

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS APLICADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA PARA PROTEÇÃO CONTRA O DESGASTE E CORROSÃO DE PONTEIRAS DE “RISERS” DE COMPLETAÇÃO E PERFURAÇÃO

Fabricio Freire¹, Augusto J. A. Buschinelli²

¹ CENPES/Petrobrás, Ilha do Fundão – Rio de Janeiro, tite.ufpr@petrobras.com.br

² Universidade Federal de Santa Catarina, Trindade - Florianópolis, buschi@emc.ufsc.br

Resumo – Ponteiras de “risers” de perfuração e completação usadas na exploração de petróleo off-shore estão sujeitas a desgaste e corrosão. Como sua proteção por níquel químico ou aspersão térmica (AT) até então não foi satisfatória, esse trabalho teve por objetivo verificar comparativamente o desempenho de revestimentos de alta resistência ao desgaste (WC-Co, WC-Co-Cr, Cr₃C₂-NiCr, WC-Co + NiCrFeSiBC e NiWCrFeSiBC) aplicados pelos sistemas de AT HVOF A e B. Os revestimentos foram caracterizados quanto a dureza, microestrutura e porosidade, visando uma otimização dos parâmetros de aspersão. Foi analisada a influência da morfologia, granulometria e método de fabricação do pó (aglomerado ou aspergido e sinterizado, misturado e atomizado) sobre o grau de fusão das partículas aspergidas e a resultante porosidade do revestimento. Camadas de WC-Co-Cr e WC-Co com baixa porosidade e dureza da ordem de 1300HV_{0,3} mostraram superior resistência ao desgaste abrasivo (ensaio ASTM G65). O revestimento autofluxante NiWCrSiFeC sem refusão teve o pior comportamento, relativa melhora sendo verificada no material misturado (WC-Co)+NiCrFeSiBC. De acordo com as características mecânicas e dados de resistência a corrosão aqui observados o WC-Co-Cr seria o melhor candidato para substituir os revestimentos atualmente empregados.

Palavras-Chave: aspersão térmica; desgaste; WC-Co-Cr; cermets; corrosão

Abstract – The risers pins used in the oil off-shore exploration are subjected to wear and corrosion. Electroless NiP deposits or thermal spray coatings up to now applied haven't presented satisfactory results. This work had the objective to evaluate the performance of high wear resistance (WC-Co, WC-Co-Cr, Cr₃C₂-NiCr, WC-Co + NiCrFeSiBC and NiWCrFeSiBC) coated layers applied by HVOF TS systems (A e B). The hardness, microstructure and the degree of fusion were analyzed in correlation to spray conditions. The influence of powder morphology, grain size and fabrication method (agglomerated or sprayed sintered; mixed and atomized) on the degree of fusion of the sprayed particles and the resulting porosity in layer were investigated. The layers obtained presented low porosity and high hardness (above 1300HV_{0,3}). The wear resistance tests (ASTM G65) showed the superior resistance of the WC-Co-Cr and WC-Co. The NiWCrSiFeC layer without remelting had the worst behavior, while the (WC-Co)+NiCrFeSiBC mixed material showed a relatively better performance. On the basis of the good mechanical characteristics and superior corrosion resistance here verified the WC-Co-Cr thermal sprayed coating would be the best candidate to substitute the coatings actually employed.

