

CT-43 Desenvolvimento de Ligas Resistentes à Cavitação para Aplicação por Aspersão Térmica a Arco Elétrico e sua Aplicação em Campo**Índice de Títulos****Índice de Autores****(Cavitation Resistance Alloy Developed by Arc Thermal Spray Process and Field Application)***Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz¹, Andre Ricardo Capra², Joceli da Guia Chandelier² Ramón Sigifredo Cortés Paredes³*¹UTFPR, Universidade Federal Tecnológica do Paraná, Ponta Grossa, Paraná, Brasil, anderson@utfpr.edu.br²LACTEC, Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, Curitiba, Paraná, Brasil, joceli@lactec.org.br, andre.capra@lactec.org.br³UFPR, Universidade Federal do Paraná, Departamento de Mecânica, Curitiba, Paraná, Brasil, ramon@demec.ufpr.br**Resumo**

A necessidade de diminuição dos tempos de paradas e diminuição dos custos de manutenção de turbinas hidráulicas tem levado ao desenvolvimento de novos materiais, processos de deposição e recuperação de áreas cavitadas. A aplicação da técnica de aspersão térmica na recuperação de regiões cavitadas é uma alternativa quando se visa minimizar os níveis de tensão residual, sendo viável sua utilização em áreas de média ou pequena intensidade de cavitação. O objetivo deste trabalho é apresentar o resultado de uma liga desenvolvida para aspersão térmica a arco elétrico através de ensaios de cavitação em laboratório e em campo. As amostras foram analisadas através de microscopia ótica, eletrônica de varredura, microdureza e ensaio de cavitação acelerada - norma ASTM G32-95. Foram também realizados ensaios em campo em turbina do tipo Francis. A liga SMA_Mn A apresentou resistência à pelo menos 2.000h de operação da turbina Francis, verificando-se apenas um pequeno desgaste por cavitação.

Palavras-chave: Aspersão Térmica; Cavitação; Turbinas Hidráulicas

Abstract: The necessity to diminish stops and costs in hydraulic turbines maintenance has taken to develop new class of materials, deposition process and recover of cavitated areas. Thermal spray is an alternative technique to recover cavitated areas when it's necessary diminishes residual stress levels. This technique has viability when applied in small or medium cavitation intensity. The objective of this work is to present the cavitation tests results obtained in laboratory and field of the alloy developed for arc thermal spray process. The samples were characterized using microhardness profile, metallography and scanning electron microscopy, SEM and sped up cavitation on the basis of ASTM G32-95 norm. Tests in Francis type turbines had been carried through. The SMA_MnA alloy presented the best results in the different alloy tested when thermal spray technique where applied. After 2.000 operation hours it was verified that the recovered areas presented only a small amount of eroded areas.

Key-words: Thermal Spray; Cavitation; Hydraulic turbines

1. Introdução

O fenômeno da erosão por cavitação ocorre devido ao colapso das bolhas de vapor, que produzem tensões extremamente elevadas que frequentemente danificam a superfície do material, causando perda de massa [1]. A cavitação frequentemente contribui com os elevados custos de manutenção e reparo em turbinas hidráulicas, podendo gerar perda de tempo, de vida útil e diminuição na eficiência de operação do equipamento. O reparo deve ser realizado de acordo com a perda de massa e mudança de perfil ocorrido [2].

Normalmente o processo de soldagem e recobrimento utilizado no reparo de regiões cavitadas em turbinas hidráulicas é do tipo MIG/MAG. Neste processo, os ciclos térmicos ocasionados pelo aquecimento localizado, aliado à contração do material depositado, resultam em elevadas tensões residuais. Estas tensões favorecem mecanismos de nucleação e crescimento de trincas e com isso pode ser acelerado o processo de cavitação, além de uma provável redução na vida útil do equipamento e aumento no número de paradas para reparos devido a propagação de trincas.

Com a finalidade de se reduzir às tensões residuais ocasionadas pela deposição por soldagem, tem-se estudado a deposição de ligas resistentes à cavitação através de plasma e aspersão térmica. A aspersão térmica

ASP (Arc Spray Process) é um processo que envolve a deposição de um material metálico a partir do arco elétrico existente entre dois arames sobre uma superfície preparada. Aliado ao fato de não introduzir tensões residuais, com a aspersão térmica tem conseguido depositar ligas com boa resistência à erosão, além de ser um processo rápido e barato.

A aspersão térmica consiste de um grupo de processos por meio dos quais se deposita, sobre uma superfície previamente preparada, camadas de materiais metálicos ou não metálicos. Nos processos de aspersão térmica, os materiais de deposição são fundidos ou aquecidos em uma fonte de calor gerada no bico de uma pistola apropriada por meio de combustão de gases, de arco elétrico ou por plasma. Imediatamente após a fusão, o material finamente atomizado é acelerado por gases sob pressão contra a superfície a ser revestida, atingindo-a no estado fundido ou semi-fundido. Ao se chocarem contra a superfície, as partículas achatam-se e aderem ao material base e na sequência sobre as partículas já existentes, originando-se assim uma camada de estrutura típica e diferente de qualquer outra forma metalúrgica. Essas camadas são constituídas de pequenas partículas achatadas em direção paralela ao substrato, com estrutura típica lamelar contendo inclusões de óxidos, vazios e porosidade [5].

Diversos trabalhos de ensaio de cavitação acelerada têm sido realizados em revestimentos aspergidos com o intuito de se analisar a sua resistência. Observou-se em geral que os revestimentos mais resistentes são depositados por HVOF (*high velocity oxi-fuel*), onde a sua maior resistência tem sido atribuída à maior aderência das partículas projetadas [6,7].

Alguns autores [8] analisaram a superfície cavitada e verificaram que a perda de massa ocorre entre as lamelas, na região dos óxidos interlamelares, onde a presença de poros e fases frágeis aceleram o fenômeno de perda de massa.

Outro aspecto importante analisado na literatura é a ausência de regime de incubação no perfil de perda de massa do ensaio de cavitação acelerada. Em alguns trabalhos verificou-se que no início do ensaio de cavitação acelerada as amostras apresentavam uma maior perda de massa, sendo que posteriormente, no regime de perda de massa constante, a taxa de perda de massa diminui e mantém-se constante até o final do ensaio [7,9].

