

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
COORDENAÇÃO DE MECÂNICA
CURSO SUPERIOR ENGENHARIA MECÂNICA**

PAULO ROBERTO CAMPOS ALCOVER JUNIOR

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS NA DEPOSIÇÃO
POR ASPERSÃO TÉRMICA HVOF DE REVESTIMENTOS
RESISTENTES À CAVITAÇÃO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2014

PAULO ROBERTO CAMPOS ALCOVER JUNIOR

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS NA DEPOSIÇÃO
POR ASPERSÃO TÉRMICA HVOF DE REVESTIMENTOS
RESISTENTES À CAVITAÇÃO**

Trabalho de Conclusão Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, da Coordenação de Engenharia Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2014



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Campus Ponta Grossa

Nome da Diretoria
Nome da Coordenação
Nome do Curso



TERMO DE APROVAÇÃO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS NA DEPOSIÇÃO POR ASPERSÃO TÉRMICA HVOF DE REVESTIMENTOS RESISTENTES À CAVITAÇÃO

por

Paulo Roberto Campos Alcover Junior

Este Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) foi apresentado em 13 de agosto de 2014 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Anderson Geraldo M. Pukasiewicz
Prof.(a) Orientador(a)

Prof. Dr. Oscar Regis Junior
Membro titular

Profa. Ms. Sandra Mara Kaminski Tramontin
Membro titular

Prof. Dr. Luiz Eduardo Melo Lima
Responsável pelos Trabalhos
de Conclusão de Curso

Prof. Dr. Laercio Javarez Junior
Coordenador do Curso de
Engenharia Mecânica

- O Termo de Aprovação assinado encontra-se na Coordenação do Curso –

*À minha família que proporcionou mais
esta conquista em minha vida.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que se mostrou criador, que foi criativo. Seu fôlego de vida em mim me foi sustento e me deu coragem para questionar realidades e propor sempre um novo mundo de possibilidades.

À minha família, por sua capacidade de acreditar em mim e investir em mim. Mãe, o teu cuidado e dedicação me deram sempre a esperança para seguir em frente. Pai, a tua presença significou segurança e certeza que nesta trajetória não estou sozinho, à todos os familiares que sempre me apoiaram nos momentos difíceis ao longo desta trajetória.

Agradeço ainda à todos meus professores até então, em especial à escola Conviver, da pedagogia Waldorf, sendo esta que reconheço como o berço desta gloriosa vitória.

Agradeço ainda aos que infelizmente neste momento não estão mais conosco, porém que me incentivaram sempre a buscar os ideais e me colocaram como meta esta conquista.

Ao meu orientador, Professor Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pela orientação exercida com seriedade e competência, pela oportunidade a mim dirigida, e pelo apoio e incentivo ao longo de todo este período.

Aos meus amigos, em especial, Kevin Ribeiro, Thomas Utri, Renan Senger, Felipe Nishida, Guilherme Marodin, Bruno Siqueira, Felipe Crivelatti e Felipe de Souza, Gabriel Maia, Danilo Carneiro e Alex Caetano por todos os momentos de companheirismo que passamos juntos ao longo destes cinco anos.

Ao departamento de Engenharia Mecânica da UTFPR e ao LACTEC – Curitiba pelo apoio á pesquisa.

Ao doutorando Gustavo Bavaresco pelos auxílios na interpretação das análises.

“A tarefa não é tanto ver aquilo que ninguém viu, mas pensar o que ninguém ainda pensou sobre aquilo que todo mundo vê.”

(Arthur Schopenhauer)

RESUMO

ALCOVER JUNIOR, Paulo R. C. **Análise da influencia dos parâmetros na deposição por aspersão térmica hvof de revestimentos resistentes à cavitação.** 2014. 83. Trabalho de Conclusão de Curso Bacharelado em Engenharia Mecânica - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2014.

Erosão por cavitação é um dos principais problemas em turbinas hidráulicas que levam a estudos sobre novas técnicas de recuperação e manutenção do perfil original. Diversas ligas inoxidáveis são utilizadas com o propósito de oferecer maior resistência à este fenômeno, assim como o desenvolvimento de processos de deposição. Atualmente se utilizam métodos como a deposição por meio de aspersão térmica ASP, normalmente seguida por refusão à Plasma PTA objetivando o alívio de tensões residuais geradas pela aspersão, a soldagem MIG/MAG também é empregada para o mesmo propósito, porém esta gera tensões com maior magnitude que a aspersão, assim como a presença de microtrincas, prejudicando assim a vida útil do equipamento, gerando custos de manutenção e reparo, podendo levar até a resultados catastróficos. Tentando minimizar os efeitos das tensões residuais e contribuir para uma maior vida útil do componente, revestimentos resistentes a cavitação estão sendo desenvolvidos e depositados nas pás de turbinas por outros processos como o de aspersão térmica HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*), que dispensam a posterior refusão e proporcionam ao revestimento maior aderência, menores teores de óxidos e poros, assim como tensões residuais de magnitude minimizada e homogeneidade no perfil do revestimento. Ligas de Fe-Mn-Cr-Si são uma classe de aços resistentes a cavitação, pois possuem a formação de uma microestrutura martensítica a partir da deformação, aumentando com isso a resistência a cavitação ao longo da ocorrência do fenômeno que gera o encruamento na superfície do revestimento. O objetivo deste trabalho é analisar de que maneira os parâmetros utilizados influem nas propriedades mecânicas de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si com adição de Níquel e Boro depositados por aspersão térmica HVOF sobre um substrato de Aço-C. A metodologia utilizada foi a experimental, onde foram depositados os revestimentos por aspersão térmica e variando os parâmetros, distância da tocha ao substrato, taxa de alimentação do pó metálico, e pressão do gás de arraste, foram avaliados suas propriedades mecânicas por meio de técnicas como microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, ensaio de microdureza e por fim ensaio de cavitação acelerada. Os resultados obtidos demonstram algumas peculiaridades entre alguns parâmetros utilizados aliada a certas características do revestimento aspergido, quanto às ligas utilizadas, a liga com adição de boro apresentou maior teor de óxidos assim como porosidade, porém conferiu ao revestimento maior dureza e resistência à cavitação.

Palavras-chave: aspersão térmica, cavitação, ligas inoxidáveis.

ABSTRACT

ALCOVER JUNIOR, Paulo R.C. **Influence analysis of deposition parameters in HVOF thermal spray coatings resistant to cavitation.** 2011. 83. Trabalho de Conclusão de Curso Bacharelado em Engenharia Mecânica - Federal Technology University - Paraná. Ponta Grossa, 2014.

Erosion by cavitation is the best problem in hydraulic turbines that lead to new studies about recovery and maintenance of the original profile. Many stainless alloys are used in order to provide more resistance to this phenomenon, as well as the development of deposition processes. But currently use methods such as deposition by thermal spray ASP, usually followed by remelting the PTA Plasma aiming at relieving residual stresses generated by sprinkling, MIG / MAG welding is also used for the same purpose, this generates tensions with greater magnitude that sprinkling, as well as the presence of microcracks, thus impairing the life of the machine, generating costs of maintenance and repair and can lead to catastrophic results. Trying to minimize the effects of residual stresses and contribute to increased component life, cavitation resistant coatings are being developed and deposited on turbine blades by other processes such as thermal spraying HVOF (High Velocity Oxygen Fuel), Dispensing later remelt the coating and provide increased grip, smaller amounts of oxides and pores as well as residual stresses minimized the magnitude and uniformity of the coating profile. Fe-Mn-Si-Cr steels are a class cavitation resistant, since they have to form a martensitic microstructure from deformation, thereby increasing the resistance against cavitation during the occurrence of the phenomenon that generates the surface hardening of the coating. The objective of this work is to analyze how the parameters used influence the mechanical properties of coatings Fe-Mn-Cr-Si with the addition of nickel and boron deposited by HVOF thermal spray on a substrate of Steel-C. The methodology used was experimental, where the coatings were deposited by thermal spray and varying parameters, torch distance to the substrate feed rate of the metal powder and pressure of the carrier gas, its mechanical properties were evaluated by means of techniques such as optical microscopy, scanning electron microscopy, microhardness testing and finally test accelerated cavitation. The results show some peculiarities among some parameters used together with certain characteristics of sprayed coating, for the alloys, the alloy with boron addition showed a higher content of oxides as well as porosity, but gave the largest coating hardness and resistance to cavitation.

Keywords: thermal spray, cavitation, stainless alloys.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Princípio de funcionamento de uma hidrelétrica.....	17
Figura 2 - Usina Hidrelétrica de Itaipu.....	17
Figura 3 - Turbina Pelton.....	19
Figura 4 - Turbina Francis.....	20
Figura 5 - Turbina Kaplan.....	21
Figura 6 - Rotor de turbina cavitado.....	22
Figura 7 - Momento do colapso de uma bolha de vapor e a região de elevada pressão formada no centro.....	23
Figura 8 - Formação e colapso das bolhas sob a ponta do sonotrôdo.....	23
Figura 9 - Cavitação severa em turbina do tipo Francis da Usina Hidrelétrica de Foz de Areia.....	24
Figura 10 - Curva típica da taxa de perda de massa.....	25
Figura 11 - Comportamento dos materiais à cavitação.....	25
Figura 12 - Microestrutura do revestimento Fe-Mn-Cr-Si.....	28
Figura 13 - Esquema do funcionamento da aspensão térmica.....	30
Figura 14 - Classificação dos processos de aspensão térmica quanto a energia e tipo de consumível.....	32
Figura 15 - Estrutura típica de um revestimento aspergido.....	34
Figura 16 - Dinâmica de formação de uma lamela na colisão.....	35
Figura 17 - Equipamento de aspensão térmica HVOF.....	36
Figura 18 - Etapas do ensaio.....	39
Figura 19 - Exemplo de resultado gráfico por Taguchi.....	42
Figura 20 - Modo de deposição das ligas por aspensão térmica: usualmente (a); utilizado (b).....	44
Figura 21 - Deposição da amostra 1 (a) e (b); Deposição da amostra 4 (c) e (d); Deposição da amostra 5 (e) e (f); Deposição da amostra 9 (g) e (h).....	46
Figura 22 - Teste de cavitação ultra-sônico ASTM G32, a) método direto e b) método modificado (indireto) utilizado neste experimento.....	47

Figura 23 - Revestimentos obtidos nos experimentos 1 (a) e (b), 4 (c) e (d), e 7 (e) e (f) observados por microscopia ótica.....	52
Figura 24 - Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 25 g/min, e pressão de arraste de 110 psi,. Em a) visão geral do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 4 (c) e (d) e Experimento 7(e) e (f).....	54
Figura 25 - Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 25 g/min, e pressão de arraste de 110 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 2 (c) e (d) e Experimento 3 (e) e (f).....	56
Figura 26 - Liga Fe-Mn-Cr-Si-NiXB com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 35 g/min, e pressão de arraste de 150 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 5 (c) e (d) e Experimento 6 (e) e (f).....	57
Figura 27 - Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 45 g/min, e pressão de arraste de 130 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 8 (c) e (d) e Experimento 9 (e) e (f).....	58
Figura 28 - Gráfico <i>Boxsplot</i> para os resultados de porosidade.....	60
Figura 29 - Efeitos principais sobre as médias do percentual de porosidade.....	62
Figura 30 - Gráfico <i>Boxsplot</i> para os resultados de teor de óxidos.....	64
Figura 31 - Efeitos principais sobre as médias do teor de óxidos.....	66
Figura 32 - Microdureza dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB na direção longitudinal.....	68
Figura 33 - Microdureza dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB na direção transversal.....	70
Figura 34 - Gráfico <i>Boxsplot</i> para os resultados de microdureza Vickers (HV _{0,3})..	72
Figura 35 - Efeitos principais sobre as médias de microdureza Vickers.....	74
Figura 36 - Perda de massa dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB.....	77
Figura 37 -Taxa de perda de massa dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB.....	79
Figura 38 - Gráfico <i>Boxsplot</i> para os resultados de resistência à cavitação.....	80
Figura 39 - Efeitos principais sobre a Taxa de Perda de Massa (mg/h).....	82
Figura 40 - Gráfico do panorama geral das análises dos parâmetros de deposição.....	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Características e propriedades dos processos de aspersão térmica....	32
Tabela 2 - Características dos revestimentos depositados por diferentes processos de aspersão térmica.....	33
Tabela 3 - Denominação e fabricante dos diversos sistemas de aspersão térmica HVOF.....	37
Tabela 4 - Condições de jateamento dos corpos de prova.....	41
Tabela 5 - Parâmetros de deposição.....	43
Tabela 6 - Resultados do percentual em área de poros para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi.....	59
Tabela 7 - Análise de variância da porosidade para os fatores, com nível de significância de 90%.....	61
Tabela 8 - Ranque de influenciados fatores para a porosidade média, condição 'menor melhor'.....	62
Tabela 9 - Resultados do teor de óxidos para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi.....	63
Tabela 10 - Análise de variância do teor de óxidos para os fatores, com nível de significância de 90%.....	65
Tabela 11 - Ranque de influenciados fatores para a média de teor de óxidos, condição 'menor melhor'.....	66
Tabela 12 - Ensaio de microdureza Vickers para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi.....	71
Tabela 13 - Análise de variância da microdureza Vickers para os fatores, com nível de significância de 90%.....	73
Tabela 14 - Ranque de influência dos fatores para a média de microdureza na escala Vickers, condição 'maior melhor'.....	74
Tabela 15 - Ensaio de Cavitação Aceleradas para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi.....	79

Tabela 16 - Análise de variância do ensaio de cavitação para os fatores, com nível de significância de 90%.....	81
Tabela 17 - Ranque de influência dos fatores para a média de Taxa de Perda de Massa, condição 'menor melhor'.....	81
Tabela 18 - Ranqueamento final para os fatores.....	84
Tabela 19 - Resumo dos resultados da análise de parâmetros.....	85

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

γ	Austenita Gama cúbica de face centrada
ε	Martensita Épsilon hexagonal compacta
α'	Martensita tetragonal de corpo centrado
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANEEL	Agência Nacional de Energia Elétrica
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ASP	<i>Arc Spraying</i>
APS	<i>Atmospheric Plasma Spraying</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
CGS	<i>Cold Gas Spraying</i>
COPEL	Companhia Paranaense de Energia
D-Gun	<i>Detonation Gun</i>
EDS	<i>Energy Dispersive Spectrometer</i>
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
FS	<i>Flame Spray</i>
G.L.	Grau de Liberdade
HC	Hexagonal Compacta
HSD	<i>Honestly Significant Difference</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
HVOF	<i>High Velocity Oxygen Fuel</i>
LACTEC	Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MO	Microscopia Ótica
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>
SMA	<i>Shape Memory Alloys</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	13
1.1. DEFINIÇÃO DO PROBLEMA.....	14
1.2. JUSTIFICATIVA.....	14
1.3. OBJETIVO GERAL.....	14
1.4. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	15
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	16
2.1. ENERGIA HIDRÁULICA NO CENÁRIO NACIONAL.....	16
2.2. USINAS HIDRELÉTRICAS.....	17
2.3. TURBINAS HIDRÁULICAS.....	18
2.4. CAVITAÇÃO.....	21
2.5. LIGAS RESISTENTES À CAVITAÇÃO.....	26
3.1.1. Ligas SMA (<i>Shape Memory Alloys</i>).....	27
2.6. ASPERSÃO TÉRMICA.....	29
2.6.1. Aspersão térmica a chama hipersônica HVOF (<i>High Velocity Oxygen Fuel</i>).....	35
3. METODOLOGIA.....	39

