimentos em temperatura elevada difere daqueles à temperatura ambiente. No caso deste trabalho, para o ângulo de 30°C, o acréscimo de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> diminui a taxa de erosão, o que é acentuado com o aumento da temperatura de ensaio e da fase cerâmica. Para o ângulo de ataque de 90°, são verificados comportamentos distintos em função da temperatura, provavelmente, devido à influência da oxidação que concorreria para modificar os mecanismos de desgaste.

### 3.2.2 Análise da microestrutura em temperaturas elevadas

Para verificar indícios dos mecanismos atuantes no desgaste erosivo dos revestimentos em temperaturas elevadas, analisou-se a microestrutura após a erosão na temperatura de 800°C para os revestimentos obtidos por plasma *spray* (Figura 6) e HVOF (Figura 7).

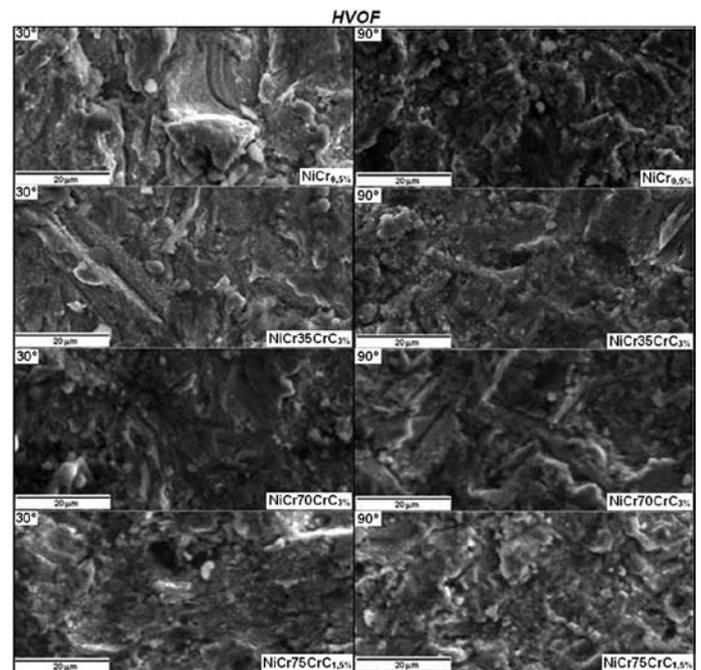


Figura 7. Micrografias da superfície dos revestimentos obtidos por HVOF após a erosão na temperatura de 800°C nos ângulos de ataque de 30° e 90°.

A partir da análise da Figura 6, constata-se que apenas no revestimento puramente metálico (NiCr<sub>9%</sub>) a temperatura aumentou a plasticidade do mesmo, a ponto de se observar uma partícula de alumina eletrofundida (o erodente) incrustada. Evidencia-se ainda que em 800°C, o acréscimo de fase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> torna os revestimentos gradativamente mais frágeis. Para o revestimento NiCr<sub>35</sub>CrC<sub>29%</sub>, nota-se que em 90° há o predomínio de mecanismos frágeis de erosão, sugerido pela provável formação de *pits*. Já em 30°, observa-se a presença de mecanismos de corte no revestimento, não observados no ensaio a temperatura ambiente. A temperatura de ensaio e o percentual de 65% de fase dúctil devem ter concorrido para que o revestimento

apresentasse um caráter dúctil de desgaste. O acréscimo ainda maior de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , isto é 70%, conduziu o revestimento a um desgaste tipicamente frágil, apesar do acréscimo de temperatura. A 30° observa-se que a morfologia de desgaste é tipicamente frágil, como citado por Shipway e Hutchings [19] A 90° nota-se além de inúmeras trincas na microestrutura do revestimento erodido, indícios de *pits*, sugerindo mecanismos de desgaste tipicamente frágeis.

A partir da análise da Figura 7 observa-se em 800°C há presença da possível oxidação dos revestimentos e indícios de mecanismos de erosão dúcteis até o acréscimo de 35% de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . O acréscimo de 70% e 75% de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  não modifica a morfologia dos revestimentos erodidos a 30° (mais uma vez caracteristicamente dúctil), e em 90°, nota-se a presença de alguns cantos vivos. Pode-se inferir, então, que a modificação do tipo de mecanismos de desgaste de dúctil à frágil com o acréscimo de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  é mais bem evidenciado para os revestimentos obtidos por plasma *spray*.

#### 4. Conclusões

A partir da pesquisa realizada pode-se inferir que a resistência à erosão dos revestimentos do sistema  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr depende de fatores microestruturais (natureza – metálica/cerâmica/poros, proporção das fases presentes) e de variáveis operacionais como, por exemplo, ângulo de ataque do erodente e temperatura de ensaio. Os fenômenos atuantes, combinados ou não, são dependentes da temperatura, como por exemplo, a incrustação de partículas erodentes e reações com oxigênio (formação de óxidos).