Resultados promissores foram obtidos com revestimentos aspergidos com HVOF (High Velocity Oxifuel). A liga AISI316 depositado com HVOF apresentou valores de perda de massa muito semelhantes ao do material fundido, assim como com as ligas Stellite 6 e MCrAlY, que apresentaram excelentes resultados. [10]. Os resultados obtidos com aspersão a arco ASP foram inferiores ao obtidos por HVOF, entretanto não foi avaliado a influência da microestrutura e parâmetros do processo [10]. As variáveis de processo são muito importantes no controle da fração de óxidos, microestrutura e porosidade de revestimentos aspergidos por ASP, podendo modificar a resistência destes revestimentos [11].

Em função da dificuldade de transporte e aplicação de testes em campo com o processo HVOF, foram realizados estudos visando a utilização de processo de aspersão térmica a arco elétrico – ASP [11]. Verificou-se que os parâmetros de deposição ASP de revestimentos de aços inoxidáveis são importantes para a resistência à cavitação, sendo que a variação na pressão de deposição de 280 para 410 kPa reduziu a perda de massa da liga AWS410NiMo em 63%.

Os resultados obtidos com a deposição por aspersão térmica a arco elétrico de ligas comerciais para soldagem e aspersão térmica [11], motivaram o estudo do desenvolvimento de ligas específicas para aplicação por aspersão térmica a arco elétrico e resistência à cavitação.

As composições químicas foram baseadas em alguns princípios acima visando elevar a resistência à cavitação das ligas [12, 13]. Para isto procurou-se as seguintes condições:

- Variar a concentração dos elementos de liga: cromo, silício e manganês, e assim, modificar o comportamento do sistema no que se refere à oxidação durante a aspersão. Estes elementos são fortemente desoxidantes, podendo formar óxidos resistentes e aderentes, além de modificar a fração volumétrica de óxidos. Esta característica pode influenciar na resistência à cavitação das ligas na forma aspergida, modificando a resistência interlamelar dos revestimentos aspergidos espera-se alterar as propriedades mecânicas do revestimento e assim a sua resistência à cavitação.
- Diminuição dos valores da EFE pela adição de elementos do tipo silício, manganês e cromo, possibilitando a modificação dos mecanismos de deformação (formação de maclas ou transformação de fase induzida por deformação);
- Determinação da relação $Cr_{eq}/(Cr_{eq}+Ni_{eq})$ das ligas entre 0,4 e 0,7, que resulta em maior resistência à perda de massa por cavitação;
- Controle da formação das fases presentes, com a formação de austenita estável, temperatura de formação de martensita por deformação M_{d30} próxima à ambiente ou superior e temperatura de formação da martensita M_s logo abaixo da temperatura ambiente.

Neste trabalho observou-se que a liga SMA_MnA com adição de Ni apresentou melhor resistência à cavitação, devido a redução na quantidade de salpicos e gotas pré-solidificadas. Esta redução foi obtida pela melhor molhabilidade das lamelas e menor formação de óxidos [13].

2. Materiais e Métodos

2.1 Preparação de corpos de prova

Utilizou-se aspersão térmica a arco ASP para a deposição das ligas. A preparação dos corpos de prova foi realizada por uma pistola Suzler-Metco 300E utilizando arames tubulares de 1,6mm de diâmetro.

Para a deposição por aspersão térmica a arco da liga SMA_MnA variou-se a pressão do gás de transporte, a Tabela 1 mostra os parâmetros de deposição utilizados nos corpos de prova.

Tabela 1. Parâmetros da deposição ASP utilizados durante a aplicação.

Parâmetro	Valores empregados		
Corrente (A)	180		
Tensão (V)	30		
Pressão do ar-comprimido (kPa)	280	410	550
Distância pistola-peça (mm)	120		
Gás de transporte	Ar-comprimido		
Espessura dos revestimentos (μm)	900 \pm 100		

O substrato utilizado neste trabalho foi aço-C ABNT 1020. Os substratos utilizados, antes da deposição por aspersão térmica, foram previamente jateados com abrasivo de óxido de alumínio branco Alundum38. A rugosidade foi de 4,0 μm Ra e de 40 μm Ry. Após o jateamento os substratos foram imediatamente revestidos.

2.2 Caracterização metalográfica e microestrutural

Ao longo deste trabalho foram utilizadas as seguintes técnicas de caracterização microestrutural: microscopia ótica, microscopia eletrônica, difratometria de Raios-X, microdureza Vickers e ensaio de cavitação acelerada segundo norma ASTM G32-95.

A caracterização por microscopia ótica foi realizada em um microscópio Olympus BX51, com aquisição de imagens através de uma câmera digital marca Nikon modelo Coolpix 4000, com captura de imagens em 1024x768 com formato de cores 24-bits. As imagens foram depois convertidas para o formato de cor 8-bits, tons de cinza, e calibradas com o software de análise de imagens Image Express. A análise da fração volumétrica de óxidos e porosidade foi realizada através da conversão de tons de cinza para cores RGB.

A caracterização por MEV foi realizada com a finalidade de se avaliar a microestrutura do revestimento depositado por aspersão e avaliar a composição química pontual das lamelas e óxidos formados através da análise por EDX. Outra caracterização realizada por MEV foi a análise das transformações de fase e dos mecanismos de perda de massa decorrentes do ensaio de cavitação acelerada. Para a realização desta caracterização, o ensaio de cavitação acelerada foi parado após 1, 3 e 5 horas de ensaio nas amostras aspergidas.

O equipamento utilizado para a realização da caracterização por microscopia eletrônica de varredura e espectrometria de Raios-X foi um Philips modelo XL-30.

As fases presentes nos revestimentos foram analisadas via análise de Raios-X, DRX (Difração de Raios-X). O ensaio de raios-X foi realizado em uma difratômetro de raios-X Shimadzu, com monocromador Cu α e comprimento de onda de 1,54nm.

As propriedades mecânicas de microdureza foram realizadas em microdurômetro com aplicação de carga de 300gf. Esta caracterização foi realizada tanto na região transversal dos revestimentos, como na superfície da amostra.

O ensaio de cavitação acelerada escolhido foi o de formação de bolhas pelo método ultrassônico. Foram realizados em um equipamento de ensaio marca Telsonic modelo 2000. Utilizou-se o método indireto com distância de 500 μm entre o sonotrodo e a amostra, uma amplitude pico a pico de 50 μm e frequência de 20 \pm 0,5kHz. As medições foram realizadas em intervalos regulares de acordo com a condição da amostra, aspergida ou aspergida e refundida.