3.1.	LIGAS Fe-Mn-Cr-Si-Ni, Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB e Fe-Mn-Cr-Si 2XB.....	39
3.2.	DEPOSIÇÃO DAS LIGAS Fe-Mn-Cr-Si-Ni, Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB e Fe-Mn-Cr-Si 2XB.....	40
3.1.2.	Preparo da Superfície.....	40
3.1.3.	Aspersão térmica.....	41
3.2.1.1.	Planejamento experimental.....	41
3.2.1.2.	Deposição dos Revestimentos.....	44
3.3.	ENSAIO DE CAVITAÇÃO.....	46
3.4.	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ENSAIO METALOGRÁFICO.....	47
3.5.	MICROSCOPIA ÓPTICA (MO).....	48
3.6.	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	49
3.7.	MICRODUREZA.....	49
3.8.	ENSAIO DE CAVITAÇÃO.....	49
4.	RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO.....	51
4.1.	MORFOLOGIA GERAL DOS REVESTIMENTOS.....	51
4.1.1.	Influência da composição química na morfologia geral dos revestimentos.....	51
4.1.2.	Influência dos parâmetros na morfologia geral dos revestimentos..	55
4.2.	ANÁLISE DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS PELO MÉTODO DE TAGUCHI.....	59
4.2.1.	Porosidade.....	59
4.2.2.	Fração em área de óxidos.....	63
4.2.3.	Microdureza.....	67
4.2.4.	Avaliação da resistência à cavitação das ligas ensaiadas.....	75
4.2.5.	Discussão dos resultados.....	83
5.	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	87
6.	REFERENCIAS.....	89

1 INTRODUÇÃO

A grande aplicação da energia hidráulica está na geração de energia elétrica através de usinas hidrelétricas, por meio de turbinas hidráulicas, sendo estas estruturas metálicas capazes de transformar energia potencial e cinética da água, fluido de trabalho, de um rio ou reservatório, em energia elétrica através de um gerador. As vantagens na geração de energia elétrica por meio de usinas hidrelétricas são principalmente a menor geração de poluentes, menores custos de produção e utilizam uma fonte energética renovável, quando comparadas a usinas termoelétricas.

A perda de massa por cavitação é um dos principais problemas em rotores de turbinas hidráulicas assim como a presença de trincas, gerando elevados custos de manutenção e reparo, diminuindo a vida útil do equipamento e eficiência de operação, bastante frequente em pás de turbinas e rotores de bombas hidráulicas.

O fenômeno de erosão por cavitação varia de intensidade, de acordo com o perfil hidráulico e o regime de operação empregado, enquanto que as trincas, que contribuem, agravando as taxas de perda de massa por cavitação, normalmente oriundas de defeitos de soldagem ou fundição, assim como provenientes da operação normal do equipamento. Sendo este um fenômeno que pode levar a falhas catastróficas, e sempre ocorrerá variando somente de intensidade dependendo do equipamento utilizado e do tipo de operação empregada, deve-se controlar a sua ocorrência, o que vem sendo feito por meio do desenvolvimento de técnicas de deposição, e materiais para melhor resistirem à cavitação, quanto às técnicas utiliza-se em larga escala a deposição por meio da soldagem, através do processo MIG/MAG *metal inert/active gas*, assim como o Plasma PTA – Plasma a Arco Transferido, que tem grande potencial comparado a outros processos devido principalmente à elevada produtividade, a excelente qualidade do depósito, a estabilidade, baixa diluição e a flexibilidade na formulação de ligas. A aspensão térmica é outra técnica de deposição que vem sendo aplicada com o propósito de depositar um revestimento com a finalidade de diminuir ou eliminar tensões residuais, usualmente seguida de refusão objetivando eliminar a presença de óxidos e poros gerados na aspensão, possibilitando assim a deposição de materiais que apresentam maior resistência à erosão por cavitação.

Os materiais usualmente depositados com esta finalidade são basicamente ligas de aços inoxidáveis austeníticos, ou ligas inoxidáveis austeníticas com adição de cobalto, e atualmente se estuda a deposição de ligas inoxidáveis com adição de elementos como manganês, boro, cromo, entre outros, objetivando sempre a deposição de um material com alta capacidade de endurecimento por deformação, ocorrendo assim a formação de martensita sob sollicitação mecânica, boa taxa de aderência, elevada tenacidade, ampliando assim a vida útil do componente exposto ao fenômeno da cavitação (ALCOVER JUNIOR, 2012).

1.1 DEFINIÇÃO DO PROBLEMA

Quais os parâmetros mais adequados na aspensão térmica HVOF para a deposição de Ligas experimentais Fe-Mn-Cr-SiXB, visando o aumento da resistência a cavitação?

1.2 JUSTIFICATIVA

Na utilização de processos de aspensão térmica ou soldagem, são gerados gradientes de temperatura, que por sua vez, proporcionam mudanças no estado de tensões, microestrutura e propriedades. A microestrutura do material pode ser alterada devido à atuação destes gradientes, influenciando principalmente a tenacidade do material e dureza.

1.3 OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência dos parâmetros da aspensão térmica HVOF na resistência à cavitação de Ligas Fe-Mn-Cr-Si, com adição de Ni e B.

1.4 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Caracterizar as microestruturas resultantes da aspersão térmica HVOF com a variação dos parâmetros de deposição;
- ✓ Avaliar a influência dos parâmetros de aspersão na microdureza e microestrutura da zona termicamente afetada do metal base;
- ✓ Avaliar as propriedades mecânicas quanto á microdureza e resistência à cavitação, das ligas Fe-Mn-Cr-SiXB depositadas por aspersão térmica HVOF.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Nesta seção serão apresentados as revisões de literatura sobre a energia hidráulica no cenário nacional, usinas hidrelétricas, turbinas hidráulicas, ligas resistentes à cavitação, o fenômeno da cavitação, e aspersão térmica.

2.1 ENERGIA HIDRÁULICA NO CENÁRIO NACIONAL

A utilização da energia hidráulica foi uma das primeiras formas de substituição do trabalho animal pelo mecânico, especificamente no bombeamento de água e moagem de grãos. A seu favor tinham, para tanto, as seguintes características: disponibilidade de recursos, facilidade de aproveitamento e, principalmente, seu caráter renovável (ANEEL, 2005).

O potencial hidrelétrico do Brasil está entre os cinco maiores do planeta, estimado em aproximadamente 260 GW, dos quais 40,5% estão localizados na Bacia Hidrográfica do Amazonas, onde somente 63% do potencial foram inventariados, esta região se destaca devido ao grande potencial ainda a ser explorado, e vem gerando grandes e polêmicos empreendimentos que estão sendo construídos na região, salienta-se ainda que 12% de toda a água superficial não salina do planeta se concentra no país (ANEEL, 2011).

Além de um fator histórico de desenvolvimento da economia, a energia hidrelétrica desempenha papel primordial ao desenvolvimento e integração de regiões distantes dos grandes centros urbanos e industriais.

O Brasil possui no total 2.401 usinas em operação, gerando 114.240 MW de potência. Está previsto para os próximos anos uma adição de 46.701 MW na capacidade de geração do País, proveniente dos 118 empreendimentos atualmente em construção e mais 511 outorgadas (ANEEL, 2011).

Atualmente o país encontra-se em uma constante polêmica quanto à construção de diversos e gigantescos empreendimentos que vem sendo erguidos ao longo de todo o território nacional, com maior concentração especialmente na região norte, devido ao fato dos impactos ambientais gerados na construção destas usinas hidrelétricas, principalmente quando se tratam de usinas que estarão entre as dez maiores do planeta.

2.2 USINAS HIDRELÉTRICAS

Uma usina hidrelétrica pode ser definida como um conjunto de obras e equipamentos cuja finalidade é a geração de energia elétrica, através de aproveitamento do potencial hidráulico existente em um rio. As partes principais de uma usina hidrelétrica são: a barragem, as comportas, o vertedouro, e a casa de máquinas, onde estão instalados os geradores acoplados às turbinas. Para transformar a força das águas em energia elétrica, a água represada passa por dutos forçados, gira a turbina que, por estar interligada ao eixo do gerador, faz com que este entre em movimento, gerando a eletricidade (SCHREIBER, 1977).

O princípio de funcionamento de uma usina hidrelétrica pode ser classificado como a transformação de energia potencial da água em uma queda que se transforma em energia cinética por meio da rotação de uma turbina sendo esta que alimenta um eixo de rotação à um gerador de energia, transformando-a assim em energia elétrica, os componentes fundamentais de uma hidrelétrica podem ser visualizados nas figuras 1 e 2.

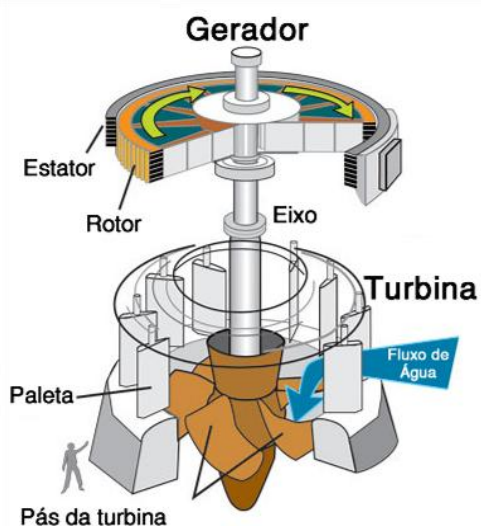


Figura 1 - Princípio de funcionamento de uma hidrelétrica
Fonte: infoescola.com

Figura 2 - Usina Hidrelétrica de Itaipu
Fonte:infoescola.com

A usina hidrelétrica de Itaipu ainda é a maior usina geradora do planeta, em termos de produção, foi construída de 1974 e finalizada em 1984, construída em acordo com o Paraguai onde a mesma representa 75,2% do consumo paraguaio e ainda 16,8% da energia consumida no Brasil, sua construção é ainda muito

abordada principalmente por ambientalistas que questionam os impactos ambientais gerados na época com uma área inundada da ordem de 1350 Km², impactando diretamente na fauna, flora, alterações do microclima da região, ciclo hidrológico sem falar nos milhares de pessoas que tiveram que ser realocadas.

De fato as usinas hidrelétricas são uma fonte renovável de energia, porém não são ambientalmente corretas, entretanto pode-se afirmar que estas são menos nocivas quando comparadas a outras formas de geração de energia, como no caso da energia gerada por termoelétricas, entre outras.

Em razão dos investimentos necessários para a instalação de usinas hidrelétricas, e a importância do funcionamento das mesmas no cenário nacional, torna-se inviável a substituição das turbinas, sendo a maneira mais viável manter o problema de erosão por cavitação sob controle, o que é feito pela reposição do material perdido por cavitação. No entanto em muitos casos a quantidade de material a ser depositado a fim de reparar uma turbina pode chegar à ordem de uma tonelada, logo a operação envolve alto grau de complexidade, assim como um desarranjo na geração de energia, pois geralmente é necessária a retirada total de água do setor, causando um déficit na produção, acarretando altos custos de manutenção.

Destaca-se ainda que o déficit de geração energética observado no país nos últimos anos contribui para o agravamento desta situação, devido à necessidade de maior oferta energética, o que leva às máquinas a operarem com sobrecargas, promovendo decorrentes problemas de cavitação e contribuindo para diminuir a confiabilidade do sistema. Considerando ainda, o fato de que mais de 80% das turbinas instaladas no Brasil tem mais de 20 anos, ou seja, são provenientes de projetos antigos, com geometrias que favorecem a ocorrência da cavitação.

2.3 TURBINAS HIDRÁULICAS

As turbinas do tipo Pelton são classificadas como turbinas de impulsão, de forma que são acionadas por um ou mais jatos livres de alta velocidade, onde a água do jato atinge cada concha em seqüência, é defletida e sai da concha com velocidade relativa aproximadamente oposta àquela com a qual entrou, adequadas

para operar entre quedas de 350 m até 1100 m, portanto são comuns em países montanhosos.

Neste modelo verifica-se velocidades de rotação maiores que os outros, e tem o rotor de características bastante distintas ao centro, cercado por bocais, onde cada bocal é controlado por um servo motor e tem uma válvula na forma de agulha para o controle da vazão. Os jatos de água ao se chocarem com as "conchas" do rotor geram o impulso.

Dependendo da potência que se queira gerar podem ser acionados os 6 bocais simultaneamente, ou apenas cinco, quatro, etc... O número normal de bocais varia de dois a seis, igualmente espaçados angularmente para garantir um balanceamento dinâmico do rotor.

Um dos maiores problemas destas turbinas, devido à alta velocidade com que a água se choca com o rotor, é a erosão provocada pelo efeito abrasivo da areia misturada com a água, comum em rios de montanhas. Estas turbinas, devido a possibilidade de acionamento independente nos diferentes bocais, tem uma curva geral de eficiência plana, que lhe garante boa performance em diversas condições de operação, visualiza-se na Figura 3 uma turbina com este tipo construtivo.

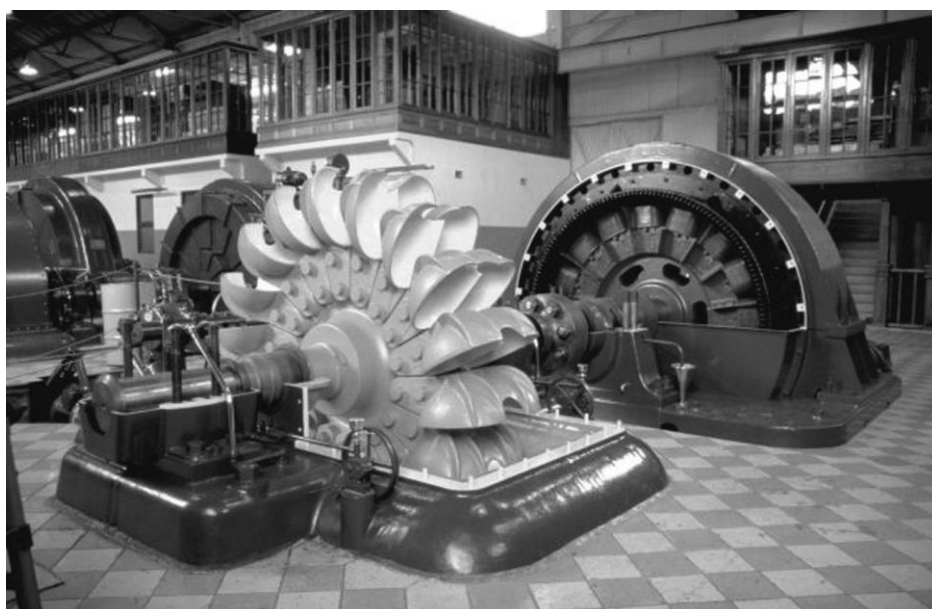


Figura 3 - Turbina Pelton
Fonte: Cengel e Cimbala, 2007

Turbinas do tipo Francis, correspondem à classificação das turbinas de reação, gerando maior potência para um mesmo trabalho total quando comparadas

às turbinas de impulsão, podendo ultrapassar a potência unitária de 750 MW, devido ao fato destas trabalharem cheias de fluido, onde uma parcela da variação de pressão do fluido ocorre externamente, ou seja, circunferencialmente através da carcaça da turbina, e a outra parcela dentro das aletas guias, defletindo o escoamento, de forma a entrar na direção radial, e sair na direção axial ao rotor, sendo turbinas com este aspecto construtivo as mais utilizadas para a geração de energia por meio de usinas de grande potência, podendo ser instaladas no eixo horizontal, ou no eixo vertical, sendo o mais comum o vertical, a figura a seguir ilustra uma turbina do tipo Francis.