Keywords: thermal spray; wear; WC-Co-Cr; cermets; corrosion

1. Introdução

Na produção de gás/óleo no segmento “offshore” as plataformas marítimas retiram o petróleo dos poços através de tubos rígidos (“risers”) e flexíveis que são responsáveis pelo transporte da produção de cerca de 700.000 barris de óleo/dia (US\$ 8 bilhões/ano) segundo Paes (2000). A deterioração por desgaste e corrosão de equipamentos e componentes metálicos é um sério problema da indústria “offshore”: no caso dos “risers”, tanto de perfuração como de completação, um componente crítico são as ponteiras, com função de conectar os tubos rígidos entre si pelo sistema caixa-pino. Um eventual riscamento da ponteira, numa operação de encaixe forçada, pode resultar em perda de estanqueidade no teste hidrostático sob até 3000 psi, e pode determinar a retirada de toda a coluna lançada ao mar, para substituir o componente danificado; operação com custo alcançando cerca de US\$ 50.000/dia. As ponteiras, atualmente em uso, fabricadas em aço AISI 4130 e revestidas com níquel-químico estão também sujeitas a corrosão em ambiente marinho: no caso de riscamento ou poros passantes nesse revestimento catódico a corrosão do substrato é imediata. Como alternativa a esse problema, camadas de ligas autoluxantes de níquel feitas por aspersão térmica a chama convencional foram aplicadas. Elas não apresentaram desempenho satisfatório pois apesar de não terem riscos profundos, sofreram deslocamento pela baixa aderência. Outra indicação de baixa aderência e inadequados procedimentos de aspersão foi a excessiva porosidade na microestrutura dessas camadas (Freire 2002).

Nesse contexto o objetivo desse trabalho foi avaliar revestimentos de alta dureza, resistentes ao desgaste e corrosão, com elevada aderência ao substrato, aplicados por sistemas de aspersão térmica de última geração, de alta velocidade de projeção das partículas chamados de HVOF (“High Velocity Oxy Fuel”).

2. Procedimentos e Materiais

Com base em dados de resistência ao desgaste e à corrosão (Fillion, 1994; Kreye et al., 1994; Schwetzke, 2000; Vuoristo, 1994), foram selecionados os pós da Tabela 1. Na tabela existem cinco tipos de materiais separados pelas colunas e relacionados ao seu modo de fabricação pelas linhas. No cruzamento dessas duas variáveis existe um código dado ao pó e sua granulometria, como por exemplo o A1 -45+15 µm que especifica o fabricante A, o material 1 (WC-17Co) e uma granulometria entre 15 e 45 µm. O metal-duro WC-17Co foi tomado como material de referência, pelo vasto conhecimento de suas propriedades; o WC-10Co-4Cr por tratar-se de material similar, mas com adicional resistência à corrosão conferida pelo cromo e o Cr₃C₂-25(Ni 20Cr) pela resistência à corrosão e, em particular, visando maior tenacidade da camada aspergida. Com o objetivo de comparação com resultados de campo incluiu-se uma liga autoluxante Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C de natureza similar à já utilizada na Petrobrás (Colmonoy 88) e finalmente uma mistura de pós recomendada pelas empresas aplicadoras, (WC-12Co) 33Ni9Cr3,5Fe2Si2B0,5C.

Com o objetivo de comparar dois sistemas HVOF, os testes foram feitos com as pistolas **A** e **B** e pós de seus respectivos fabricantes, que em alguns casos diferem quanto ao método de fabricação, morfologia e granulometria. As Tabelas 2 e 3 reúnem os parâmetros de aspersão empregados, onde salienta-se que por problemas operacionais os valores especificados pelo fabricante da pistola **B** não foram alcançados numa primeira série de testes, forçando a modificações nos fluxos de oxigênio e propano, bem como na taxa de alimentação de pó.

Os pós foram aspergidos sobre chapas de aço 1020 em camadas com espessura até 300 µm, e destinadas a metalografia, microdureza, ensaio de desgaste, riscamento e névoa salina. A morfologia, composição e fases presentes nos pós-*virgens* foram investigados por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X. Após passarem pela chama das pistolas, os pós foram analisados quanto ao grau de fusão e transformação de fase. Seu recolhimento se deu pela interceptação das partículas em água, contida em um balde, a uma distância de 1 m. A difração de raios-X foi feita com radiação Cu-Kα, 30 kV, 15 mA e passo de 0,05° com tempo de 1s. A microestrutura das camadas foi analisada por microscopia ótica quanto ao grau de porosidade, trincas e distribuição de carbonetos.

A microdureza HV0,3 foi medida na seção transversal das camadas depositadas conforme a norma DIN 50133. A avaliação do desgaste abrasivo ocorreu pelo ensaio da roda de borracha, segundo a norma ASTM G65-00. Com o ensaio de esclerometria pendular as camadas foram riscadas com um equipamento similar a um ensaio Charpy, onde temos a liberação de um pendulo de uma posição horizontal que ao chegar a posição vertical, risca a camada da amostra com uma ferramenta de nitreto de boro cubico. O ensaio de névoa salina seguiu a norma ASTM B117.