Os ensaios foram baseados na norma ASTM G32-96. A Figura 2 apresenta o desenho esquemático do ensaio. Após o ensaio de cavitação as amostras foram analisadas em MEV e DRX com a finalidade de se avaliar os mecanismos de perda de massa pela cavitação acelerada e mudanças de fase.

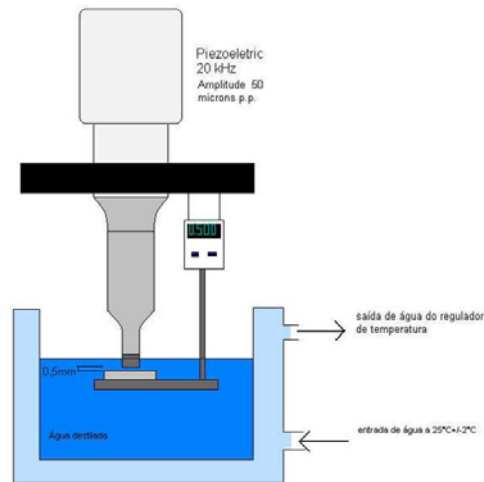


Figura 2. Representação esquemática do ensaio de cavitação acelerada.

2.3 Testes em campo

A liga desenvolvida que apresentou melhor resistência à cavitação, características de deposição e estrutura, foi depositada em testes de campo. Avaliou-se a viabilidade de aplicação em campo e resistência à cavitação dos revestimentos depositados por aspersão ASP em uma turbina do tipo Francis de 418 MW. Os revestimentos foram depositados no engaste coroa/pá e na região de sucção das pás de uma turbina da Usina Governador Bento Munhoz de Rocha Neto– UHEGBM, pertencente à Companhia Paranaense de Energia Elétrica, COPEL.

A Tabela 2 mostra a composição química da liga SMA_Mn 1 e a Tabela 3 os parâmetros de deposição.

Tabela 2. Composição química da liga de teste em campo.

Liga	%C	%N	%Mn	%Cr	%Si	%Ni
SMA_Mn A	0,00	0,00	20,00	8,00	6,00	5,00

Tabela 3. Parâmetros da deposição ASP utilizados durante a aplicação.

Parâmetro	Valores empregados
Corrente (A)	180
Tensão (V)	30
Pressão do ar-comprimido (kPa)	410
Distância pistola-peça (mm)	120
Gás de transporte	Ar-comprimido
Espessura dos revestimentos (μm)	900 \pm 100

3. Resultados e Discussão

3.1 Modificação das propriedades do revestimento SMA_MnA pela variação na pressão do ar-comprimido

Na Figura 3 observa-se as microestruturas dos revestimentos da liga SMA_MnA depositada. Observa-se que os revestimentos apresentam elevada densidade com pequena quantidade de poros, regiões cinza escuro, microestrutura lamelar típica de revestimentos aspergido por ASP, contendo gotas pré-solidificadas e pequena quantidade de salpicos, além de óxidos interlamelares, cinza intermediário.

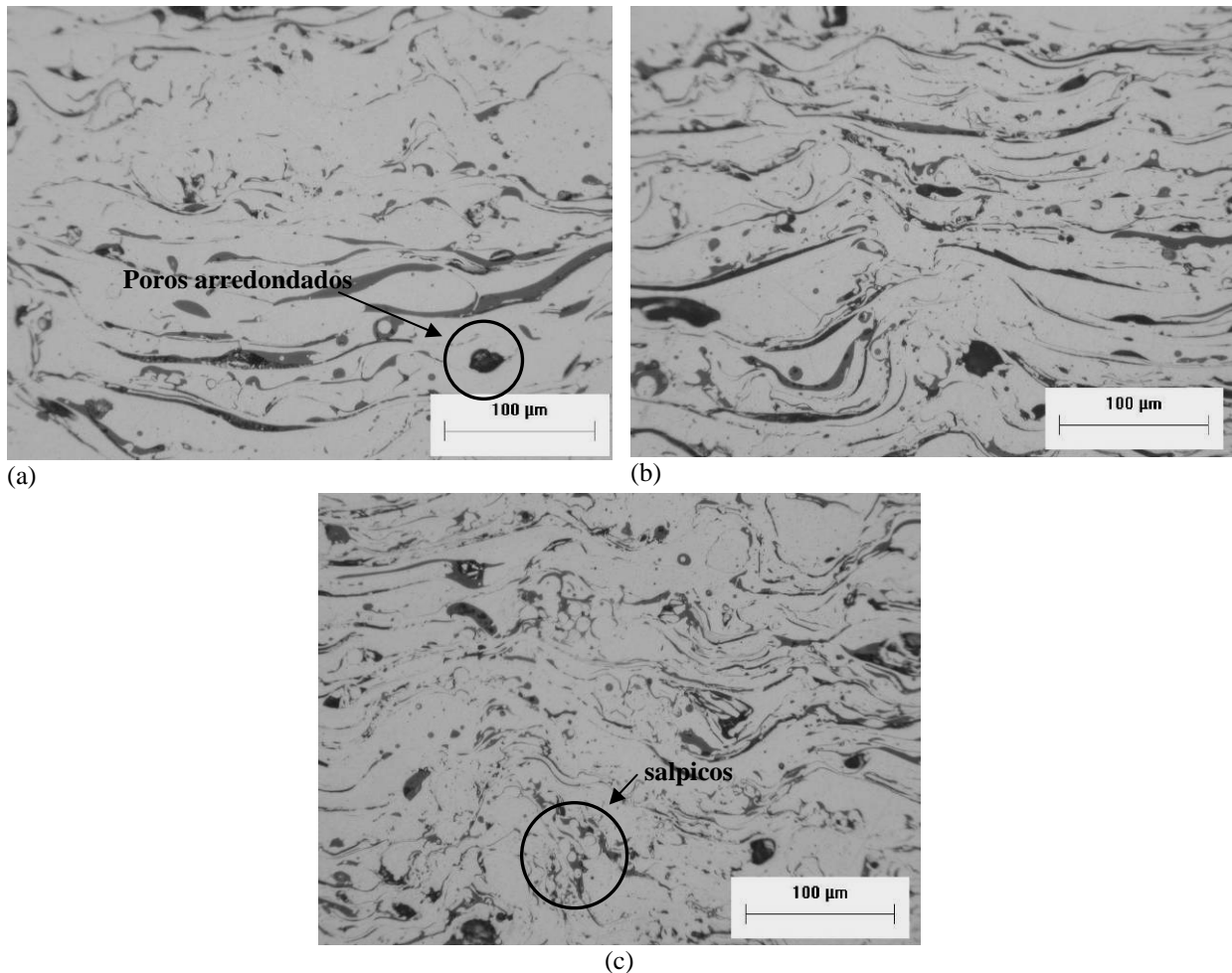


Figura 3. Microestrutura dos revestimentos da liga SMA_MnA depositada por aspersão com pressão de 280kPa (a), 410 kPa(b) e 550kPa(c) .