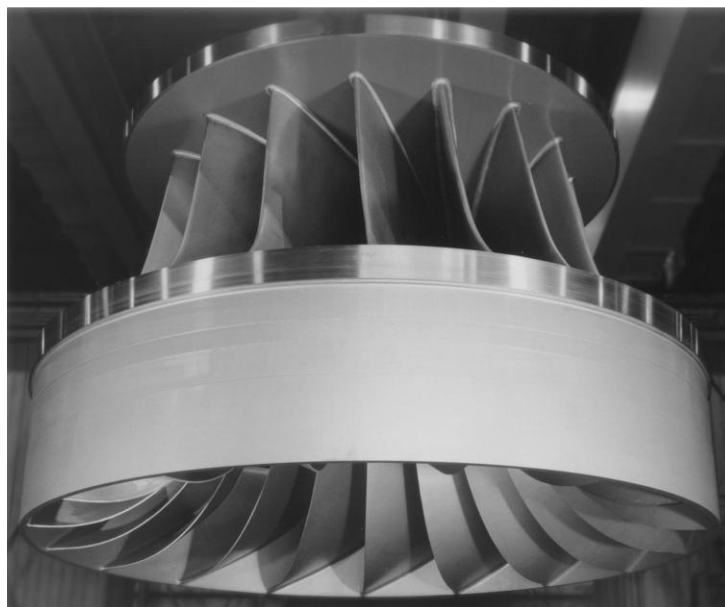


Figura 4 - Turbina Francis
Fonte: Cengel e Cimbala, 2007

Turbinas do tipo Kaplan, também conhecidas como turbinas hélices, são classificadas turbinas de reação, porém com escoamento axial na entrada e saída, seu desenvolvimento decorreu de pesquisas que mostravam haver uma estreita relação entre as potências das hélices da roda, a abertura das aletas, e o rendimento por esta oferecido, de modo que este tipo construtivo dota de um dispositivo que possibilita as hélices à acompanhar a variação das aletas, caracterizando assim uma turbina do tipo Kaplan, onde as que não possuem este dispositivo são classificadas turbinas hélice. Nas turbinas Kaplan, cada pá está presa a ogiva da turbina, possuindo movimento de rotação em torno do seu próprio eixo, alterando assim sua angulação, de acordo com a vazão efetiva. São estas

turbinas utilizadas para baixas quedas, gerando assim potência e rendimento intermediários frente às turbinas Pelton e Francis, a Figura 5 ilustra uma turbina do tipo Kaplan.



Figura 5 - Turbina Kaplan
Fonte: Cengel e Cimbala, 2007

2.4 CAVITAÇÃO

Observado inicialmente em 1894 na Inglaterra em pás de hélices de navios, o fenômeno da cavitação, vem sendo um tema largamente estudado e abordado, principalmente devido a sua complexidade e rara correlação com propriedades mecânicas dos materiais.

O fenômeno da cavitação ocorre devido à formação e colapso de bolhas de vapor ou de um gás proveniente de alguma substância dissolvida no líquido, estas bolhas que são geradas a pressões muito baixas devido a certa velocidade de um fluido líquido, sendo nestas pressões baixas, as temperaturas de saturação do líquido também são baixas, características para cada fluido, dando origem a uma redução localizada da pressão, o colapso das bolhas gera pressões extremamente elevadas, ocorrendo assim uma implosão das bolhas, que se localizadas próximas a um sólido, geram ondas de choque, provocando trincas microscópicas que com o

tempo crescem e causam uma cavidade de erosão localizada no material, causando assim a perda de massa.

Ao longo da ocorrência da cavitação em uma turbina hidráulica, a taxa de perda de massa pode ser agravada repentinamente, em função das mudanças geométricas, e na rugosidade superficial das pás, sujeitas ao fenômeno. Em face dessa preocupação, as turbinas hidráulicas devem ser projetadas para que apresentem maior tempo de operação e em consequência maiores intervalos entre as intervenções de manutenção, devido às perdas de faturamento que estas paradas representam à empresa.



Figura 6 - Rotor de turbina cavitado
Fonte: Munson, 1997

O mecanismo pelo qual o material é danificado está relacionado com a conversão de energia potencial, associada com as dimensões das bolhas antes do rompimento, em energia cinética no líquido ao seu redor. Dois mecanismos têm sido propostos: o primeiro envolve a pressão gerada pela onda de choque ao redor do rompimento e o segundo modelo sugere que o dano no material é resultado do impacto, gerado por um micro jato originado durante o colapso da bolha sobre a superfície. Grant e Lush (1983) propuseram mecanismos de dano que sugerem que as tensões geradas por estes dois modelos são comparáveis à tensão máxima de muitos materiais (SHEIR, JARMAN E BURSTEIN, 1994).

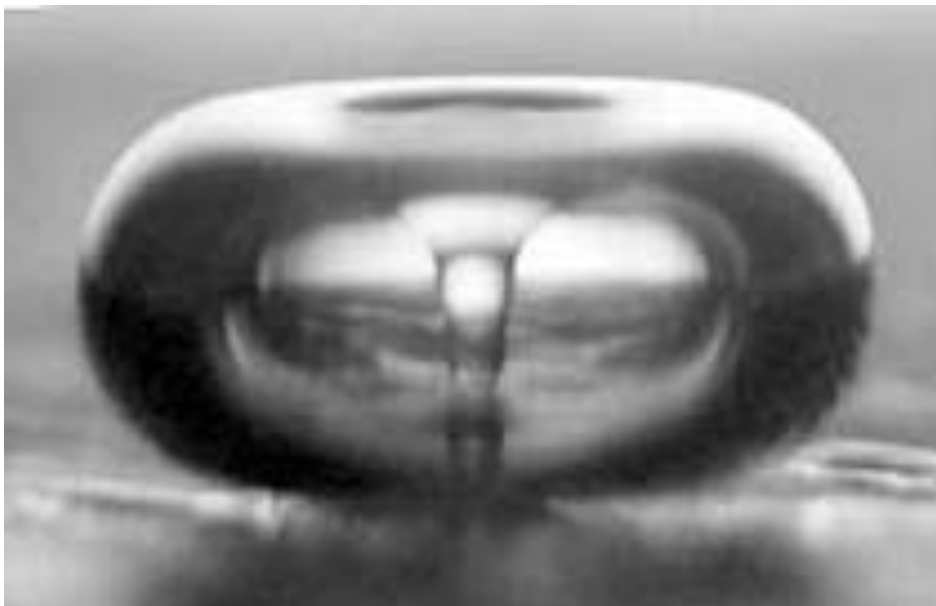


Figura 7 - Momento do colapso de uma bolha de vapor e a região de elevada pressão formada no centro

Fonte: (www.sonosys.de/images)

A formação e o colapso das bolhas podem ser produzidos em um sistema ultrasônico, sob a ponta do sonotrôdo, Figura 8 onde cada ciclo de baixa pressão promove a formação das bolhas de vapor, sendo sucedido por um ciclo de alta pressão que promove o rompimento desta.

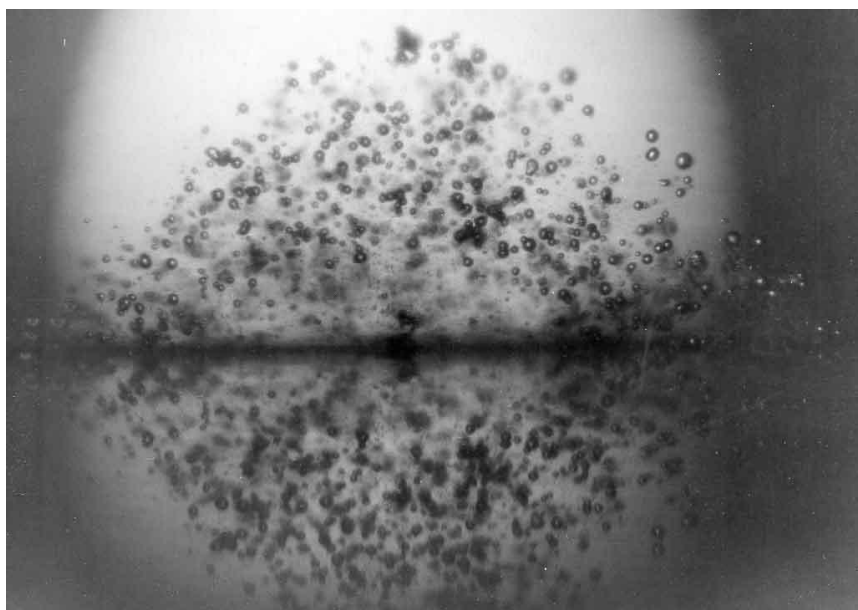


Figura 8 - Formação e colapso das bolhas sob a ponta do sonotrôdo

Fonte: (www.sonosys.de/images)

Na Figura 9 observa-se uma região cavitada de uma pá de turbina do tipo

Francis, localizada em uma região de sucção, próximo ao engaste da pá com a coroa.

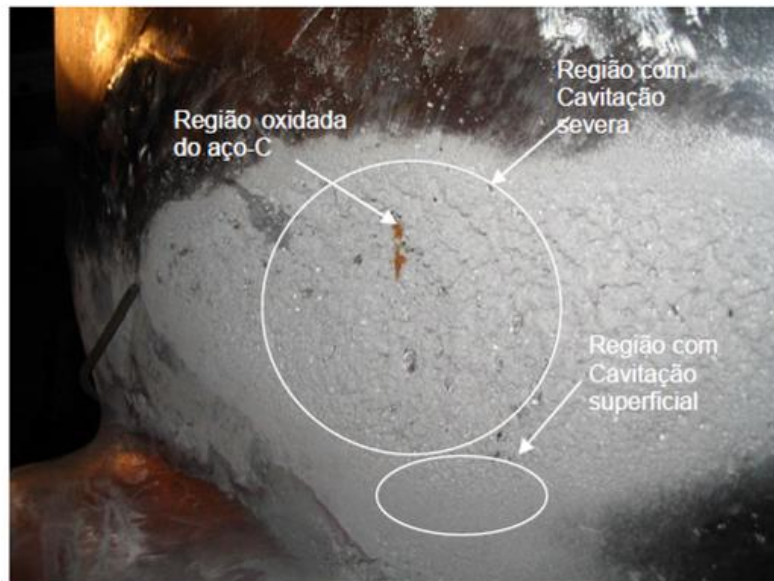


Figura 9 - Cavitação severa em turbina do tipo Francis da Usina Hidrelétrica de Foz de Areia
Fonte: Pukasiewicz, 2008

No fenômeno da cavitação, independentemente do material, a taxa de perda de massa, resume-se em quatro fases distintas, sendo estas:

- ✓ Incubação: onde a perda de massa é mínima devido somente à modificações superficiais, mais visíveis à materiais dúcteis, já que em matérias frágeis a perda de massa tem sua taxa significativa desde o início do processo.
- ✓ Acumulação: onde a taxa de perda de massa aumenta gradativamente devido à deformação plástica que da origem ao desprendimento do material, alcançando a taxa máxima de perda de massa.
- ✓ Atenuação: onde ocorre o decréscimo da taxa de perda de massa, devido à presença de alta rugosidade proveniente do desprendimento do material, que absorve a energia gerada no processo, diminuindo assim a taxa de erosão.
- ✓ Estabilidade: sendo a fase onde a taxa de erosão torna-se constante pois há um equilíbrio entre a energia obtida pela superfície rugosa e a energia que causa a perda de massa.

Dando origem a um gráfico com perfil característico do processo de cavitação mesmo para materiais diferentes, conforme ilustra a Figura 10.

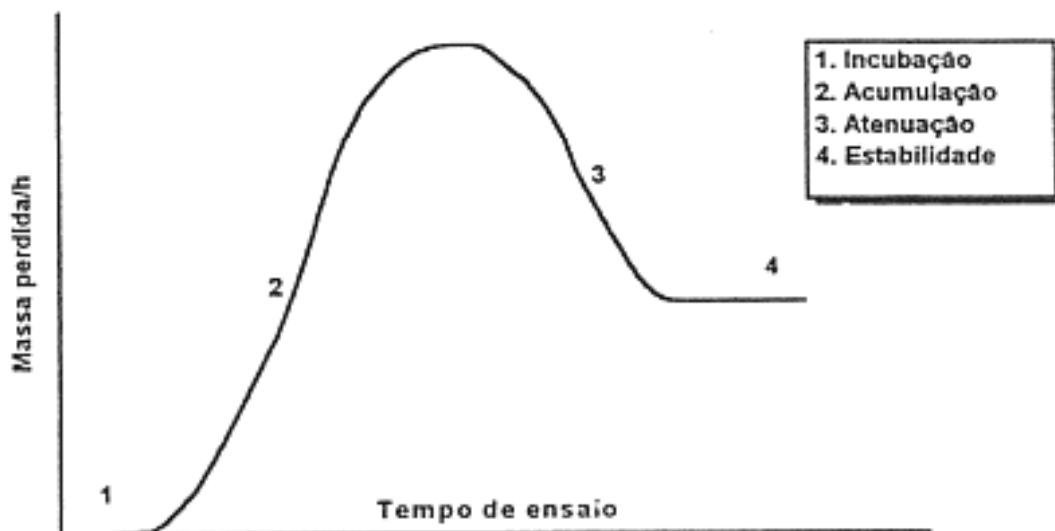


Figura 10 - Curva típica da taxa de perda de massa
Fonte: Hattori, 2003

A cavitação vem sendo objeto de estudo frequente, porém ainda não podemos afirmar a existência de alguma relação entre propriedades mecânicas como dureza, resiliência, tensão de escoamento, e a resistência à cavitação, devido ao fato destas relações não se repetirem quando aplicadas a diferentes materiais.

Na Figura 11 são apresentadas as fases principais do processo de erosão pelas quais a cavitação ocorre, em materiais dúcteis e frágeis.

MATERIAIS DÚCTEIS		MATERIAIS FRÁGEIS
Deformação	Período de incubação	
Alteração estrutural	↓	
Fadiga		Fadiga
Remoção de partículas	Período de estabilidade	Remoção de partículas
Formação de cavernas	↓	Formação de cavernas
Erosão acelerada		Erosão acelerada

Figura 11 - Comportamento dos materiais à cavitação
Fonte: Pohl, 1993

Este fenômeno é comum, principalmente em turbinas de grande porte, como as de hidrelétricas, apesar de grandes avanços nas técnicas de modelamento numérico na mecânica dos fluídos, ainda não é possível evitar definitivamente este problema, sendo este o responsável por elevados custos de manutenção e reparo, levando em conta que é ainda mais intenso em turbinas mais antigas, sendo estas as predominantes principalmente no Brasil, onde 80 % das turbinas em operação são provenientes de projetos de mais de 20 anos, devido à inviabilidade econômica e a complexidade de substituição das mesmas.