Tabela 1. Pós utilizados para aspersão (tipo de fabricação, materiais, granulometria e fabricantes)

Materiais	1	2	3	4	5
Fabricação	WC-17Co	WC-10Co-4Cr	Cr₃C₂-25(Ni 20Cr)	Ni 17.3W 15Cr4Si 3.5Fe3B 0.8C	(WC-12Co) 33Ni 9Cr 3.5Fe 2Si 2B 0.5C
Aglomerado sinterizado	---	B2, -53+11µm	---	---	---
Aspergido sinterizado	A1, -45+15µm B1, -53+11µm	A2, -45+15µm	A3, -45+15µm	---	---
Atomizado	---	---	---	A4, -53+20µm	---
Misturado	---	---	B3, -45+5.5µm	---	B5, -45+11µm

Tabela 2. Parâmetros de aspersão para a pistola A

Parâmetros de aspersão térmica – Fabricante A		A1	A2	A3	A4
Fluxo	Querosene, l/h	22,7			
	O ₂ , m ³ /h	56,6	52,4	52,4	41,1
Pressão	Querosene, bar	8,6	8,3	8,3	7,2
	O ₂ , bar	9,8	9,4	8,9	7,7
Razão	O ₂ / Querosene (em peso)	4,1	3,8	3,8	2,9
Alimentação de pó	Fluxo de N ₂ , m ³ /h	0,64	0,65	0,60	0,60
	Ar de vibração, bar	0,56			
	Fluxo de pó, g/min	76	98	58	76
	Comprimento de bico, mm	203	203	102	102
	Velocidade transversal da pistola, mm/s	280			
	Distância de aspersão, mm	350			

Tabela 3. Parâmetros de aspersão para a pistola B

Parâmetros de aspersão térmica		Fabricante B	UFSC
Fluxo	Propano, m ³ /h	4,1	3,9
	O ₂ , m ³ /h (l/min)	15,9	13,6
	Ar comprimido, m ³ /h	22,5	
Pressão	Propano, bar	6,2	6,2
	O ₂ , bar	10,3	
	Ar comprimido, bar	6,9	
Razão	O ₂ / Propano (considerando o O ₂ do ar comprimido)	5	4,6
Alimentação de pó	Fluxo de N ₂ , m ³ /h	0,75	
	Ar de vibração, bar	1,4	
	Fluxo de pó, g/min	38	
	Velocidade Transversal da pistola, mm/s	150	
	Distância de aspersão, mm	230	

3. Resultados

3.1. Caracterização dos pós e microestrutura das camadas aspergidas

Os resultados obtidos com a pistola A podem ser vistos na Figura 1. A camada A1 apresentou baixa porosidade, distribuição uniforme dos carbonetos pela matriz de Co e nenhuma oxidação visível. O pó coletado em água após a aspersão mostrou bom grau de fusão, o que possibilita melhor molhamento do substrato e densificação do depósito. A morfologia dos pós no estado virgem e seu maior ou menor grau de fusão associado aos parâmetros de AT foram estudados por Freire et al (2002). Na camada A2 onde a porosidade foi pouco maior, observou-se que a chama não conseguiu fundir do mesmo modo as partículas maiores do pó. A presença de poros nessa camada pode também advir do menor fluxo de oxigênio empregado e assim da incapacidade das partículas (com menor velocidade de projeção) de se deformarem o suficiente para a eliminação desses vazios. A camada A3, apesar de uma boa homogeneidade dos carbonetos pela matriz, apresentou maior porosidade. Na liga autofluxante A4, onde a porosidade também é relativamente elevada, houve insuficiente grau de aquecimento para fusão das partículas. No caso essa dificuldade de aquecimento deve-se tanto ao maior tamanho das partículas (até 53 µm) como à sua morfologia.