Em relação à porosidade, observam-se através das indicações contidas na figura 3, a presença de poros provenientes do processo de aspersão, arredondados devido à solidificação e irregulares, originados da ruptura dos óxidos, quer seja durante a deposição ou devido ao processo de preparação das amostras metalográficas.

A ocorrência de poros devido à fratura dos óxidos é observada principalmente nas amostras depositadas com pressão elevada de deposição, 550kPa, indicando que a pressão pode estar relacionada à ruptura dos óxidos. Este aumento na porosidade devido à ruptura dos óxidos é observado na Figura 4.

O aumento da pressão de trabalho alterou as dimensões e morfologia dos óxidos intralamelares e interlamelares dos revestimentos aspergidos com a liga SMA_MnA, assim como a quantidade e tamanho das lamelas semifundidas durante a projeção. Isto ocorre devido à diminuição da velocidade das partículas com a diminuição da pressão do ar, o que acarreta um aumento no tempo para a chegada da partícula no substrato, assim como um aumento no diâmetro das gotas aspergidas devido à menor capacidade de quebra das gotas pelo ar-comprimido [14].

O aumento da pressão de trabalho alterou as dimensões e morfologia das lamelas dos revestimentos aspergidos com a liga SMA_MnA, onde observa-se um aumento da espessura com a diminuição da pressão de trabalho, em decorrência da diminuição da velocidade das partículas, e do aumento no diâmetro médio das gotas aspergidas. O aumento do diâmetro das gotas acarreta uma maior espessura das lamelas, assim como uma maior tendência de formação de salpicos, em virtude da menor instabilidade da gota. O efeito da formação de salpicos durante a projeção das gotas, somado à maior instabilidade das partículas com o aumento na velocidade de projeção e pressão de trabalho, pode ser observado pelo aumento da porosidade e fração de óxidos na amostras com maior pressão de trabalho, Figura 3

A diminuição do diâmetro das gotas, com o aumento da pressão, promoveu um aumento da relação área superficial/volume, aumentando a fração de óxidos dos revestimentos depositados com pressões mais elevadas, Figura 4. De acordo com Hoile et al., 2004 a fração volumétrica de óxidos é controlada pelo fenômeno de spray das gotas. Neste trabalho o autor verificou comportamento semelhante na redução da fração de óxidos com a diminuição de pressão [15].

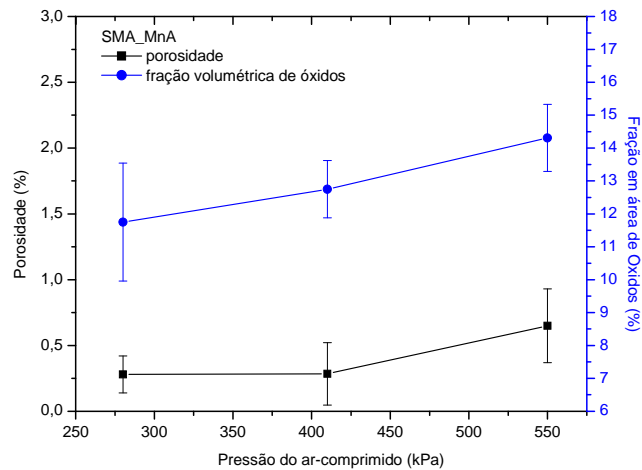


Figura Erro! Nenhum texto com o estilo especificado foi encontrado no documento.. Variação da fração de óxidos e porosidade com a pressão do ar-comprimido.

Uma das conseqüências da diminuição da oxidação é a redução na temperatura das partículas projetadas. Esta redução na temperatura diminui a condição de plasticidade das partículas projetadas, diminuindo a molhabilidade destas sobre a superfície metálica.

A redução da molhabilidade também ocorre devido a redução na velocidade de impacto das partículas com a redução na pressão, Newbery e Grant, 2005, observaram uma redução de 20% na velocidade das partículas com uma redução de 410 para 280kPa de pressão do ar-comprimido[14]. O aumento na pressão de trabalho também gerou um aumento significativo na quantidade de óxidos intralamelares nas amostras analisadas. Este aumento na quantidade de óxidos ocorre devido ao aumento na turbulência e diminuição da viscosidade das partículas com o aumento da pressão [15].

Os revestimentos foram analisados em MEV por elétrons retroespalhados, BSE (*backscattering scanning electron*), para se analisar a homogeneidade destes e a presença de possível segregação dos elementos de liga. A imagem de MEV por BSE é sensível a variações nos pesos atômicos. A figura5 apresenta as imagens obtidos por MEV-BSE dos revestimentos depositados. Observa-se nestas imagens que não há segregação significativa na amostra, pois se identifica claramente a formação de óxidos (mais escuros) e fase metálica (cinza claro).