Assim sendo, o processo de cavitação deve ser controlado, o que é efetuado pela deposição de material utilizando processos de soldagem com Arco elétrico, principalmente MIG/MAG, e atualmente através do processo Plasma PTA com arame, já estão sendo testados, sendo necessárias quantidades da ordem de uma tonelada de ligas especiais de aço inoxidável no reparo por turbina, outro processo de deposição largamente empregado é a aspersão térmica, sendo este o processo de deposição com características específicas que auxiliam na resistência à cavitação, como temperaturas teoricamente baixas do processo, não havendo assim mudanças nas propriedades mecânicas que facilitem a ocorrência da erosão por cavitação de maneira significativa ao longo da ZTA.

2.5 LIGAS RESISTENTES À CAVITAÇÃO

Os revestimentos mais utilizados nos processos de recuperação de turbinas são compostos de ligas austeníticas inoxidáveis, pois apresentam boa soldabilidade, boa resistência à corrosão e adequada resistência à cavitação. Ligas de Fe-Mn-Cr-Si, são ligas que possuem memória de forma, austenita γ induzida por deformação, baixa energia de falha de empilhamento (EFE) e elevada resistência à cavitação (WANG, ZHU, J., 2004 e YUPING, W., 2007).

Turbinas hidráulicas são normalmente produzidas em aço-C e aço inoxidável martensítico macio. Em geral, as turbinas fabricadas em aço inoxidável martensítico macio apresentam uma redução significativa da perda de massa por cavitação, porém apresentam maiores limitações quanto ao reparo por soldagem de regiões cavitadas, ou com presença de trinca. O reparo das uniões soldadas de aços inoxidáveis martensíticos macios é mais crítico, devido principalmente à baixa

tenacidade da união soldada. Esta redução de tenacidade, aliada às elevadas tensões residuais, podem diminuir a vida útil do componente, assim como, acelerar o processo de cavitação (CAPRA, CHANDELIER e PUKASIEWICZ, 2007).

Com o intuito de reduzir os níveis de tensões residuais, que facilitam o processo de nucleação e crescimento de trincas que aceleram o processo de cavitação, buscando adicionalmente elevar a tenacidade após processo de recuperação por soldagem, tem-se pesquisado processos de deposição de revestimentos com a indução de baixas, ou até nenhuma tensão residual, aliado a ciclos térmicos de baixa temperatura, como por exemplo, o que ocorre no processo de aspersão térmica.

A aspersão térmica é uma tecnologia que, através de diferentes processos, pode ser depositado revestimentos superficiais pela projeção de partículas fundidas ou parcialmente fundidas sobre uma superfície previamente preparada. A utilização de revestimentos aspergidos poderia reduzir a perda de massa por cavitação, diminuindo a necessidade de recuperação de áreas cavitadas por soldagem, usualmente seguida de refusão, porém dependendo do processo a refusão pode ser dispensada, como no caso da aspersão térmica HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*), devido à alta velocidade das partículas, hipersônica, conseguindo assim elevada taxa de aderência, e menores taxas de porosidade, e oxidação, obtendo-se assim uma superfície mais resistente ao processo de cavitação, entretanto, há uma dependência entre os parâmetros de deposição empregados no processo de aspersão do revestimento, e a resistência à cavitação, que depende principalmente da tenacidade, dureza, da porosidade e principalmente da presença de trincas na superfície exposta ao fenômeno, neste sentido, o processo de aspersão térmica HVOF se mostra satisfatório quando comparado aos processos de aspersão térmica convencionais.

2.5.1. Ligas SMA (*Shape Memory Alloys*) - Ligas com memória de forma

Ligas com memória de forma, ou pseudoelasticidade, são ligas metálicas que recuperam deformações permanentes através de um ciclo térmico característico, e possuem grandes e numerosas falhas de empilhamento no encruamento, devido à baixa EFE (Energia de Falha de Empilhamento), sendo esta

caracterizada como uma tensão superficial que age no sentido a recombinar e eliminar as falhas.

A pseudoelasticidade é o efeito que alguns materiais apresentam de elevar a capacidade de deformação elástica com a transformação de fase, ocorrendo principalmente pela formação de martensita, com capacidade de retornar à estrutura austenítica, depois de cessado o esforço mecânico.

As ligas Fe-Mn-Cr-Si, são ligas inoxidáveis com características de memória de forma desenvolvidas para diminuir EFE, facilitando a transformação de martensita induzida por deformação.

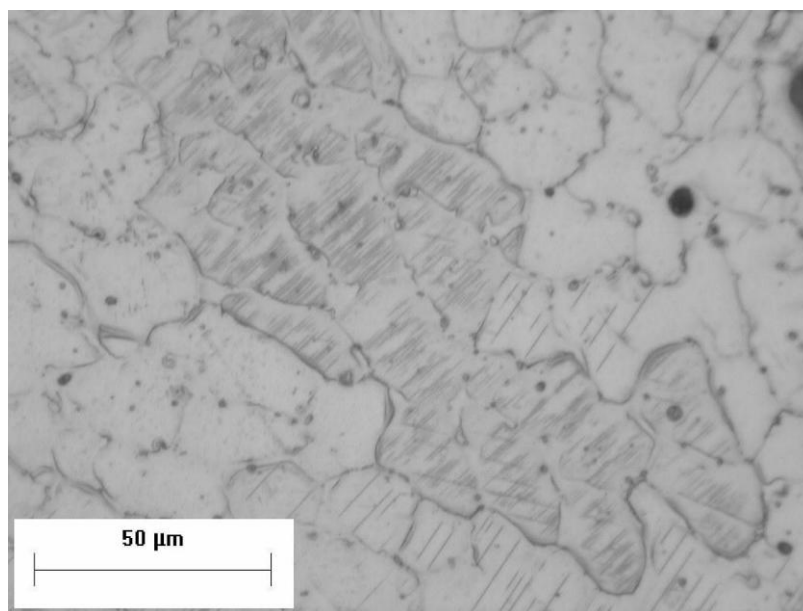


Figura 12 - Microestrutura do revestimento Fe-Mn-Cr-Si
Fonte: Pukasiewicz, 2008

O efeito de memória de forma das ligas Fe-Mn ocorre devido à transformação induzida por deformação da estrutura austenita - γ em martensita- ϵ , estas estruturas apresentam arranjo atômico idêntico nos planos $\{111\}_{\text{CFC}}$ e $\{0001\}_{\text{HC}}$, e a transformação ocorre nestes planos na direção $(a/6) \langle 112 \rangle$ (HONEYCOMBE, 1985).

A propriedade de baixa EFE e transformação de fase induzida por deformação. Estas características motivaram estudos sobre a resistência a cavitação destas ligas, onde tais estudos mostraram que as ligas de Fe-Mn-Cr-Si apresentaram melhor resistência a cavitação do que as ligas inoxidáveis comerciais, como o CA6NM (WANG, ZHU, J., 2004 e YUPING, W., 2007).

Nestas ligas faz-se possível listar algumas propriedades dos elementos, como o manganês, em reduzir a dureza do revestimento, porém, eleva a capacidade de endurecimento por deformação, o cromo, sendo este, um elemento estabilizador da ferrita e contribui com o aumento da dureza por solução sólida substitucional de ligas que apresentam Fe como elemento básico. O Cr também tende a diminuir a EFE, sendo que seus efeitos são mais significativos para uma porcentagem em peso de até 9%, acima do qual há uma tendência de elevar a EFE devido a necessidade de redução da quantidade de Si para não formar fase σ , e o silício, também contribuindo para a redução da EFE, possibilitando a transformação de fase induzida por solicitação mecânica.

2.6 ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica é o nome dado a um grupo de processos utilizados para a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em diversos tipos de substrato, incluindo desde aços até plásticos. Nestes processos o material de revestimento na forma de arame ou pó, é fundido, ou parcialmente fundido por uma fonte de calor química ou elétrica e impulsionado, projetado, por ar comprimido, ou outros gases, na direção axial a uma superfície previamente preparada, no que diz respeito a limpeza, rugosidade e aquecimento. As partículas projetadas aderem ao substrato por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica e física dependendo da temperatura da fonte de calor e velocidade imposta às partículas, que pela sobreposição formam camadas com espessuras previsíveis e calculáveis de estrutura lamelar com óxidos e poros (HEINRICH,1992. CLARE E CRAWMER,1982. MAYER, 1982.).

A fonte de calor tem a função de fornecer calor para o material a ser depositado atingir um estado de alta plasticidade, os gases do plasma, ar comprimido e gases de combustão, devido às altas temperaturas atingidas, se expandem violentamente, acelerando as partículas do material de revestimento contra a superfície do substrato. Atingindo a superfície do substrato em um estado altamente energético, as partículas incidentes se arrefecem e aderem a esta superfície formando o revestimento.

Os revestimentos depositados por aspersão térmica, tem sua estrutura em forma de lamelas sobrepostas, resultantes do espalhamento das partículas fundidas ou semi fundidas quando em contato ao substrato. O revestimento é assim formado pelas camadas subseqüentes, pois o tempo de solidificação é muito menor que o tempo de projeção das partículas, que é da ordem de 10^{-2} s. Outra particularidade dessa alta taxa de resfriamento é a possibilidade de revestir materiais de base com menores temperaturas de fusão em relação ao material do revestimento (KNOTEK, 2001).

Pode-se afirmar que o campo de aplicação da aspersão térmica se divide em três grandes categorias:

- i) melhoria da performance de parte e componentes de máquinas pela união das propriedades do material base e do revestimento aspergido para obter uma combinação de características que não são possíveis em materiais homogêneos (pás de turbinas hidráulicas).
- ii) uso otimizado de elementos ou compostos que são caros, raros ou difíceis de se obter (superligas).
- iii) inovação de produtos técnicos através da introdução de novos materiais (ligas com grãos cerâmicos).

A Figura 13 ilustra o mecanismo de deposição por processos de aspersão térmica.

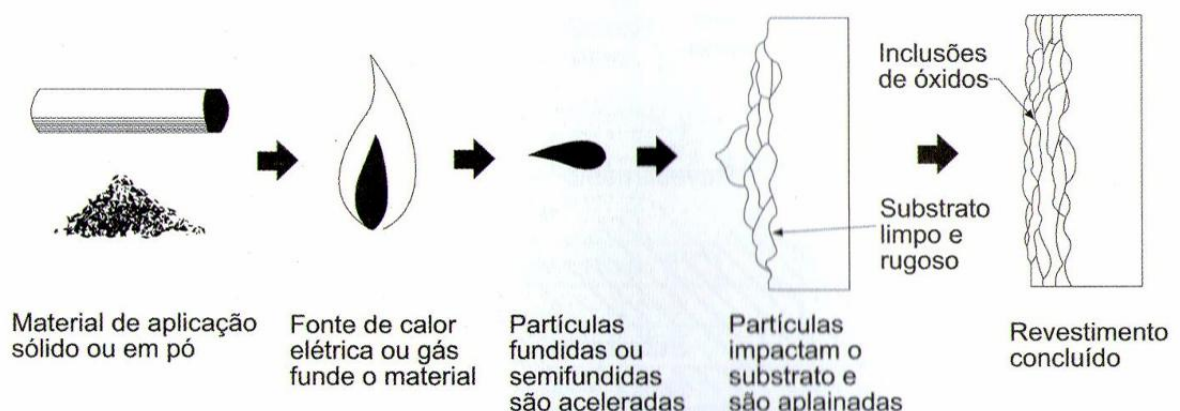


Figura 13 - Esquema do funcionamento da aspersão térmica
Fonte: Lima e Trevisan, 2007

De acordo com Lima e Trevisan (2007) os revestimentos aspergidos possuem três aspectos básicos:

- ✓ Substratos: onde são aplicados os revestimentos. Alguns materiais requerem técnicas especiais de aplicação. A preparação do substrato é fundamental antes de qualquer processo de aspersão, pois assim garante a boa adesão do revestimento aspergido. Dois passos importantes são: limpeza da superfície e a manutenção da rugosidade superficial do substrato a receber o revestimento.
- ✓ Camadas de Ligação: significa a adesão (ligação) entre o revestimento e o substrato. A adesão é influenciada por uma série de fatores, tais como: material de revestimento, condição do substrato, grau de rugosidade da superfície, limpeza, temperatura da superfície e velocidade de impacto da partícula.
- ✓ Estrutura do Revestimento: A estrutura a ser depositada é diferente daquela do substrato. O aspecto do revestimento aspergido é composto pelas partículas metálicas aspergidas, inclusões de óxidos e poros, tais componentes dispostos em forma de lamelas, já que são depositados em camadas. A densidade do depósito aspergido varia de acordo com a velocidade das partículas e temperatura da fonte de calor.

Vários processos podem ser utilizados para a deposição de revestimentos por aspersão térmica, como por exemplo: aspersão a chama convencional (*Flame Spray* - FS), aspersão por detonação (*Detonation Gun* – D-Gun), chama hipersônica (*High Velocity Oxygen Fuel* –HVOF), aspersão a arco elétrico (*Arc Spraying* –ASP), aspersão a plasma (*atmospheric plasma spraying* – APS), e aspersão a frio (*cold gás spraying* –CGS). No entanto, estes processos e algumas variações podem ser classificados em função dos métodos de aquecimento e material e forma do material a ser aspergido, como visualizado na Figura 14.

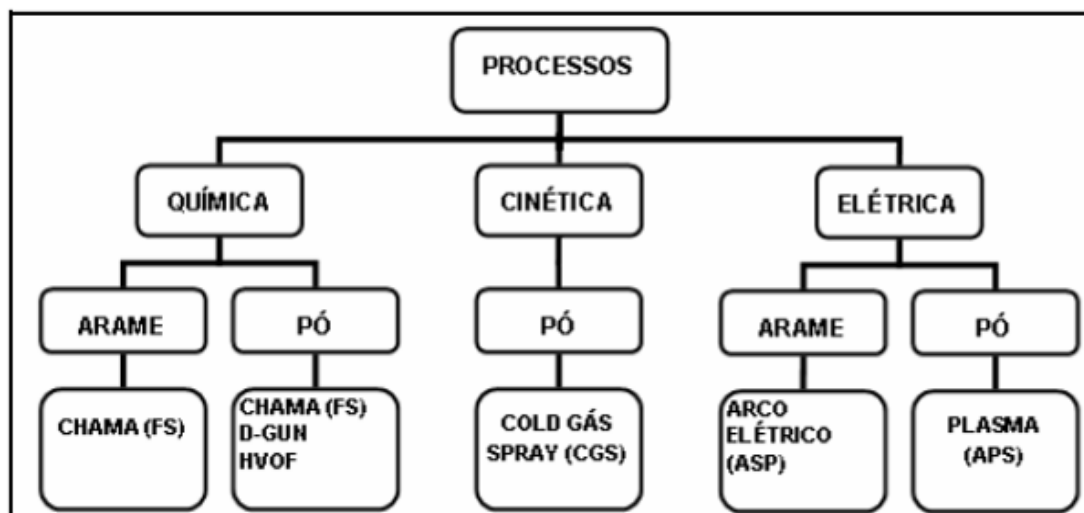


Figura 14 - Classificação dos processos de aspersão térmica quanto a energia e tipo de consumível

Fonte: (adaptada de Lugsheider, Eschnauer, Muller, e Weber, 1991. Smith e Novak, 1991 e Thorpe, 1993)

A Tabela 1 ilustra as características e propriedades de alguns dos processos de aspersão térmica.