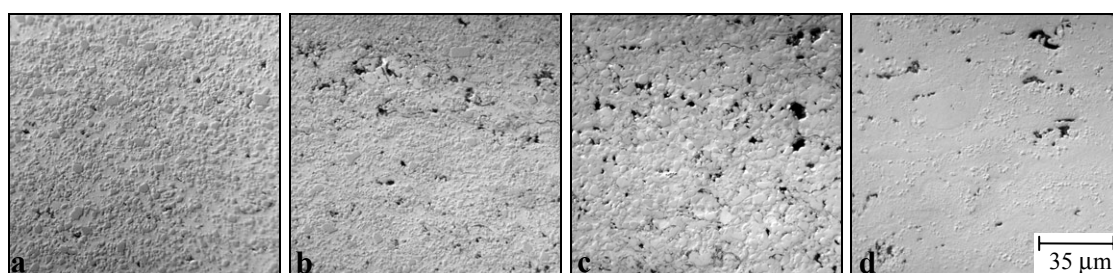


Figura 1. Imagens do MO mostrando camadas, 1000x - pistola A

a) A1, WC-17Co; b) A2, WC-10Co-4Cr; c) A3, Cr₃C₂-25(Ni20Cr); d) A4, Ni_{17,3}W₁₅Cr₄Si_{3,5}Fe₃B_{0,8}C

A aspersão de “cermets” com a pistola **B** produziu camadas, vistas na Figura 2, um pouco mais porosas em relação a **A**. Nesse caso, apesar da fabricação (aglomerado ou aspergido sinterizado) e morfologia similar, os pós de WC-17Co e WC-10Co-4Cr tinham granulometria mais grosseira, acima do limite de 45 µm para aspersão otimizada desses materiais por esse sistema HVOF (Schwetzke 2000). Em contraposição, a camada B5 aspergida com a **B** (mistura metal duro WC-12Co com liga autofluxante) usando pós atomizados (granulometria < 45 µm) mostrou menor porosidade que a equivalente A4 (partículas até 53 µm). A distribuição de carbonetos foi homogênea nas camadas. Ressalte-se a exceção do material B3 (mistura de carboneto com liga metálica), onde houve maior segregação de NiCr (áreas claras).

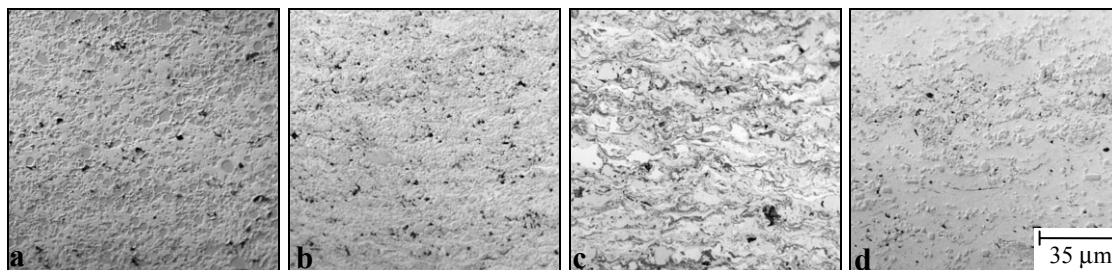


Figura 2. Imagens do MO mostrando camadas, 1000x - pistola **B**

a) B1, WC-17Co; b) B2, WC-10Co-4Cr; c) B3, Cr₃C₂-25(Ni₂₀Cr); d) B5, (WC-12Co)₃₃Ni₉Cr_{3,5}Fe₂Si₂B_{0,5}C

3.2. Dureza, resistência ao desgaste abrasivo, riscamento e corrosão das camadas

Os resultados de microdureza são mostrados na Tabela 4. Os valores obtidos pelas camadas de metal duro WC-17Co e WC-10Co-4Cr, em torno de 1300 HV_{0,3}, foram os esperados de acordo com Schwetzke (2000). Do ponto de vista da porosidade, A1 é mais densa que B1, o que deveria torná-la mais dura; mas pelo fato de B1 ter uma maior formação de carbonetos mistos (fase η-Co₆W₆C), assim mostrado pela difração de raios-X, sua matriz torna-se mais rígida, compensando o prejuízo com a falta de coesão das lamelas. As camadas de WC-10Co-4Cr têm o mesmo grau de porosidade, apesar da dureza de A2 ser maior devido a maior intensidade de formação de carbonetos mistos (fase η).