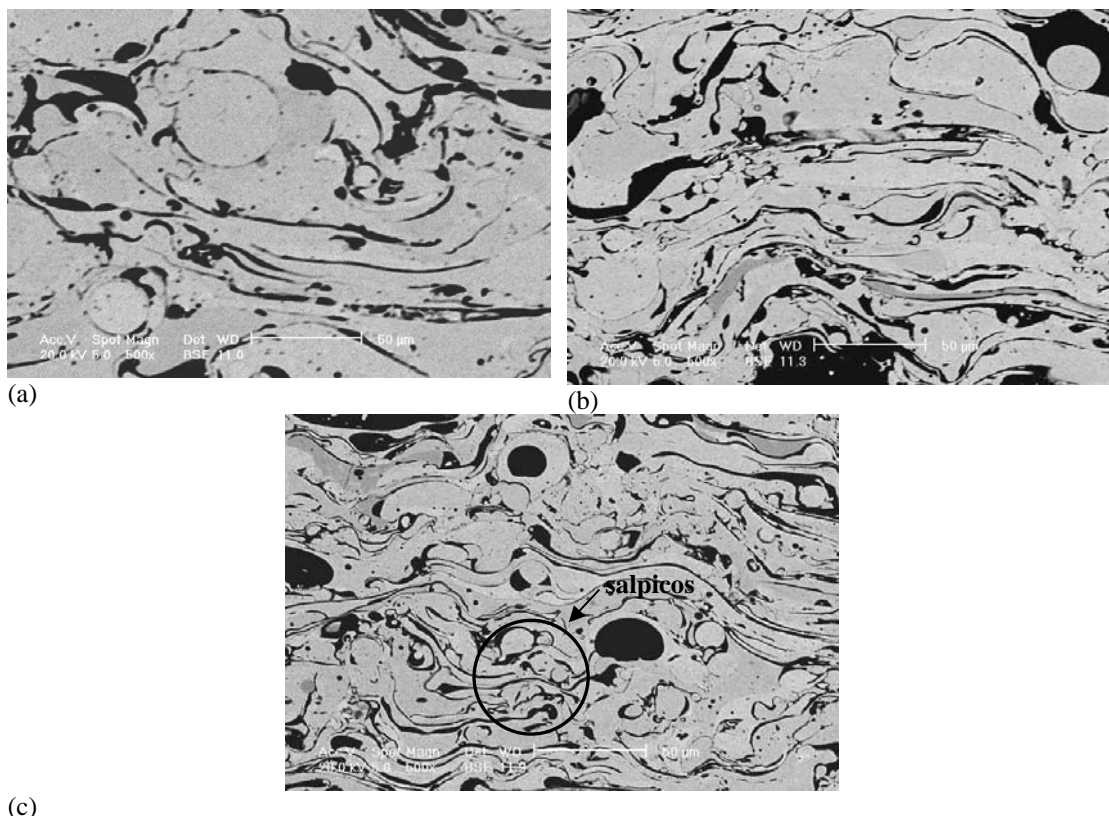


Figura 5. Imagens dos revestimentos SMA_Mn1 por BSE. (a)280kPa, (b)410kPa e (c)550kPa.

3.2 Determinação da composição química e fases presentes

A Figura 6 apresenta os dados de composição química por EDX das amostras analisadas por BSE.

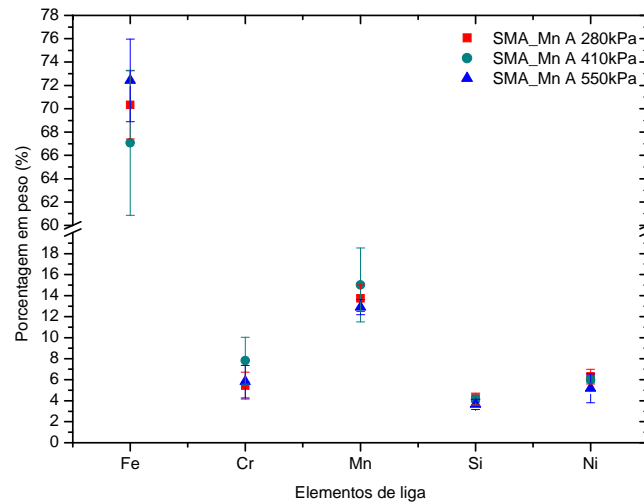


Figura 6. Composição química (% em peso) de diferentes pontos nas amostras analisadas. Composições obtidas por EDX.

Em relação à composição inicialmente planejada deve-se salientar a perda significativa de Mn, Cr e Si. Estes elementos são fortes desoxidantes reagindo facilmente com o oxigênio, formando óxidos. Devido à reação de oxidação destes elementos observa-se a elevação na concentração de níquel de 5,0, inicialmente planejada para 5,5% na média das amostras.

A intensidade dos picos $\gamma(111)$ e $\alpha(110)$ é visualizada na Tabela 4, e a porcentagem das fases austenita γ e martensita α' está indicada da Tabela 5.

A formação de martensita α' antes do processo de cavitação não é interessante do ponto de vista metalúrgico, pois diminui a quantidade de energia absorvida durante a transformação de fase. Uma das formas de se melhorar a capacidade de absorção de energia seria a formação do pó com elementos de liga na forma atomizada, melhorando assim a homogeneização da liga.

Observa-se na Tabela 5 que a quantidade de martensita α' formada é proporcional a quantidade de elementos de liga perdidos, na forma de óxidos, devido ao acréscimo de pressão durante a deposição.

Tabela 4. Intensidade dos picos de difração das amostras SMA_MnA aspergidas.

		Picos	Intensidade
SMA MnA	280kPa	$\alpha(110)$	517,3
		$\gamma(111)$	1081,4
	410kPa	$\alpha(110)$	594,4
		$\gamma(111)$	1021,7
	550kPa	$\alpha(110)$	628,04
		$\gamma(111)$	993,9

Tabela 5. Porcentagem das fases presentes das amostras SMA_MnA aspergidas.

		Porcentagem das fases	
		γ (%)	α (%)
SMA_MnA	280kPa	72,32	27,68
	410kPa	68,24	31,76
	550kPa	66,42	33,58

As propriedades mecânicas dos revestimentos foram analisadas através de microdureza Vickers, sendo que a figura 7 apresenta os resultados dos perfis analisados. A dureza média dos revestimentos é de $207,1 \pm 18,02 \text{Hv}_{300\text{gf}}$, para a amostra SMA_MnA 280 kPa, $217,5 \pm 25,5$ e $210,4 \pm 22,1 \text{Hv}_{300\text{gf}}$ para as amostras SMA_MnA 410 e 550kPa, respectivamente.

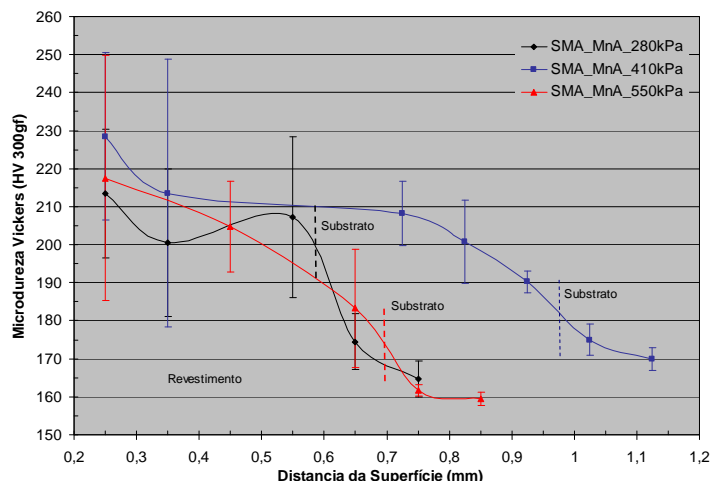


Figura 7. Perfil de microdureza Vickers das amostras de SMA_MnA depositadas.