Tabela 1 – Características e propriedades dos processos de aspersão térmica

Propriedades	Processos					
	FS	HVOF	D-Gun	ASP	Plasma	CGS
Temperatura da Chama/Arco [°C]	2200 - 3200	2700 - 3100	>3000	4000 - 6000	16000	-
Velocidade das partículas [m/s]	30 - 150	750	900	100 - 250	300 - 500	1000
Aderência [MPa]	4 - 20	70 - 100	>70	10 - 36	>70	30 - 40
Porosidade [%]	5 - 15	0 - 2	<2	10 - 15	1 - 7	0,7
Óxidos [%]	6 - 15	0,2 - 5	<1	10 - 20	2 - 3	-

Fonte : (adaptada de KNOTEK, 2001. ASSADI, GARTNER, STOLTENHOFF E KREYE, 2003. KANG, 2003)

As propriedades dos revestimentos também são diferentes de acordo com o tipo do processo de aspersão térmica empregado na deposição do revestimento. A Tabela 2 ilustra as características do revestimento aspergido através de diferentes processos de aspersão térmica.

Tabela 2 - Características dos revestimentos depositados por diferentes processos de aspersão térmica

Propriedade/ Característica	Tipo de revestimento	Chama arame	Chama a pó	Arco Elétrico	HVOF	Plasma arco não transferido	Plasma a vácuo
Resistência Adesiva (MPa)	Metais ferrosos	14-28	14-21	28-41	48-62	21-34	100-400
	Metais não- ferrosos	7-34	7-34	14-48	48-62	14-48	400-750
	Cerâmicas	-	14-34	-	-	21-41	25-55
	Carbonetos	-	34-48	-	83+	55-69	60-100
Densidade (% do material bruto equivalente)	Metais ferrosos	85-90	85-90	85-95	95-98+	90-95	97-99+
	Metais não- ferrosos	85-90	85-90	85-95	95-98+	90-95	97-99+
	Cerâmicas	-	90-95	-	-	90-95+	95-98
	Carbonetos	-	85-90	-	95-98+	90-95+	95-98+
Dureza	Metais ferrosos	84Ra- 35Rc	80Ra- 35Rc	85Ra- 40Rc	90Ra- 45Rc	80Rb-40Rc	30-50Rc
	Metais não- ferrosos	95Rh- 40Rc	30Rh- 20Rc	40Rh- 35Rc	100Rh- 55Rc	40Rh-50Rc	45-55Rc
	Cerâmicas	-	40-65Rc	-	-	40-65Rc	50-70+Rc
	Carbonetos	-	45-55Rc	-	55- 72Rc	50-65Rc	50-70+Rc
Permeabilidade	Metais ferrosos	Alta	Média	Média	-	Média	Nenhuma
	Metais não- ferrosos	Alta	Média	Média	-	Média	Nenhuma
	Cerâmicas	-	Média	-	-	Baixa-média	-
	Carbonetos	-	Média	-	-	Baixa-média	-
Limitação de espessura do revestimento (mm)	Metais ferrosos	0,5-2	0,5-2	0,5-2,5	0,6-2,5	0,4-2,5	0,05-10+
	Metais não- ferrosos	0,5-2	0,5-5	0,5-5	0,5-2,5	0,4-5	0,05-10

Fonte: Lima e Trevisan, 2007

Os revestimentos aspergidos são compostos por sucessivas camadas de gotículas que se achatam e solidificam, resultando em uma macroestrutura conhecida como lenticular ou lamelar (LIMA e TREVISAN 2007)

Ao se colidir com o substrato, as gotículas se resfriam a uma elevada velocidade de resfriamento fazendo com que se ancorem mecanicamente nas irregularidades da superfície. A estrutura de um revestimento aspergido é composta pelas lamelas, inclusões de óxidos, microtrincas, partículas sólidas e porosidade, a quantidade desses componentes definirá as propriedades do revestimento.

A Figura 15 ilustra a estrutura típica de um revestimento aspergido.

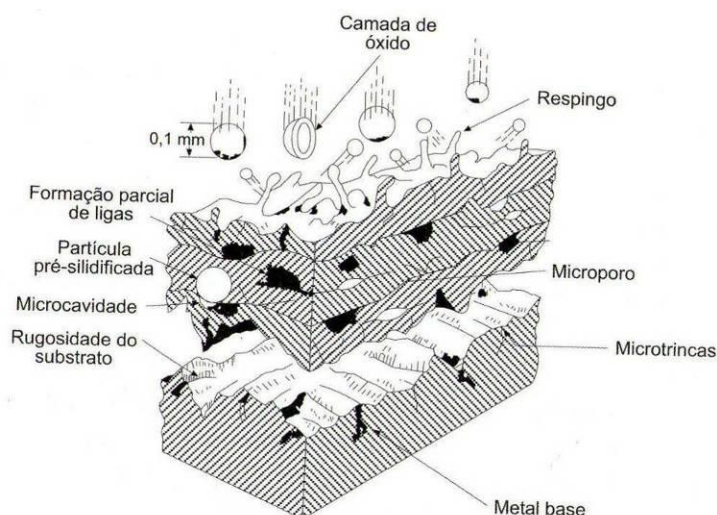


Figura 15 - Estrutura típica de um revestimento aspergido
Fonte: Lima e Trevisan, 2007

Normalmente quando se utiliza métodos convencionais de aspersão térmica o teor de óxidos, assim como a taxa de porosidade da camada aspergida são relevantes, notadamente provenientes da atmosfera da deposição, assim como dos parâmetros que se utiliza, a Figura 15 ilustra ainda partículas pré-solidificadas, microcavidades que são freqüentes para este tipo de deposição, e ainda microtrincas e microporos sendo estes característicos dos processos de aspersão térmica.

Para melhores características do revestimento aspergido, deseja-se que as partículas atinjam o substrato no estado fundido. Caso as gotículas estejam no estado sólido, elas poderão se repelir ou formar ligações fracas com o restante do revestimento (PAREDES, 1999).

Assim é possível afirmar que a estrutura do revestimento será similar a lamelar, mas exibirá características variáveis, dependendo do processo de aspersão, do tipo do material aplicado e das características da superfície. O principal indicador do ponto de fusão é o calor contido na unidade do volume do líquido (LIMA e TREVISAN, 2007).

A resistência do revestimento aspergido depende da aderência entre este e o substrato, bem como da coesão entre as suas partículas. As lamelas ancoram-se na rugosidade do substrato devido às forças de contração do líquido e devido à solidificação. As lamelas não fazem contato perfeito em toda a superfície, camadas

de óxido e a própria forma com que as gotículas atingem o substrato interferem na maior ou menor área de contato entre elas.

Como descrito anteriormente a boa adesão do revestimento depende diretamente do contato das interfaces das lamelas com o substrato e com a própria superfície do revestimento. Portanto, o entendimento da microestrutura da gotícula no momento da colisão com o substrato é muito importante. A Figura 16 apresenta um esquema da formação de uma lamela no momento da colisão com o substrato e posterior solidificação.

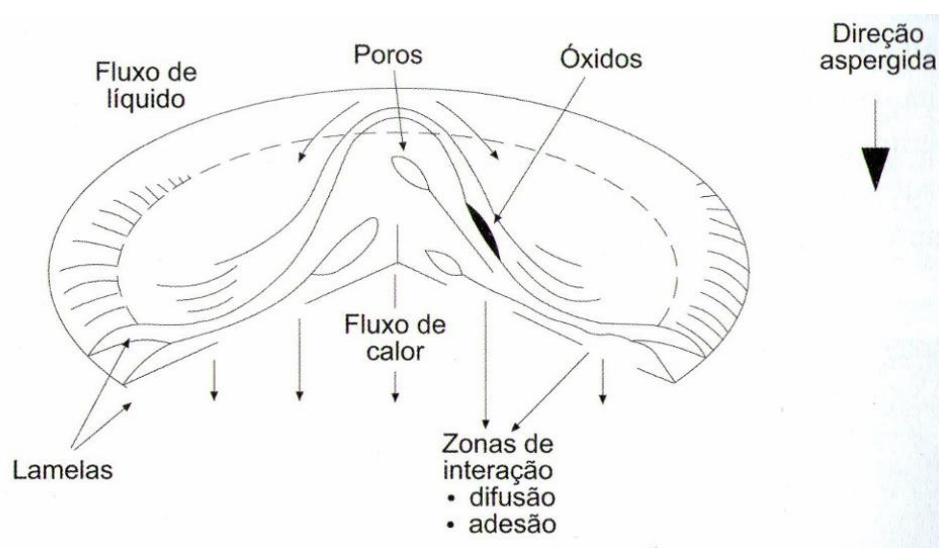


Figura 16 - Dinâmica de formação de uma lamela na colisão
Fonte: Lima e Trevisan, 2007

2.6.1 Aspersão térmica a chama hipersônica HVOF (*High Velocity Oxygen Fuel*)

A principal limitação nos processos de aspersão térmica à combustão está no poder calorífico dos gases combustíveis, desta forma os avanços tecnológicos tiveram como meta aumentar a velocidade das partículas, pois com velocidades maiores, estas tendem a chegar ao substrato com alta energia térmica (calor) e cinética (velocidade).

Este processo é baseado na queima da mistura O_2 -combustível dentro de uma câmara de combustão a altas pressões. Os gases são acelerados por bicos especiais a velocidades hipersônicas, a Figura 17 ilustra o funcionamento de um equipamento de aspersão térmica HVOF.

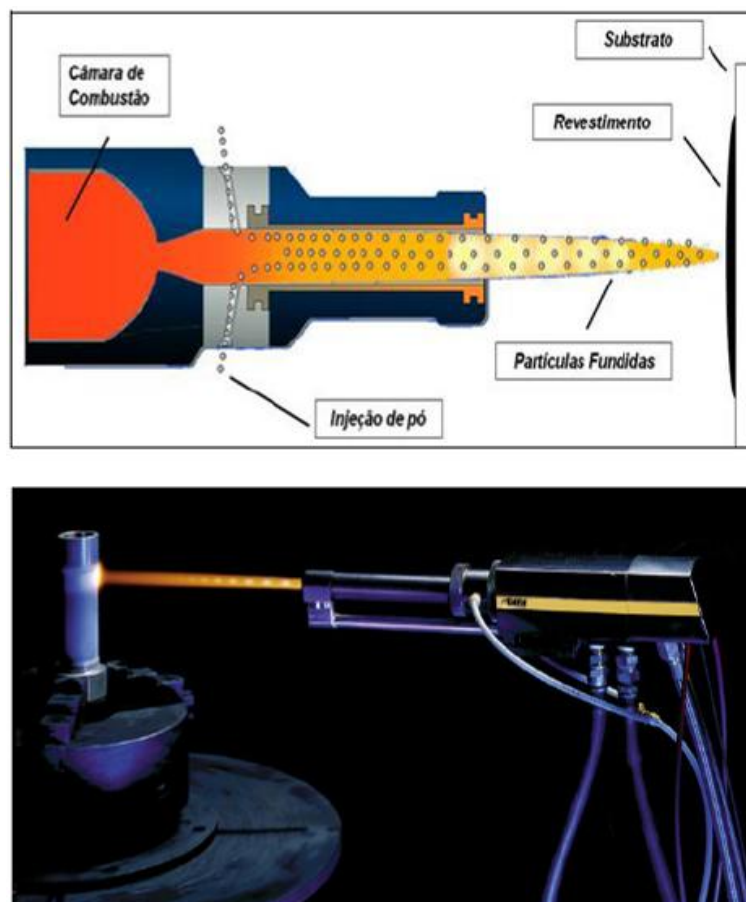


Figura 17 - Equipamento de aspersão térmica HVOF
Fonte: Takimi, 2004

Nos processos de aspersão HVOF, o gás combustível e o oxigênio se misturam e são atomizados antes de passar através de orifícios para a câmara de combustão, resultando em uma combustão estável, limpa e uniforme. O material de deposição na forma de pó é introduzido no bocal utilizando gás nitrogênio, o pó passa por uma câmara quente tipo venturi onde além de aquecido é acelerado a elevadas velocidades para fora do bocal (MENEZES, 2007, CORTES, 1998).

As altas pressões geradas dentro da câmara de combustão geram um jato de exaustão de alta velocidade, os gases de combustão fluem através de um bocal para fora da pistola a velocidades supersônicas (MENEZES, 2007, CORTES, 1998).

Devido ao curto intervalo de tempo que estas partículas ficam na fonte de calor, elas são apenas aquecidas e plastificam (não fundem), permitindo assim um aumento significativo de sua energia cinética que é transferida no momento do impacto contra o substrato. Esse aquecimento promove a plastificação das

partículas que tem sido considerada relevante de modo a minimizar as tensões residuais (TAKIMI, 2004).

O processo de aspersão térmica HVOF, com a denominação “JET KOTE”, foi revolucionário, pois agrupa em um mesmo equipamento o desempenho dos equipamentos de denominação (D-Gun) com a versatilidade das pistolas de aspersão a chama (FS), vale salientar que nos últimos anos este processo foi patenteado com outras denominações por diversos fabricantes, como mostrado na Tabela 3.

Tabela 3 – Denominação e fabricante dos diversos sistemas de aspersão térmica HVOF

Nome	Fabricante
Jet Kote	Delloro Stellite
JP 5000	Hobart TAFA
Top Gun	UTP – Krozingen – Germany
CDS	Sulzer Plasma Technik
HV - 2000	Miller Thermal
OSU super jet sistem	OSU Maschinenbau
Diamont Jet - DJ	Metco

Fonte: (Adaptado de Knotek, 2001)

As diferenças básicas entre estes sistemas estão basicamente, na utilização ou não de refrigeração da pistola, inserções axial ou radial do pó, fluxo e composição dos gases, pressão da câmara de combustão e do comprimento do bocal. Segundo IRVING (1993), os projetos de pistolas de aspersão podem ser classificados da seguinte forma:

- i) projeto no qual a mistura de gases é inflamada separadamente e o material particulado é introduzido radialmente após a câmara através do gás de arraste. Exemplo: Jet Kote.
- ii) sistema no qual tanto os gases de combustão como o material particulado, são introduzidos simultaneamente na câmara de combustão. Exemplos: Top Gun, CDS, OSU *super jet sistem*.
- iii) sistema onde o gás de arraste insere o pó axialmente em uma região onde a zona de combustão está confinada, ou seja na saída do bocal. Exemplo: *Diamont Jet – DJ*.