Os depósitos de Cr₃C₂-25(Ni₂₀Cr) (B3 e A3) têm nível de dureza menor (908 e 1068 HV_{0,3}), o que está de acordo com a maior tenacidade esperada para esse material. Nota-se também, através das micrografias das camadas feitas no MEV por Freire et al. (2002), uma grande dissolução das partículas de carboneto relativamente a B1, com a diminuição de tamanho e perda de sua forma angular. Comparativamente ao metal-duro WC-17Co as ligas autofluxantes de Ni (A4 e B4) apresentaram também dureza inferior, respectivamente 910 e 1133 HV_{0,3}, valores esses entretanto acima dos reportados por Fillion (1994) e Kreye et al. (1994) para camadas aspergidas desses materiais.

As camadas de WC-17Co e WC-10Co-4Cr tiveram notável desempenho quanto à resistência ao desgaste abrasivo (25 a 32 mg), Tabela 4. O “cermet” Cr₃C₂-25(Ni₂₀Cr), o material A3 (64 mg) com desgaste pouco maior que B1 (57 mg) pode ainda ser considerado na mesma faixa de maior resistência. Por outro lado, comparativamente, a camada A4 ficou no outro extremo, perdendo 432 mg apenas com a metade da rotação empregada (1000 ciclos).

Conforme as Figuras 1 e 2 e análise ao MEV feita por Freire et al. (2002), as camadas A1, A2, A3, B1 e B2 apresentam boa distribuição de carbonetos e proximidade entre eles. A maior resistência ao desgaste de A2 e B2 em relação, respectivamente, a A1 e B1 é acompanhada da formação de W₂C na interface WC/matriz, o que fortalece essa ligação. Já o menor desempenho de B1 e B2 em relação a A1 e A2 pode provir da porosidade existente, que enfraquece as camadas, na medida que possibilita o arrancamento de placas de material e mais intenso desgaste em suas bordas quando na superfície. A camada A3, que esta na mesma faixa de desgaste das camadas com WC, possui uma matriz menos dura que as de Co e Co-Cr, sofrendo assim uma abrasão mais acentuada. Nesse revestimento A3 os carbonetos aparecem bem distribuídos, de mesmo tamanho e forma, não havendo muita dissolução destes na matriz. Em B3, apesar de se trabalhar com material similar, ocorre arrancamento localizado em áreas maior segregação de NiCr.

Finalmente, a baixa porcentagem de partículas duras na liga autofluxante de Ni (A4) e sua dispersão (fig. 1d) possibilita um arrancamento uniforme da matriz, que apesar da dureza de 915 HV_{0,3}, não consegue evitar o sulcamento pelas partículas de SiO₂ usado como abrasivo no ensaio. Isso mostra que a aspersão HVOF desse material nas condições aqui empregadas não é satisfatória, havendo a necessidade de um aumento da porcentagem de fases duras, através de um maior aporte térmico. Apesar da baixa porcentagem de carboneto de tungstênio em B5, concentrada em regiões formadas pelas partículas de WC-12Co e intercaladas por regiões com NiCrFeBSiC (de menor dureza) (fig. 2d), é reduzida a degradação da camada. Ocorre um desgaste maior nas regiões de menor dureza, como em A4.

As imagens das Figuras 3 e 4 ilustram os resultados da esclerometria pendular. As melhores camadas apresentaram apenas micro-trincas no fundo dos riscos, as demais fissuras maiores e alguns casos arrancamento de material. As camadas que apenas trincaram foram A1, A3 e B1. Em A2 tem-se pequenas e distribuídas fissuras transversais aos riscos, aumentando de tamanho em B5. B2 e B3 apresentam enrugamento e arrancamento de material. A camada A4 também apresenta separação de material, já em alguns locais mais espaçados. Quanto à borda dos riscos, existe deslocamento de material nas camadas B2, A3, B3 e B5; sendo que este é superficial e não atinge o substrato.