Observa-se por estes valores que a microdureza varia de acordo com a fração volumétrica de óxidos presente nos revestimentos. Outro fator importante citado por Factor, 2002 e Lima, et al, 2004 é a modificação da microdureza do revestimento pela variação na condição da adesão entre as lamelas [16]. Para os revestimentos da liga SMA_MnA ensaiados não houve uma tendência de aumento de dureza com o aumento da formação de martensita α' .

Estes autores avaliaram as propriedades dos revestimentos em comparação com a adesão e tenacidade à fratura e observaram que maiores valores de dureza, assim como melhores propriedades mecânicas são obtidos em revestimentos com melhor adesão entre as lamelas. Portanto os maiores valores de microdureza da amostra SMA_MnA 410kPa pode também estar relacionado com a melhor adesão entre as lamelas.

3.3 Ensaio de cavitação acelerada

Os resultados de perda de massa acumulada em função do tempo de execução do ensaio de cavitação acelerada encontram-se na Figura 8. Observa-se nesta a perda de massa acumulada dos três revestimentos ensaiados e os respectivos ajustes lineares.

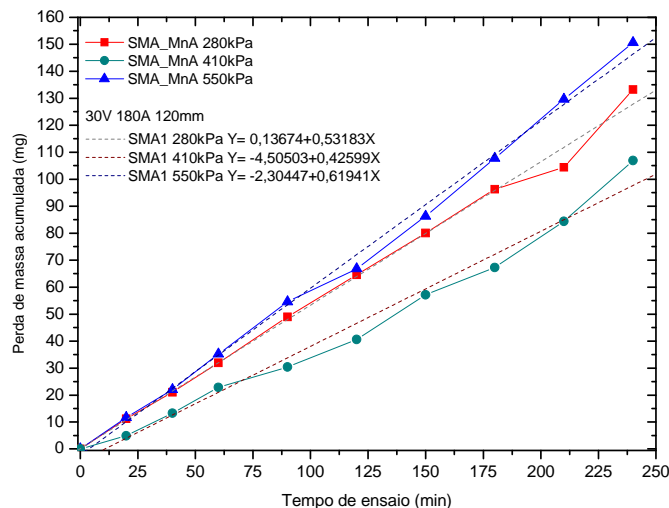


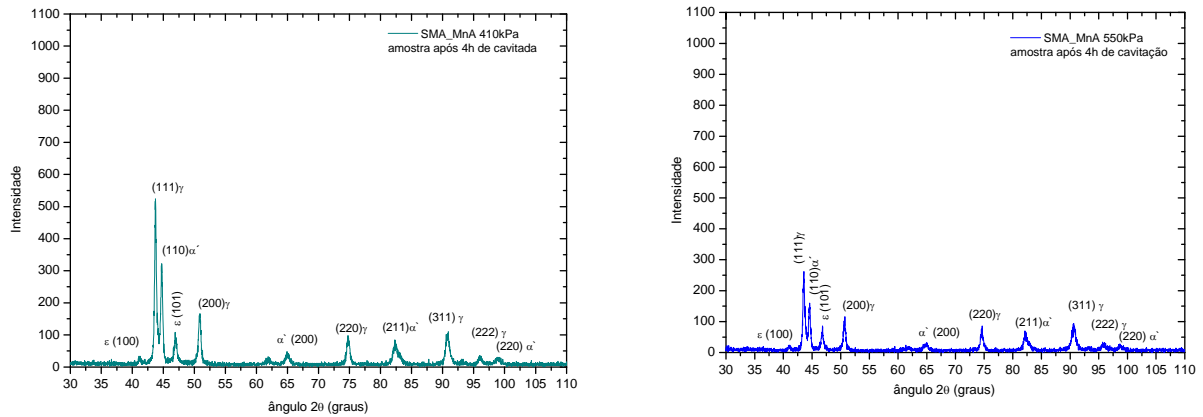
Figura 8. Perda de massa acumulada por tempo de ensaio de cavitação.

Os valores da taxa de perda de massa obtidos foram: 0,53, 0,43 e 0,62mg/min, ou de 31,8, 25,8 e 37,2mg/h, para as amostras SMA_MnA 280, 410 e 550kPa, respectivamente. A amostra SMA_MnA 410kPa foi a que obteve menor perda de massa no ensaio de cavitação acelerada.

A utilização de pressão de 280kPa promoveu formação de lamelas mais espessas e com menor pressão de deposição, reduzindo a coesão entre as lamelas depositadas. Esta redução na coesão entre as lamelas foi determinante na diminuição da resistência à cavitação do revestimento. Enquanto que na amostra SMA_MnA, depositada com 550kPa, a maior formação de salpicos acarretou um aumento na fração de óxidos e redução na coesão entre as lamelas, reduzindo significativamente a resistência à cavitação.

A observação dos mecanismos de perda de massa envolvidos pode determinar com melhor precisão os motivos que levaram este revestimento a apresentar um melhor comportamento.

A figura 9 apresenta o espectro de difração das amostras SMA_MnA 410 e 550kPa. Observa-se por estes difratogramas, que ambas as amostras ensaiadas apresentaram transformação de fase induzida por deformação com o ensaio de cavitação acelerada. Não foi realizada difração de raios-X da amostra SMA_MnA depositada com 280kPa em virtude da remoção do revestimento aspergido após ensaio de cavitação.



(a) (b)
 Figura 9. Difractometria das amostras SMA_MnA (a) 410kPa e (b) 550kPa.

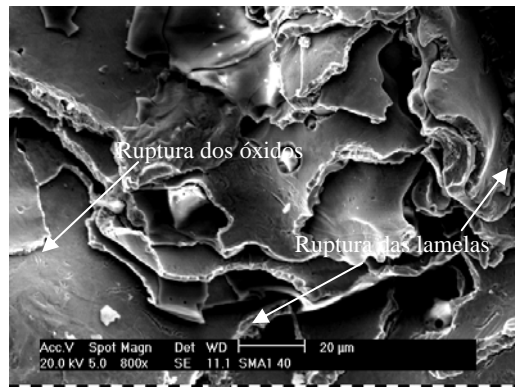
Observa-se na figura 9 os picos de difração da estrutura do tipo martensita ϵ , obtida a partir da transformação da fase FCC em HC. Através do aumento da altura relativa dos picos da martensita α' , em relação ao da austenita γ , pode-se dizer que ocorreu a formação desta estrutura à partir da deformação da austenita γ ou da martensita ϵ . Esta característica comprova que o material apresenta a capacidade de formar fases induzidas por deformação à temperatura ambiente.