- iv) projetos que usam líquidos como combustível e operam com altas pressões na câmara de combustão. Exemplo: JP 5000.

De forma geral, em todas estas pistolas a aspersão ocorre essencialmente através da combustão de um gás (propileno/propano/hidrogênio/acetileno) ou líquido (querosene) em uma câmara pressurizada. Os pós são introduzidos por um alimentador pressurizado, onde são fundidos e impulsionados com alta velocidade ao substrato, pelo jato de transferência (fluxo de nitrogênio + propagação na chama), são da ordem de 650 a 1200 m/s, que são responsáveis pelo menor tempo de permanência no trajeto bocal/substrato e aumento na energia das partículas.

Pistolas mais modernas permitem gerar velocidades dos gases que transferem as partículas entre 3200 e 5000 m/s. A pressão da câmara de combustão é monitorada para assegurar a pressão constante e a combustão apropriada (MENEZES, 2007, CORTES, 1998).

Desta forma pode-se obter revestimentos mais densos, com menores teores de óxidos, 0,1 a 5 %, e porosidade menor que 2%, além do favorecimento do mecanismo de aderência metalúrgico. Proporcionando assim valores de aderência da ordem de 70 MPa.

Uma característica fundamental do processo HVOF, é a relativa baixa temperatura da chama (máxima de 3000 K, empregando combustível líquido), diferentemente de processos como o Plasma, onde a chama pode atingir 15000 K, de forma a minimizar a mudança das propriedades mecânicas ao longo da ZTA. A temperatura alcançada pela chama é determinada pela razão de vazão de oxigênio/gás combustível. Por exemplo, a mistura oxigênio-acetileno (1,5:1 em volume) alcança 3400 K e oxigênio-propileno (4:1 em volume) alcança 2200 K (MENEZES, 2007).

3 METODOLOGIA

Esta pesquisa é de natureza aplicada, o problema é quantitativo-qualitativo, em caráter é exploratório, quanto aos procedimentos técnicos pode ser classificada como uma pesquisa experimental, sendo o método científico o indutivo.

O material de revestimento é composto por diferentes composições Fe-Mn-Cr-Si contendo ou não Níquel ou Boro, depositadas em forma de pó através da aspersione térmica HVOF.

A prática foi executada depositando os revestimentos em corpos de prova, variando os parâmetros de deposição, para que assim consiga-se avaliar de que maneira os parâmetros de deposição interferem na resistência à cavitação e propriedades mecânicas do revestimento.

As etapas do ensaio estão descritas na Figura 18:

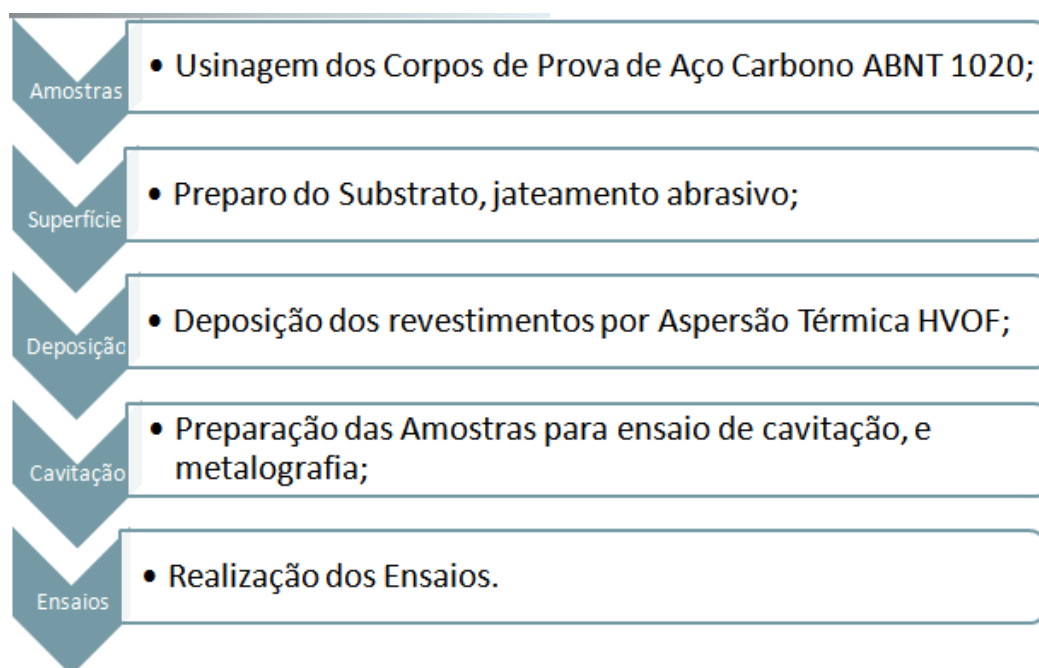


Figura 18 -

Etapas do ensaio

Fonte: Autoria própria

3.1 LIGAS Fe-Mn-Cr-Si-Ni ou Fe-Mn-Cr-Si XB

As Ligas foram desenvolvidas em um projeto financiado pela COPEL com a finalidade de melhorar as propriedades das Ligas Fe-Mn-Cr-Si, frente ao fenômeno da cavitação, a fim de diminuir os óxidos formados, modificando o comportamento à

oxidação das partículas durante a deposição. como as ligas encontram-se em fase de patenteamento as composições exatas não serão informadas.

Desta forma com a adição de N e Cr, elevou-se a dureza da austenita γ , melhorando a resistência à cavitação destas ligas, a adição de Níquel contribuiu a melhorar a resistência à oxidação a elevada temperatura durante a projeção da partícula, assim como na estabilidade da austenita, adicionou-se boro na liga com a intenção de elevar a dureza da austenita γ , melhorando a resistência à cavitação, assim como promover um refino da estrutura das ligas.

A composição exata das ligas não pode ser indicada neste trabalho em função do processo de patenteamento.

3.2. DEPOSIÇÃO DAS LIGAS Fe-Mn-Cr-Si-Ni, Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB e Fe-Mn-Cr-Si 2XB

3.2.1. Preparo da Superfície

A usinagem dos blocos foi realizada com o auxílio de uma furadeira fresadora com um cabeçote fresador de diâmetro de 50 mm. Posteriormente foram seccionados os corpos de prova em uma poliacorte refrigerada (para minimizar os efeitos da deformação), marca Maxicut modelo B5100 com discos abrasivos marca Fortel modelo FIII.

Após a confecção dos corpos de prova, os mesmos foram levados aos laboratórios para a aplicação do revestimento. Para a preparação dos substratos que receberão o revestimento, os corpos de prova são submetidos a um jateamento abrasivo que garante a maior adesão do material depositado, obtendo-se assim a superfície do substrato com rugosidade de 6,0 a 10,0 $\mu\text{m Ra}$. O jateamento foi realizado de acordo com a Norma Petrobras 2568. A Tabela 4 apresenta as condições de operação de jateamento.

Tabela 4 – Condições de jateamento dos corpos de prova

Parâmetro	Valores empregados
Abrasivo	Óxido de alumínio branco #36mesh ABNT
Tipo de jato empregado	Jato de pressão
Pressão de jateamento	80-90psi
Distância de jateamento	120-150mm
Rugosidade mínima obtida	4,0 μm Ra

Fonte: Autoria Própria

3.2.2. Aspersão térmica

A aspersão térmica foi realizada pelo processo de chama hipersônica HVOF em equipamento Suzler Metco DJ2700, utilizando propano e oxigênio, variou-se os parâmetros de deposição como vazão do combustível, pressão e vazão do O₂, taxa de alimentação, distância chama/substrato, pressão e vazão do gás de arraste, sendo os três inicialmente citados os mais significativos no processo de deposição por aspersão térmica HVOF.

3.2.2.1. Planejamento experimental

Para a determinação dos parâmetros a serem utilizados na deposição utilizou-se o Método de Taguchi, sendo esta uma ferramenta extremamente eficiente e precisa na avaliação da influência dos parâmetros envolvidos no processo aos resultados obtidos.

Realizou-se um estudo onde foi possível verificar a influência de alguns parâmetros sobre as características morfológicas, como, porosidade e oxidação dos revestimentos, ou ainda, aderência, microdureza e resposta ao desgaste por cavitação.

Para tanto, justifica-se o uso de ferramentas estatísticas que auxiliem na tomada de decisão, uma dessas ferramentas é o método de Taguchi.

O planejamento experimental de Taguchi é um método de desenho de experimentos que permite avaliar como diferentes parâmetros afetam a média e a variância de uma característica de desempenho do processo. O delineamento de experimentos proposto por Taguchi envolve o uso de matrizes ortogonais, para organizar os parâmetros que afetam o processo, e os níveis, que devem ser

variados, permitindo a coleta de dados necessários, para determinar quais os fatores que mais afetam a qualidade dos produtos, com uma quantidade mínima de experimentos, poupando assim, tempo e recursos.

A análise da variância sobre os dados coletados, a partir do desenho de experimentos, pode ser usada para selecionar novos valores de parâmetros, para otimizar a característica de desempenho.

De uma forma geral, a análise dos resultados pode ser feita de duas maneiras diferentes. Uma delas é mediante uma série de gráficos e a outra, mediante a análise da variância.

As respostas dadas pelo planejamento de Taguchi permitem verificar, em forma de gráficos, a influência que todos os fatores estudados exercem sobre as médias, a intensidade dessa influência e qual nível influencia positivamente sua resposta. Já a análise da variância, resultante da comparação das médias das respostas do arranjo ortogonal, calculado sobre a soma das respostas para cada nível em cada fator, revela se existe significância nos fatores, permitindo assim haver uma validação estatística da interpretação dos gráficos de influência.

A Figura 19 exemplifica os gráficos de Taguchi, mostrando a influência de cada fator sobre a média.

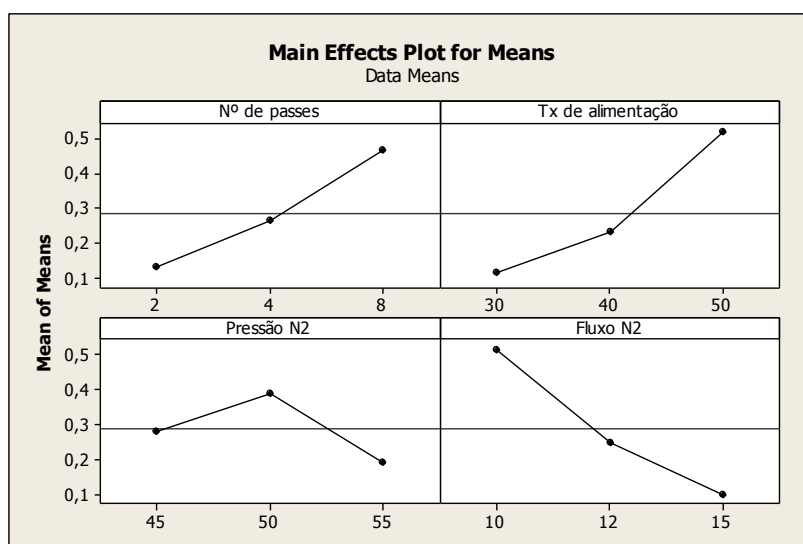


Figura 19 - Exemplo de resultado gráfico por Taguchi
Fonte: (Adaptada de Moita, 2007)

No caso da Figura 19 foi estudado a influência dos parâmetros do processo chama pó sobre a espessura dos revestimentos. É possível fazer a seguinte análise: quanto maior o ângulo da reta sobre a média, maior é sua influência (este mesmo efeito é visto pelas tabelas de ranqueamento das médias e da relação sinal/ruído). Ou seja, neste caso o fator mais influente é o Fluxo de N₂, seguido da Taxa de Alimentação e o Número de Passes. Desta forma, fez-se o uso desta ferramenta estatística em um arranjo conhecido como Taguchi L9, onde se analisa quatro fatores com três níveis independentes, levando em consideração a liga como um fator, obteve-se um arranjo com nove diferentes amostras, como mostrado na tabela a seguir:

Tabela 5 Parâmetros de deposição

Amostra	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)	Espessura da Camada (µm)
1	Fe-Mn-Cr-Si-Ni	200	25	110	270
2	Fe-Mn-Cr-Si-Ni	275	35	130	290
3	Fe-Mn-Cr-Si-Ni	350	45	150	330
4	Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	200	35	150	320
5	Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	275	45	110	320
6	Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	350	25	130	280
7	Fe-Mn-Cr-Si 2XB	200	45	130	290
8	Fe-Mn-Cr-Si 2XB	275	25	150	270
9	Fe-Mn-Cr-Si 2XB	350	35	110	310

*espessura da camada em caráter informativo

Fonte: Autoria Própria

Para esta condição, a análise de variância permitiu identificar a significância de cada fator sobre a sua variável resposta, facilitando assim a identificação de qual fator exerce de fato alguma influencia significativa sobre o que se está estudando.

O arranjo ortogonal de Taguchi também permite fazer um ordenamento destes fatores a fim de que seja possível identificar qual é o mais influente entre os que se mostraram significativos, isto é possível através das diferenças entre as médias das respostas de cada nível para cada fator, ou seja, a diferença entre os efeitos de cada nível. Junto ao ordenamento, as análises gráficas destes efeitos permitem que seja facilmente identificado qual é o melhor nível de cada fator.

Então, após o resultado da análise de variância apresentar quais fatores são significativos, o ranqueamento classifica qual é o fator de maior influência para a resposta e a análise gráfica permitiu identificar qual é o melhor nível de cada fator. É necessário identificar a diferença significativa entre estes níveis, ou seja, se existe diferença estatística entre os níveis. Para tanto é necessário um teste de comparação entre níveis, sendo este chamado de teste de diferença honestamente significativa (*Honestly Significant Difference* - HSD) de Tukey ou simplesmente teste Tukey.

Todas as análises citadas foram realizadas com o auxílio de um software de análise estatística, o Minitab® 16.1.0, permitindo-se assim realizar diretamente o planejamento de Taguchi, bem como facilitar a construção dos gráficos.

3.2.2.2. Deposição dos Revestimentos

A deposição dos revestimentos foi realizada em conjunto com o Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento – LACTEC na empresa Revesteel Metalização LTDA localizada na cidade de Pinhais – PR, de modo a facilitar a deposição por meio de um aparato experimental apropriado ao método.

Desenvolveu-se ainda uma metodologia para deposição sendo este aliado à rotação da amostra no momento da deposição em um equipamento de modo a substituir o deslocamento puramente translacional pelo deslocamento que une a rotação das amostras, à translação do bocal como mostrado na figura a seguir.