As maiores profundidades alcançadas pelos riscos da ferramenta são apresentadas na Tabela 4 (ultima coluna). Em chapas de alumínio (como referência) a profundidade foi de aproximadamente 200 µm, enquanto em amostras de

aço inox 17.4 PH retiradas de ponteiros em uso atingiu 93 μm . Nas camadas aspergidas tem-se uma faixa mais rasa de 31 a 35 μm de profundidade para as camadas A1, B1 e A2, seguida de outra entre 58 e 93 μm para B2, A3 e A4, chegando a 196 e 134 μm para B3 e B5 respectivamente. As camadas com a maior resistência ao riscamento foram as mais duras, as que possuem os maiores carbonetos e homogeneamente distribuídos. A camada B2 apesar de ter uma alta dureza (1233 HV0,3), possui carbonetos na faixa de 2 μm diferente de A1, A2 e B1 com 4 μm .

Dentre as camadas que apenas trincaram, A1 apresenta a menor densidade de trincamento (número de trincas dentro do risco). Isso se deve a maior tenacidade/ductilidade em relação às outras amostras que estão mais trincadas; ficando, qualitativamente, B1 numa segunda classificação e A3 numa terceira. O melhor desempenho de A1 comparado a B1 (WC-17Co) deve-se muito provavelmente a menor intensidade de transformação de fase sofrida pelo material. Quanto a A3, apesar da menor dureza (1068 HV0,3), também houve o trincamento devido a uma prévia fragilização da camada, causado por tensões térmicas, como pode ser visto na micrografia feita no MEV por Freire et al. (2002).

Uma menor coesão lamelar em A2 é causada pela oxidação entre lamelas. Essa oxidação também esta presente em B2, que juntamente com uma maior ativação térmica causa o deslocamento de material pelo enrijecimento dessa camada. Os sulcos causados em B3, A4 e B5 também demonstram a menor coesão entre as lamelas; no caso de B5, dos diferentes pós WC-12Co e 33Ni9Cr3,5Fe2Si2B0,5C.

No ensaio de névoa salina o desempenho foi bom até 1000 horas de exposição; com exceção da camada A3 - Cr₃C₂-25(Ni20Cr). Pode-se ver nas Figuras 5a e 5b o aspecto do revestimento A2, WC-10Co-4Cr, respectivamente como aspergido e após ensaio de névoa salina; do mesmo modo A1, B1, B2, B3, B5 não apresentaram nenhum ponto de corrosão do substrato ou camada. Entretanto a camada B3 - Cr₃C₂-25(Ni20Cr), vista na Figura 5c, apresentou porosidade passante revelada pelos pontos em vermelho do lado esquerdo da chapa; porosidade que não esta em grande quantidade, mas sim por possuir poros com maior diâmetro. A grande área em vermelho da Figura 5c resulta de falha na pintura da lateral da chapa e o escorrimento de produto de corrosão. A Figura 5d mostra a camada A4-Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C que devido provavelmente a concentração de Cr em certos pontos apresenta produtos de oxidação esverdeado; mas sem corrosão do substrato.

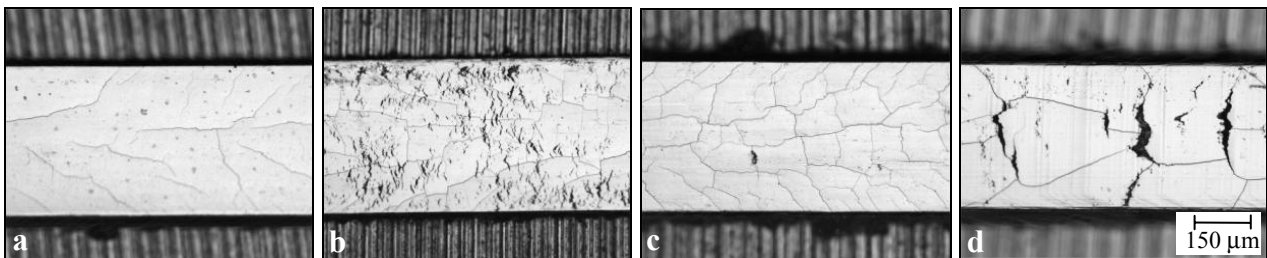


Figura 3. Imagens do MO mostrando o riscos nas camadas, 200x

b) A1, WC-17Co; b) A2, WC-10Co-4Cr; c) A3, Cr₃C₂-25(Ni20Cr); d) A4, Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C