Na temperatura ambiente, para os revestimentos depositados por plasma spray (de maior porosidade, acima de 4%) o acréscimo de fase  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  aumenta a taxa de desgaste erosivo, exponencialmente. Do contrário, para os revestimentos depositados por *HVOF* (de menor porosidade, abaixo de 4%) o acréscimo de fase  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  diminui a taxa de desgaste erosivo, até o acréscimo de 70% desta fase.

Quanto ao acréscimo de temperatura, constatou-se que este promove o aumento da plasticidade dos revestimentos e a modificação dos mecanismos de desgaste. Além disso, em presença de oxidação prevalecem mecanismos de erosão-oxidação, devido à formação de óxido descontínuo nos revestimentos.

#### 5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq, as empresas Ogramac Metalização, Rijeza Metalurgia e VEM (Varig Engenharia e Manutenção).

#### 6. Referência Bibliográfica

[1] KULU, P. The Abrasive Erosion Resistance of Powder Coatings, *J. Tribologia: Finnish J. Tribology*, v. 4, p. 12 - 25, 1989.  
 [2] KULU, P.; TÜMANOK, A.; ZIMAKOV, S. Treatment of Recycled Hardmetals. *Book of Proceedings of 4th ASM*

*International Conference and Exhibition on the Recycling of Metals*, ASM International, Vienna, Austria, p. 319-27, 1999.  
 [3] KULU, P.; PIHL, T.; HALLING, J. Wear-resistant WC-Co-NiCrSiB composite coatings. *Proceedings of the Eighth International Conference of Tribology*, Aarhus, p. 809 – 817, 1998.  
 [4] KULU, P.; HUSSAINOVA, I.; VEINTHAL, R. Solid particle erosion of thermal sprayed coatings. *Wear*, v. 258, p. 488 – 496, 2005.  
 [5] VICENZI, J. et. al. HVOF-coatings against high temperature erosion [ $\sim 300^\circ\text{C}$ ] by coal fly ash in thermoelectric power plant. *Materials and Design*, p. 236 – 242, 2006.  
 [6] ROY, M.; RAY, K. K.; SUNDARARAJAN, G. An analysis of the transition from metal erosion to oxide erosion. *Wear*, v. 217, p. 312 – 320, 1998.  
 [7] KUNIOSHI, C.T.; CORREA, O.V.; RAMANATHAN, L.V. Comportamento de oxidação e erosão-oxidação de revestimentos HVOF a base de NiCr. XVI CBECIMAT, Porto Alegre, Brasil, p. 1 -16, 2004.  
 [8] LEVY A.V; WANG, B.Q. Erosion of hard material coating systems. *Wear* 121, p. 325–346, 1988.  
 [9] TABAKOFF, W. Experimental study on the effects of specimen sizes on erosion. *Wear*, v. 86, p. 65 – 72, 1983.  
 [10] WALSH, D. W. Effects of cyclic heating on diffusion bonding of steel powders. *Metal Powder Report*, v. 7, p. 58, 1992.  
 [11] SHANOV, V., TABAKOFF, W. Erosion resistance of coatings for metal protection at elevated temperatures. *Surface Coating Technology*, p. 88–93, 1996.  
 [12] SCRIVANI, A., IANELLI, S., ROSSI, A., GROPPETTI, R., CASADEI, F. E RIZZI, G. A contribution to the surface analysis and characterization of HVOF coatings for a petrochemical application. *Wear*, p. 107–113, 2001.  
 [13] WANG, B. Q.; SEITZ, M. W. Comparison in erosion behavior of iron –based coatings sprayed by three different arc-spray processes. *Wear*, p. 755 -761, 2001.  
 [14] HIDALGO, V. H., VARELA, F. J. B., MENÉNDEZ, A. C. e MARTINEZ, S. P.A comparative study of high-temperature erosion wear of plasma-sprayed NiCrBSiFe and WC–NiCrBSiFe coatings under simulated coal-fired boiler conditions. *Tribology International*, v. 34, p.161-169, 2001.  
 [15] VICENZI, J., Relação entre microestrutura e erosão [a frio e a quente] de revestimentos NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  obtidos por aspersão térmica. 2007. Tese [Doutorado], PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.  
 [16] OKA, Y. I. et al. Control and evaluation of particle impact conditions in a sand erosion test facility. *Wear*, 250, p. 736 – 743, 2001.  
 [17] NORMA ASTM G76-05. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets, *Annual Book of ASTM Standards*, 2005.  
 [18] MARQUES, C. M., Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. 2006. Tese [Doutorado], PPGEM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.  
 [19] SHIPWAY, P. H.; HUTCHINGS, I. M. The role of particle properties in the erosion of brittle materials. *Wear*, v. 193, p.

105 – 113, 1996.

[20] 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.

[21] WANG, B. Q.; VERSTAK, A. Elevated temperature erosion of HVOF Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/TiC-NiCrMo cermet coating. Wear, v. 233 - 235, p. 342 – 351, 1999.

[22] 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.