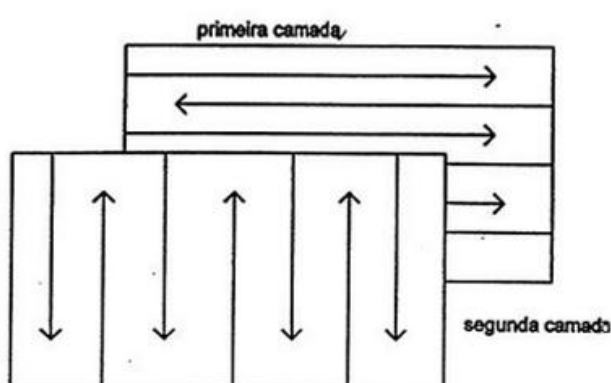
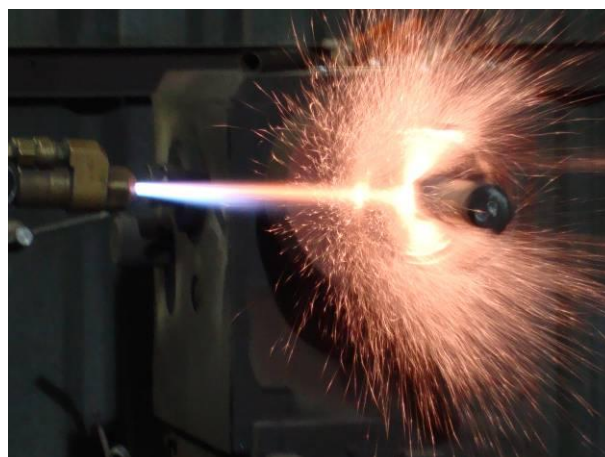


Figura 20 – Modo de deposição das ligas por aspersão térmica: usualmente (a); utilizado (b)
Fonte: Autoria Própria

Este método influenciou principalmente em algumas questões fundamentais na deposição por aspersão térmica positivamente, como por exemplo, devido a união destes deslocamentos, de rotação (amostras) e translação (bocal), obtendo-se assim um revestimento mais homogêneo e sem sobreposição de camadas, o que é freqüente na aspersão térmica depositada tradicionalmente.

No dispositivo para fixação das amostras foram colocadas três amostras de chapas e três amostras cilíndricas que serão utilizadas em testes posteriores como no ensaio de aderência, para cada parâmetro de deposição.

Obtivemos desta forma 27 amostras em chapas, e 27 amostras cilíndricas, nos possibilitando assim a realizar os ensaios replicados para assim obter resultados mais precisos.



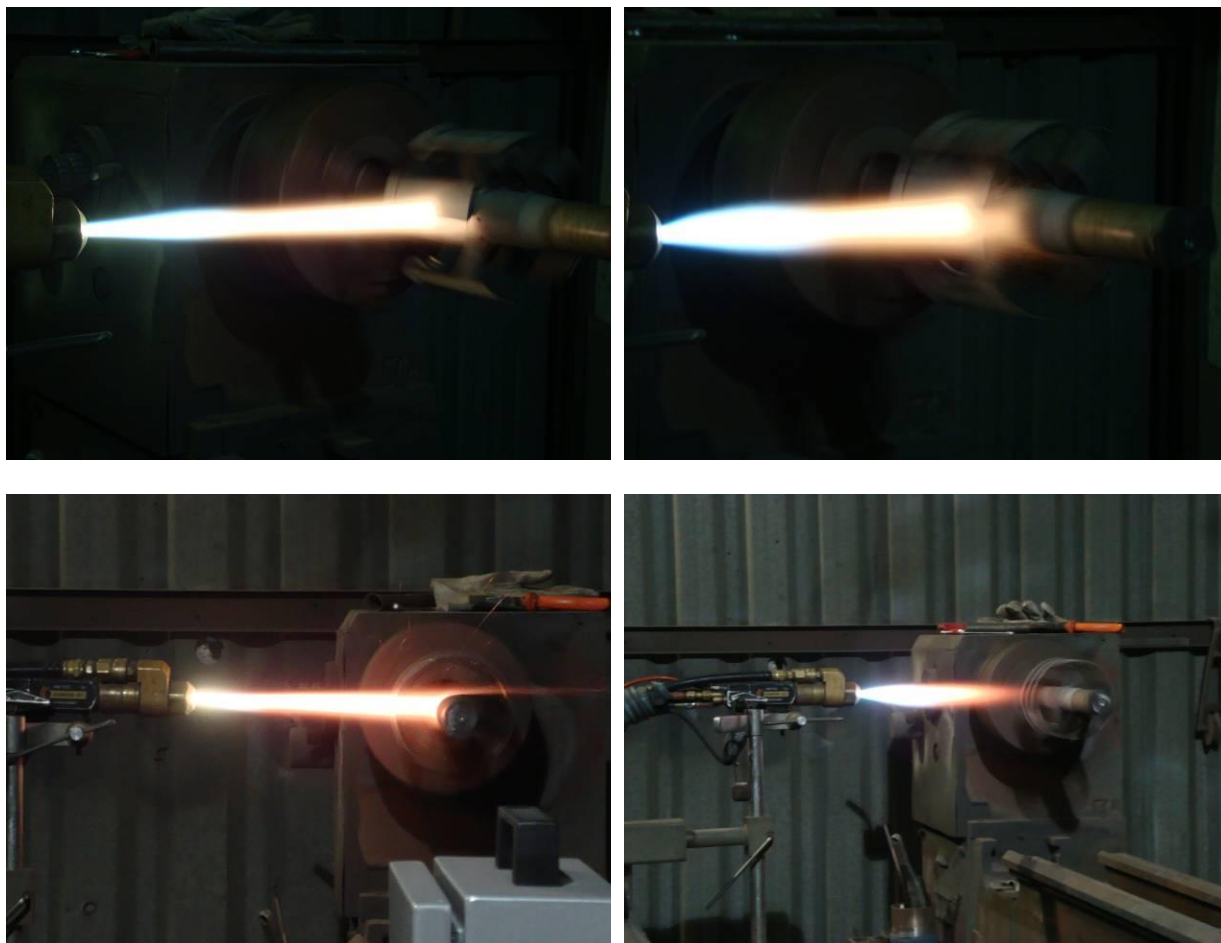


Figura 21: Deposição da amostra 1 (a) e (b); Deposição da amostra 4 (c) e (d); Deposição da amostra 5 (e) e (f); Deposição da amostra 9 (g) e (h)
Fonte: Autoria Própria

3.3. ENSAIO DE CAVITAÇÃO

O ensaio se fez através do método vibratório segundo a norma ASTM G32/03 modificado para o modo indireto que consiste na colocação do corpo de prova a 500 μm de distância da ponta do sonotrôdo que fornece uma oscilação de 50 μm de amplitude e a uma frequência de ± 20 kHz, no equipamento da marca Qsonica modelo Q700 em banho de água deionizada, com temperatura controlada em $19^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$, e as amostras imersas à uma profundidade de aproximadamente 12,5 mm.

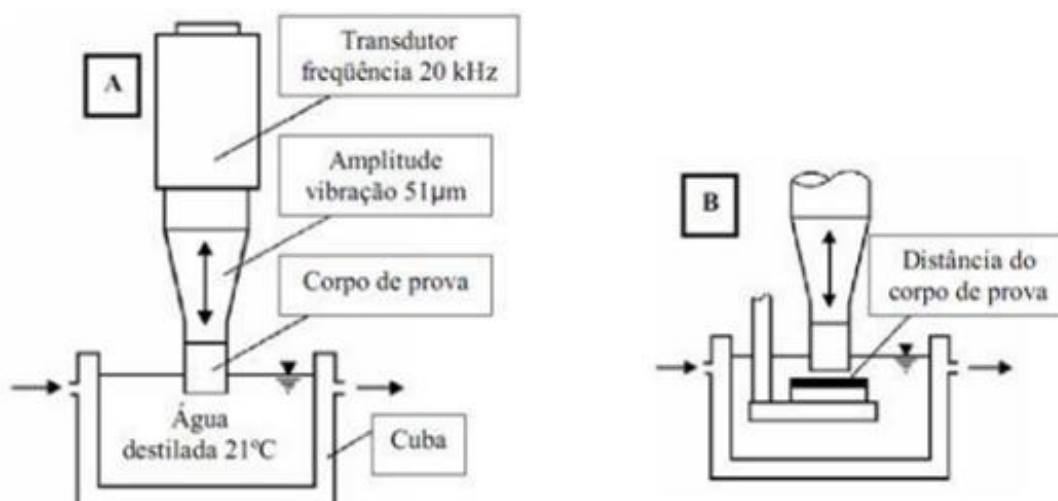


Figura 22: Teste de cavitação ultra-sônico ASTM G32, a) método direto e b) método modificado (indireto) utilizado neste experimento
Fonte: Ribeiro, 2007

Nesta etapa realizou-se pesagens periódicas das amostras através de uma balança analítica da marca Shimadzu modelo AW220, e anteriormente a cada pesagem usou-se da limpeza por ultra som em banho de álcool no equipamento da marca Thornton, modelo T7, por aproximadamente 5 minutos.

Desta forma os ensaios foram realizados até aproximadamente 8 horas para cada amostra, com pesagens periódicas a cada hora da realização do ensaio, porém devido a características específicas de cada amostra devido aos diferentes parâmetros de deposição, algumas amostras nos possibilitaram somente algumas horas de ensaio como em alguns casos onde foi possível o ensaio somente nas 3 primeiras horas, pois neste período já foi possível a observação de falhas como deslocamento do material de revestimento, assim como da própria erosão por cavitação já no regime permanente, com deformações e descontinuidades na amostra já em estado crítico.

3.4. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ENSAIO METALOGRÁFICO

Com as amostras cavitadas, utilizou-se do corte das mesmas em diferentes direções de corte a fim de identificar e comparar a microestrutura após a realização do ensaio. Na sequência foi repetido o processo de lixamento e o posterior polimento.

O ensaio metalográfico teve início com o corte dos corpos de prova utilizando-se uma máquina de corte (maxi cut). Nesse processo buscou-se diferentes cortes no corpo de prova, sendo estes, corte longitudinal e corte perpendicular. Depois de realizar o corte o material foi limado para a retirada das rebarbas.

Algumas amostras, após o corte foram embutidas, sendo estas que não dependerão de dimensões para análises posteriores, podendo assim passar por este processo com o propósito de facilitar o lixamento e polimento, e desta forma obter uma superfície com mínima rugosidade com maior facilidade. Nesse processo o material proveniente do corte foi colocado na máquina Maxi Press, e em seguida acrescentado baquelite amarela (mais dura), aproximadamente 10 g na superfície a ser lixada e preta aproximadamente 15 g. Feito isso com a máquina fechada, e tempo programado de 10 minutos e mantendo a pressão entre 100 a 150 Kgf/cm², após o término dos 10 minutos o material esteve embutido e pronto para ser lixado e polido.

O lixamento das amostras se fez possível, em uma lixadeira semi-automática Buehler Vector. As lixas variam de 220 até 1200 mesh, como realizado anteriormente à realização do ensaio, porém para as amostras embutidas a carga programada foi de uma força de 15 N na politriz semi-automática, mantendo sempre a rotação dos baquelites contrária a rotação da lixa. Após lixado o material, iniciou-se o polimento dos mesmos, no polimento utilizou-se a mesma máquina Buehler modificando simplesmente sua função. Tivemos que desligar a aplicação de água e aplicar suspensão de diamante como realizado anteriormente com rotações de 450 e 150 rpm, para lixamento e polimento respectivamente. Após o polimento foi feito o ataque químico, com o reagente Vilella's, com a superfície imersa no reagente por aproximadamente 10 segundos, com o intuito de revelar a martensita, com posterior lavagem com água, álcool e secagem.

3.5. MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

O ensaio metalográfico através de microscopia ótica, se sucedeu através do microscópio ótico da marca Olympus modelo BX 60, juntamente com o software Analysis 5.0 podendo observar assim a presença de martensita assim como as

direções cristalográficas da mesma, através de diferentes aumentos sendo estes, 50x, 100x, 200x, 500x, 1000x e 2000x, com a utilização de dicra e polarizador.

Quantificou-se ainda as frações de óxidos e poros dos revestimentos através da conversão das imagens obtidas por microscopia ótica de tons de cinza 16 bits para 8 bits de modo a contrastar as diferentes tonalidades constituintes de óxidos, poros e do metal base, e em seguida converteu-se as imagens para três cores distintas para melhor identificar estas divergências, e por meio do software Analisys 5.0 calculou-se as porcentagens em área para cada estrutura.

3.6. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Na avaliação das microestruturas das amostras aspergidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), foi utilizado o equipamento da marca TESCAM Vega 3, de propriedade do LACTEC em Curitiba, a fim de analisar variações na composição química, as transformações de fase e os mecanismos de perda de massa decorrentes do ensaio de cavitação acelerada.

3.7. MICRODUREZA

A realização do ensaio de microdureza ocorreu através do equipamento da marca Shimadzu modelo MHV-1000 na escala Vickers, sendo realizada na região na ausência de cavitação e na presença da mesma após o ensaio de cavitação acelerada. Programou-se o equipamento para a utilização de cargas de 100 gf quando necessária análise superficial da microdureza e 300 gf quando o foco da análise foi a profundidade da amostra.

3.8. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA O ENSAIO DE CAVITAÇÃO

As amostras já aspergidas foram usinadas com o auxílio de uma furadeira fresadora. Posteriormente seccionou-se os corpos de prova em uma policorte refrigerada com discos abrasivos, obtendo assim dimensões de aproximadamente 30 x 20 x 10mm e com massa de aproximadamente 50 g.

Na sequência foi realizada a preparação na lixadeira e polidora semi-automática da marca Buehler com lixas de carbeto de silício (SiC) com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh respectivamente, e posteriormente, o polimento com suspensão de diamante de 3, 025 e 0,1 μm respectivamente, e por fim com sílica coloidal 0,04 μm , com rotação de 400 rpm para o lixamento e 150 rpm para o polimento.

4. RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

Os resultados são apresentados em função da influência da liga e dos parâmetros nas propriedades a serem avaliadas, sendo estas: morfologia, porosidade, teor de óxidos, aderência, microdureza e resistência à cavitação.

4.1. MORFOLOGIA GERAL DOS REVESTIMENTOS

O estudo da morfologia dos revestimentos nos possibilitou a avaliar detalhadamente a formação da estrutura lamelar, teor de óxidos, presença de defeitos, assim como a porcentagem em área de poros. A morfologia dos revestimentos foi estudada em imagens geradas por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). A distribuição dos óxidos foi identificada pelo mapeamento por EDS. A apresentação dos resultados é feita para cada revestimento em função do experimento, segundo o planejamento executado.

4.1.1. Influência da composição química na morfologia geral dos revestimentos

A morfologia dos corpos de prova 1, 4 e 7, onde são comparadas as ligas Fe-Mn-Cr-Si-Ni (CP 1), Fe-Mn-Cr-Si-NiXB (CP 4) e a liga Fe-Mn-Cr-SiXB (CP 7), com diferentes parâmetros de deposição.

Observa-se que os revestimentos apresentam uma estrutura lamelar, com muitas partículas semi-fundidas e algumas partículas não fundidas, característicos do processo por HVOF, entretanto demonstra que as deposições foram realizadas com menor aporte térmico e menor velocidade que deveriam. Pode-se verificar que independente da liga utilizada os revestimentos apresentaram uma elevada quantidade de partículas não fundidas. Provavelmente esta característica deve-se a limitações dos parâmetros de processo, indicando baixa temperatura e baixa velocidade de partícula.

A adição de Boro no revestimento provoca a formação de grãos refinados e diminui o espaçamento interdendrítico, entretanto isso vale apenas para depósitos soldados, nas ligas aspergidas verificou-se que a adição de boro promoveu um melhor molhamento das lamelas. (PUKASIEWICZ, 2012).