Os mecanismos de perda de massa envolvidos durante o ensaio de cavitação acelerada dos revestimentos SMA_MnA aspergidos foram avaliados por MEV. As imagens das superfícies erodidas são mostradas na Figura 10. Observa-se por estas imagens que os mecanismos de perda de massa das três amostras são semelhantes, com a ruptura das lamelas, quebra dos óxidos interlamelares e arrancamento de lamelas e óxidos dos três revestimentos aspergidos. Entretanto uma observação mais detalhada das imagens da figura 10 pode determinar as diferenças existentes entre as amostras.

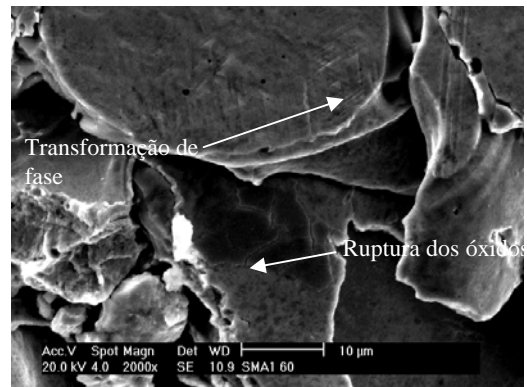
A amostra SMA_MnA depositada com 280kPa de pressão apresentou uma maior profundidade de desgaste devido a perda de massa decorrente da cavitação, Pode-se observar na figura10 (a) a ruptura das lamelas do revestimento aspergido, assim como dos óxidos interlamelares presentes.

Para a amostra SMA_MnA 410kPa nota-se a ruptura das lamelas na figura 10 (b,c), porém ocorrendo de uma maneira mais superficial, não apresentando pontos preferenciais de perda de massa. Na figura10 pode-se observar regiões com transformação de fase por deformação, regiões triangulares indicadas na figura 10 (d), comprovando assim os resultados de obtidos pelo ensaio de difração de Raios-X, que indicavam a formação da fase martensita ϵ induzida por deformação.

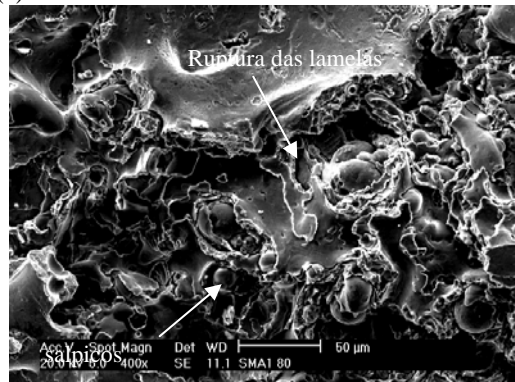
Na figura 10 (c) são visíveis as regiões de elevada concentração de salpicos, as quais promovem uma maior perda de massa, decorrentes da elevada concentração de óxidos destas regiões. É possível visualizar a ruptura das lamelas, assim como as regiões com a presença de transformações de fase induzidas por deformação, figura 10 (d), confirmado pelo espectro de difração de raios-X da figura 9.



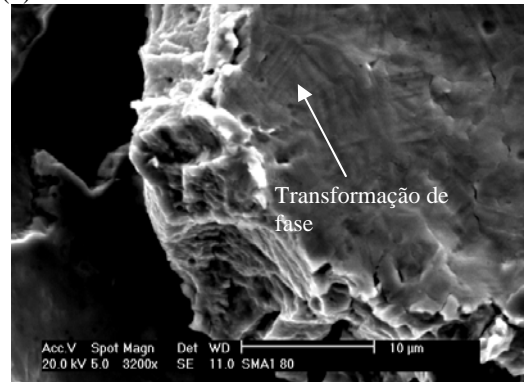
(a)



(b)



(c)



(d)

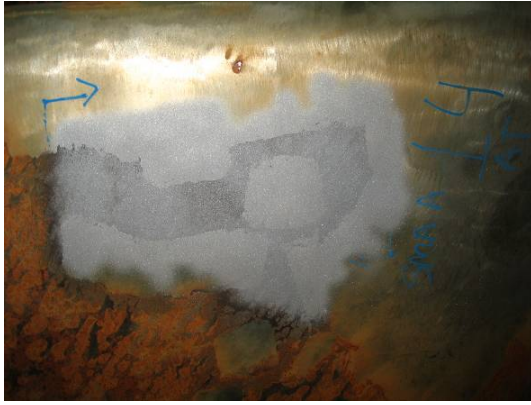
Figura 10. Detalhe da superfície dos revestimentos SMA_MnA expostas a 60 minutos de ensaio de cavitação acelerada, (a) 280kPa, (b) 410kPa e (c) e (d) 550kPa.

Comparando-se a microestrutura dos revestimentos depositados com a superfície erodida pelo processo de cavitação podem-se observar as seguintes correlações: o aumento da espessura das lamelas com a redução na pressão de deposição gerou um aumento na profundidade de penetração ocorrida durante processo de perda massa pela cavitação. A maior pressão de trabalho, 550kPa, permitiu um maior achatamento das lamelas e a formação de regiões de elevada concentração de óxidos, ocorrido pela elevada concentração de salpicos. Estas regiões promoveram uma maior perda de massa, em comparação com as regiões de menor concentração de salpicos.

3.4 Aplicação em campo das ligas desenvolvidas

Visando avaliar os resultados obtidos em laboratório das ligas desenvolvidas, foram também realizados ensaios de aspersão térmica em campo. Foi depositada a ligas SMA_MnA, a que apresentou melhor resultado de resistência à cavitação. A Figura 11 mostra o aspecto de um dos locais na turbina tipo Francis onde foi realizada aplicação experimental de aspersão térmica na Usina Hidrelétrica Governador Bento Munhoz da rocha Neto – UHEGBM, pertencente à Copel.

A preparação da superfície levou em consideração um grau de limpeza SA 2,5, sendo que a maior dificuldade encontrada foi o fato de o ar comprimido utilizado não possuir o grau de limpeza e ausência de umidade requerida pelo processo. Utilizou-se para a deposição o mesmo ar utilizado nas linhas de serviço da usina, por ser o único disponível. Este fato pode prejudicar a aderência do revestimento ao substrato, podendo gerar assim deslocamento precoce do material durante a operação da turbina. A deposição da liga SMA MnA foi realizada dentro dos padrões, não sendo encontrada dificuldade nesta operação. A espessura média depositada foi de 900 a 1100 µm. A Figura 12 mostra o aspecto após a deposição e na inspeção depois de 2.000h de operação da turbina.