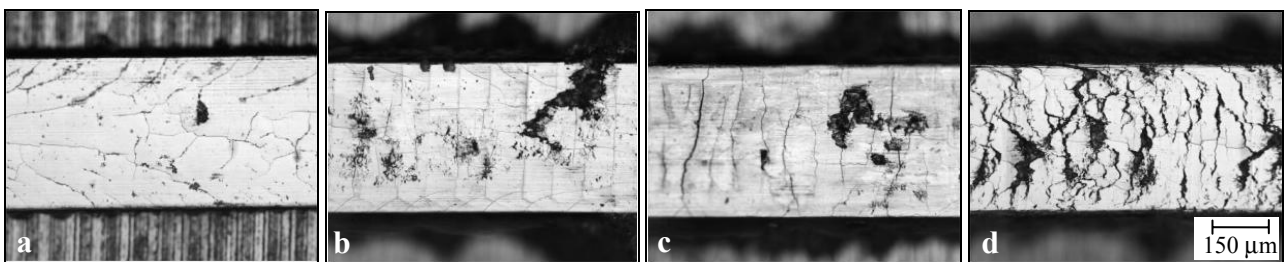


Figura 4. Imagens do MO mostrando os riscos nas camadas, 200x

a) B1, WC-17Co; b) B2, WC-10Co-4Cr; c) B3, Cr₃C₂-25(Ni20Cr); d) B5, (WC-12Co)33Ni9Cr3,5Fe2Si2B0,5C

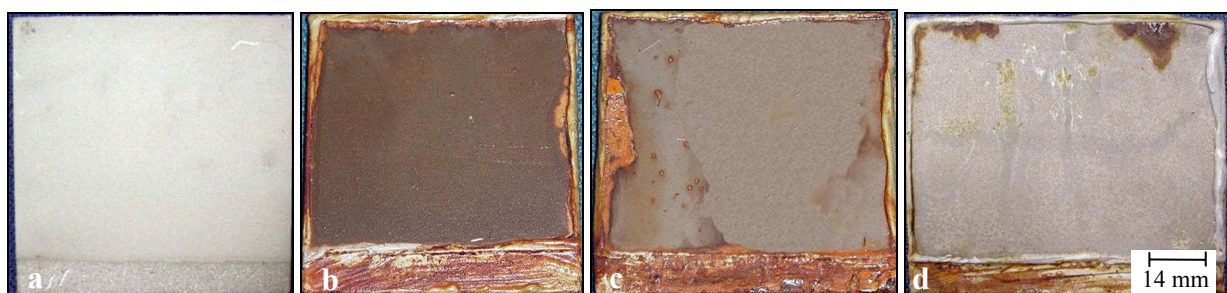


Figura 5. Ensaio de névoa salina, 1000 horas

a) A2, WC-10Co-4Cr, sem ser ensaiada; b) A2, WC-10Co-4Cr; c) A3, Cr₃C₂-25(Ni20Cr); d) A4, Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C;

Tabela 4. Dureza e desgaste abrasivo das camadas

Cp	Materiais	Tipo de fabricação	Dureza HV0,3		Desgaste [mg]	Profundidade dos riscos (µm)
			1ª série	2ª série		
M1	WC-17Co	Aspergido sinterizado	964	1320	57,4	35
M2	WC-10Co-4Cr	Aglomerado sinterizado	949	1233	31,8	80
M3	Cr ₃ C ₂ -25(Ni 20Cr)	Misturado	711	908	261	196
M4	(WC 12Co) 33Ni 9Cr _{3,5} Fe 2Si 2B 0,5C	Misturado	815	1133	130	134
T1	WC-17Co	Aspergido sinterizado	1311		31,3	33
T2	WC-10Co-4Cr	Aspergido sinterizado	1378		24,9	31
T3	Cr ₃ C ₂ -25(Ni 20Cr)	Aspergido sinterizado	1068		64	58
T4	Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C	Atomizado	915		432*	83
	17,4-PH	Temperado, normalizado	--		--	93

4. Conclusões

Dentre os materiais estudados neste trabalho os “cermets” WC-17Co e WC-10Co-4Cr mostraram o melhor desempenho, permitindo a obtenção de camadas com qualidade equivalente pelos dois sistemas HVOF A e B.