(a)



(b)

Figura 11. Preparação da superfície a ser ensaiada (a) e deposição das ligas desenvolvidas (b)



(a)



(b)

Figura 12. Aspecto da região de teste após deposição (a) e inspeção após 2.000h de operação (b).

Verifica-se o aspecto de uma das regiões onde foi depositado o revestimento desenvolvido – pá número 14. Após aplicação do revestimento, foi realizado processo de lixamento e polimento da região visando a melhora da resistência à cavitação no local.

Após 2.000h de operação, em parada normal de manutenção da unidade, foi realizada inspeção para verificação dos resultados do teste. Durante a inspeção foi possível verificar que não houve deslocamento do revestimento. Nos locais onde não foi possível realizar polimento, em função da geometria da pá, verificou-se um insipiente início de processo erosivo por cavitação, sendo que na região onde foi realizado polimento, não foi verificada esta condição. Durante a inspeção, verificou-se a presença de oxidação vermelha em algumas partes do revestimento. Este fato pode estar associado com o baixo teor de elemento como cromo, que é responsável, entre outros fatores, pela resistência à oxidação em ligas de aço inoxidável. A aplicação desta liga, mesmo que com baixo teor de cromo, se torna interessante uma vez que foi a que apresentou melhor resultado nos ensaios de cavitação realizados em laboratório.

5. Conclusões

O aumento na pressão de trabalho refina a microestrutura do revestimento aspergido, devido à diminuição do tamanho das gotas aspergidas,

Os valores da taxa de perda de massa obtidos foram: 0,53, 0,43 e 0,62mg/min, ou de 31,8, 25,8 e 37,2mg/h

A liga SMA_MnA apresentou transformação de fase por deformação após o ensaio de cavitação acelerada, com formação de martensita ϵ , aumento da proporção de martensita α' e diminuição da quantidade de austenita, no revestimento aspergido e submetido a cavitação acelerada.

É visível a maior perda de massa em decorrência da elevada concentração de salpicos, sendo possível visualizar a ruptura das lamelas e óxidos interlamelares, assim como a presença de transformações de fase induzidas por deformação.

Os ensaios em campo mostraram a viabilidade do processo de aspersão térmica para a recuperação de regiões cavitadas em turbinas hidráulicas.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Paranaense de Energia – Copel pelo financiamento do projeto de pesquisa e pela disponibilização das instalações da Usina GBM para realização dos testes em campo.

7. Referências Bibliográficas

1. Sheir, L. L., Jarman, R. A. e Burstein, G. T., Corrosion: Metal/Environment Reactions vol01, 3ª edição, Butterworth Heinemann, Oxford, 1994
2. March, Patrick, e Hubble, Jerry, Evaluation of Relative Cavitation Erosion Rates For Base Materials, Weld Overlays, and Coatings, Report No. WR28-1-900-282, Tennessee Valley Authority Engineering Laboratory, Norris, TN, September 1996.
3. Boy, J. H., Kumar, A., March, P., Willis, P., Herman, H., Cavitation and Erosion Resistant Thermal Spray Coatings, Construction Productivity Advancement Research (CPAR) PROGRAM, Technical Report 97/118, Julho 1997
4. KREYE, H., SCHWETZKE, R., BUSCHINELLI A., BOCCANERA, L., Cavitation Erosion Resistant Coatings Produced by thermal Spraying and by Weld Cladding, Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, 25-29 May 1998, Nice, France.
5. AWS. American Welding Society, Inc. Thermal Spraying. Practice, Theory, and Applications. 1985.
6. Pukasiewicz, A.G.M., Capra, A.R., Chandelier, J.G., Paredes, R.S.C., Influência dos parâmetros de processo na deposição de liga inox com cobalto resistente à cavitação via aspersão térmica, a ser apresentado no 61º CONGRESSO ANUAL da ABM Internacional, 2006, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil.
7. Richman, R.H., e McNaughton, W.P., Correlation of Cavitation-Erosion Behavior with Mechanical Properties of Metals, Wear, vol 140, 1990, pp 63-82.
8. NEWBERY, A.P., Grant, P.S., Neisar, R.A., The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying, Surface & Coating Technology, n. 195: p. 91-101. 2005.
9. XIAOJUN, Z., Effect of Surface Modification Processes on Cavitation Erosion Resistance, Curitiba, 2002. p. 105. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Setor de tecnologia, Universidade Federal do Paraná
10. BOCCANERA, L., BARRA, S.R., BUSCHINELLI, A., SCHWETZKE, R., KREYE, H., Cavitation Erosion Resistance of Co-Alloyed Stainless Steel Weld Claddings as Compared to Thermal Sprayed Coatings, XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1999 Belo Horizonte, Brasil.
11. Pukasiewicz, A.G.M., Capra, A.R., Chandelier, J.G., Paredes, R.S.C., Influência dos parâmetros de processo na deposição de liga inox com cobalto resistente à cavitação via aspersão térmica, a ser apresentado no 61º CONGRESSO ANUAL da ABM Internacional, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil
12. Pukasiewicz, A.G.M., Capra, A.R., Paredes, R.S.C., Influence of Process Parameters in the Microstructure and Cavitation Resistance of the Fe-Mn-Cr-Si Metal Cored Wire Developed for Arc Thermal Spraying, International thermal Spray Conference, ITSC 2008, Maastricht, Holanda.
13. Pukasiewicz, A.G.M., **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP, Tese de doutorado, PIPE, Programa de Pós-Graduação em Engenharia, 2008, Curitiba, Brasil.**
14. Newbery, A.P., et al., A particle image velocimetry investigation of in-flight and deposition behaviour of steel droplets during electric arc sprayforming, Materials Science and Engineering A 383 (2004) 137–145.
15. Hoile, S., Rayment, T., Grant P.S. A.D. Roche, Oxide formation in the Sprayform Tool Process, Materials Science and Engineering A 383 (2004) 50–57.
16. Lima, M.M., Godoy, C., Modenesi, P.J., Avelar-Batista, J.C., Davison, A., Matthews A., Coating fracture toughness determined by Vickers indentation: an important parameter in cavitation erosion resistance of WC–Co thermally sprayed coatings, Surface and Coatings Technology, 177 –178, 2004, 489–496.