As especificações do fabricante da pistola A, para os materiais WC-17Co e WC-10Co-4Cr, conduziram a camadas com baixa porosidade, distribuição homogênea de carbonetos e boas características mecânicas (dureza e resistência ao desgaste) e resistência a corrosão. No caso da pistola B foi possível verificar que a granulometria do pó disponível no mercado (-53+11 µm) não seria a mais adequada para otimizar a qualidade das camadas.

O pó Cr₃C₂-25(Ni20Cr) (A3, modo de fabricação aspergido sinterizado) aplicado com a pistola A exige um maior grau de fusão, no sentido de reduzir a porosidade da camada e aumentar a resistência ao desgaste abrasivo e corrosão. O material B3 não tem boa resistência ao desgaste abrasivo, quando aspergido com os parâmetros especificados nesse trabalho, apesar da boa resistência a corrosão.

A baixa resistência ao desgaste abrasivo da liga Ni17,3W15Cr4Si3,5Fe3B0,8C mostra a importância da formação de partículas duras - ausentes ou em quantidade insuficiente na camada como aspergida - exigindo a refusão da camada que aumentaria essa quantidade de partículas pela formação de boretos de cromo (Kreye et al., 1994).

O uso de mistura metal duro/liga autofluxante melhora a resistência ao desgaste abrasivo pela dispersão de partículas de carboneto na camada. Do mesmo modo para uma equivalência às camadas de melhor desempenho (WC-Co) deveria ser explorada a refusão posterior ou a aspersão mais quente visando incrementar a precipitação de partículas duras na liga autofluxante.

O ensaio de riscamento ou esclerometria pendular permite ordenar as camadas quanto à resistência ao riscamento e possibilita conhecer a reação das camadas ao arrancamento de material sob solitação dinâmica.

Para proteção contra riscamento e corrosão o material WC-10Co-4Cr seria o mais recomendado.

7. Agradecimentos

Ao CNPq pelo projeto CTPetro, 461517/01-84. À ANP pela bolsa de estudos através do Programa de Recursos Humanos para o Setor de Petróleo e Gás Natural. Ao CENPES/Petrobrás pelo apoio e motivação para a pesquisa. Às empresas Praxair e Revesteel de Curitiba-PR por dispor de seus equipamentos para realização desse trabalho. Ao Prof. Sinésio D. Franco pelo apoio dado à pesquisa, disponibilizando o Laboratório de Tribologia e Materiais da UFU.

8. Referências

- PAES, M. P. Utilização de revestimentos de níquel químico submetidos a condições de desgaste e corrosão em meio marinho atmosférico severo e submerso. *Seminário da disciplina Microestrutura do desgaste*, Universidade Federal de Uberlândia, 33 p, 2000.
- FILLION, G. Colmonoy 88: A new development in nickel-based hardfacing alloys. *Welding Journal*, v.73, n.4, 1994.
- KREYE, H.; Szigeti, F.; Buschinelli, A. Proteção contra desgaste por revestimento com ligas autofluxantes de NiCrBSi. *Soldagem & Materiais*, v.6, n.3, p. 34-40, 1994.
- SCHWETZKE, R.; Kreye, H. High velocity oxy-fuel spraying of tungsten carbide-based coatings. *Schweissen & Schneiden*, DVS, G 6253, p. E29-E34, fevereiro 2000.
- VUORISTO, P. et al. Abrasion and erosion wear of Cr₃C₂-NiCr coatings prepared by Plasma, detonation and high-velocity oxy fuel spraying. *Proceeding of the 7th National Thermal Spray Conference*, Boston, USA, 1994.
- FREIRE, F. Avaliação de revestimentos aplicados por aspersão térmica para proteção contra o desgaste de ponteiros de “risers”. UFSC, 68 p., abril 2002
- FREIRE, F.; Buschinelli A. J. A.; Paes M. T. P. Avaliação de revestimentos aplicados por aspersão térmica para proteção contra o desgaste de ponteiros de “risers”. *Consolda*, ABS, São Paulo, 2002.