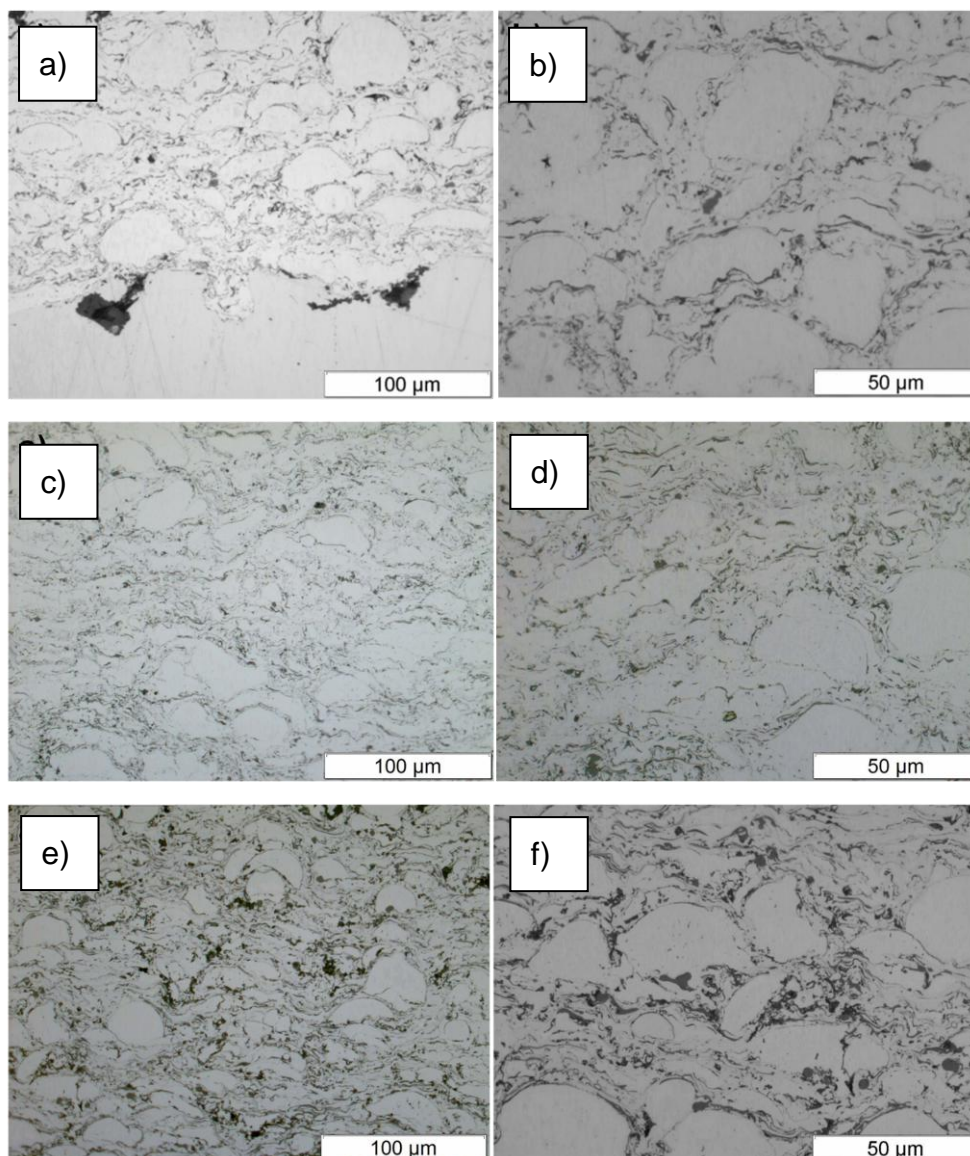


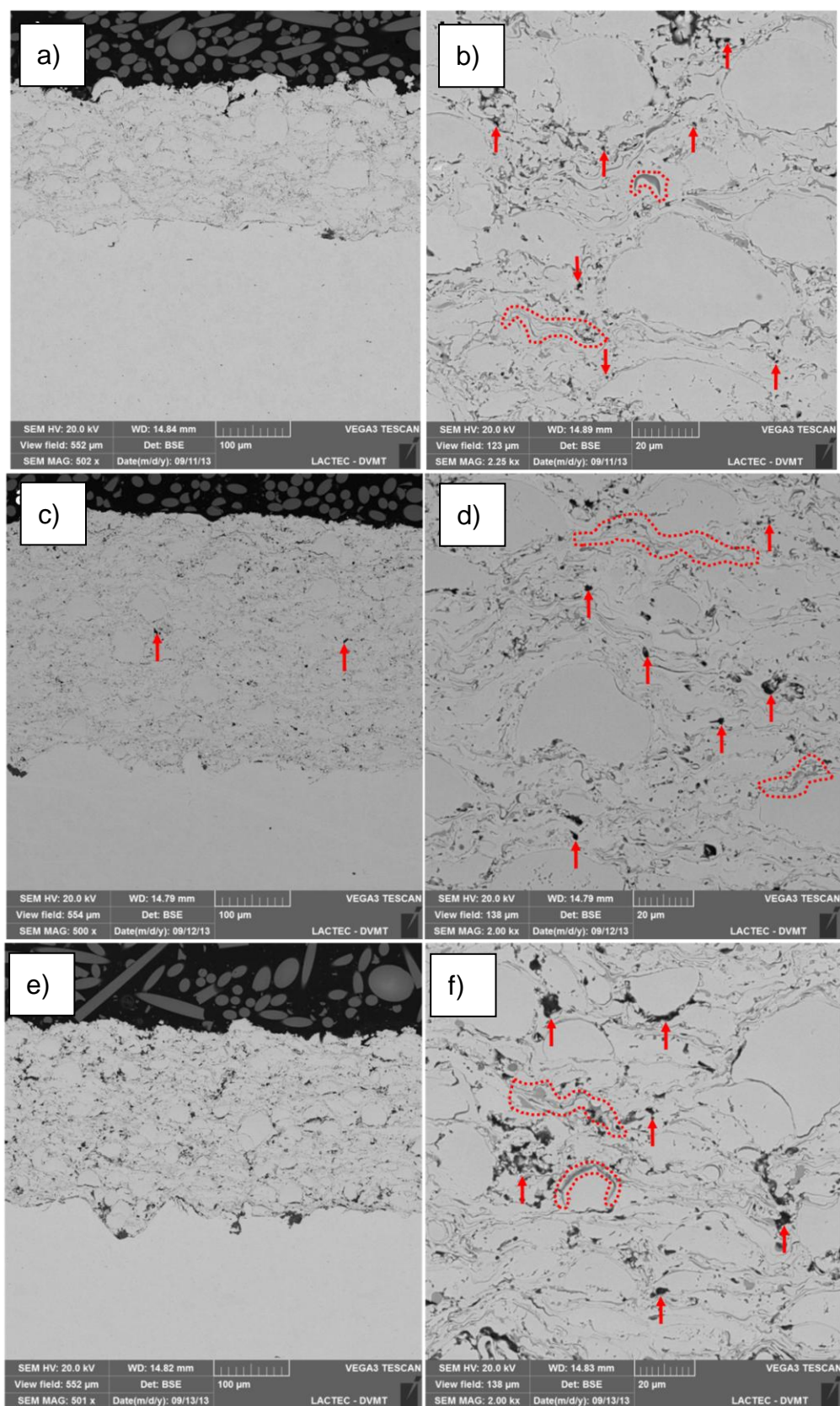
Figura 23 - Revestimentos obtidos nos experimentos 1 (a) e (b), 4 (c) e (d), e 7 (e) e (f) observados por microscopia ótica
Fonte: Autoria própria

A partir da microestrutura visualizada na Figura 23 é possível identificar que a adição de boro a liga Fe-Mn-Cr-Si levou a formação de uma microestrutura mais deformada que o revestimento sem boro. É possível também observar que a liga Fe-Mn-Cr-Si XB com (maior ou menor teor de boro) apresenta uma maior quantidade de óxidos.

Nas imagens obtidas por MEV dos experimentos 1, 4 e 7, Figura 24, é possível identificar a formação de pequenos poros nas interfaces interlamelares, indicados pelas setas, e a morfologia característica dos óxidos são indicadas pelas linhas pontilhadas. Conforme visualizado na Figura 23, ocorre uma grande

quantidade de partículas não fundidas, indicando que durante a deposição não foi obtido uma temperatura adequada que gerasse melhor molhabilidade das partículas.

Observa-se adicionalmente que a adição de Boro à liga em estudo promoveu uma pequena melhora na molhabilidade com melhor achatamento das partículas depositadas, entretanto este aspecto deve ser melhor avaliado com o prosseguimento dos trabalhos. Neste aspecto também se deve ainda salientar que a liga com maior teor de boro quando comparada à liga sem adição do mesmo, gerou uma redução no achatamento das partículas e um aumento no teor de óxidos, evidenciando a ação do Níquel na redução do teor de óxidos e na melhora geral da microestrutura, como observado a seguir:



**Figura 24 – Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 25 g/min, e pressão de arraste de 110 psi,. Em a) visão geral do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 4 (c) e (d) e Experimento 7(e) e (f)
Fonte: Autoria própria**

4.1.2. Influência dos parâmetros na morfologia geral dos revestimentos

Com a alteração da distância de deposição, taxa de alimentação do pó e pressão do gás de arraste, verificou-se que estes parâmetros tiveram uma influência significativa na morfologia dos revestimentos. Deve-se salientar que, como todos os parâmetros variaram ao mesmo tempo, esta análise é preliminar e será aprofundada com a análise estatística realizada pela metodologia Taguchi.

Em relação à distância de deposição observou-se que um aumento na distância promoveu um aumento geral de porosidade e da fração de óxidos, assim como a redução na taxa de alimentação de pó. Em relação à pressão do gás de arraste verificou-se que pressões inferiores a 150psi não promoveram a formação de um revestimento mais denso.

A Figura 25 apresenta a morfologia da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni depositada com distância de 200 mm, taxa de alimentação de 25 g/min, e pressão de arraste de 110 psi, a Figura 26 ilustra o revestimento de liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB, com os mesmo parâmetros de distância e pressão de arraste e com taxa de alimentação de 35 g/min, e finalmente a Figura 27 apresenta a morfologia do revestimento de liga Fe-Mn-Cr-Si 2XB, empregando-se a distância tocha e substrato de 200 mm, taxa de alimentação de 45 g/min, e pressão de arraste de 130 psi.

Observa-se que os revestimentos apresentam estrutura lamelar, com a presença bem definida de óxidos interlamelares, com partículas fundidas e semi-fundidas e algumas partículas não fundidas. Pode-se verificar que em termos de melhora na molhabilidade e redução na formação de óxidos os parâmetros que se mostraram mais eficientes foram aqueles onde foi utilizado uma pressão de gás de arraste de 150 psi. Com relação à distância pode-se afirmar que há a diminuição da oxidação e porosidade quando se deposita por meio de menores distâncias, levando-se assim a um aspecto geral mais uniforme e homogêneo, e com relação à taxa de alimentação deve-se avaliar com maior cautela, pois as suas influências não foram tão evidentes em função do formato do experimento.

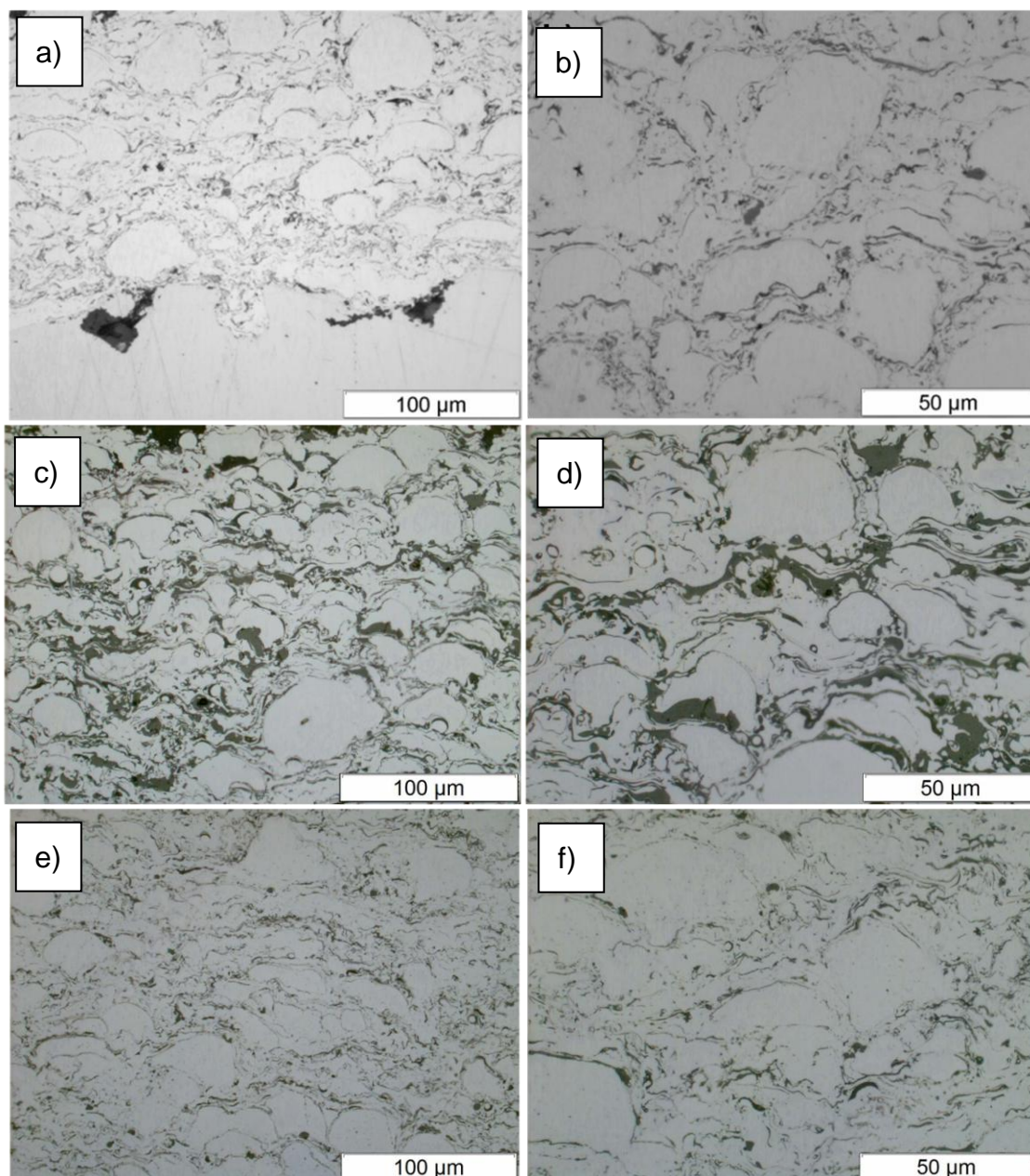


Figura 25 – Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 25 g/min, e pressão de arraste de 110 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 2 (c) e (d) e Experimento 3 (e) e (f)
Fonte: Autoria própria

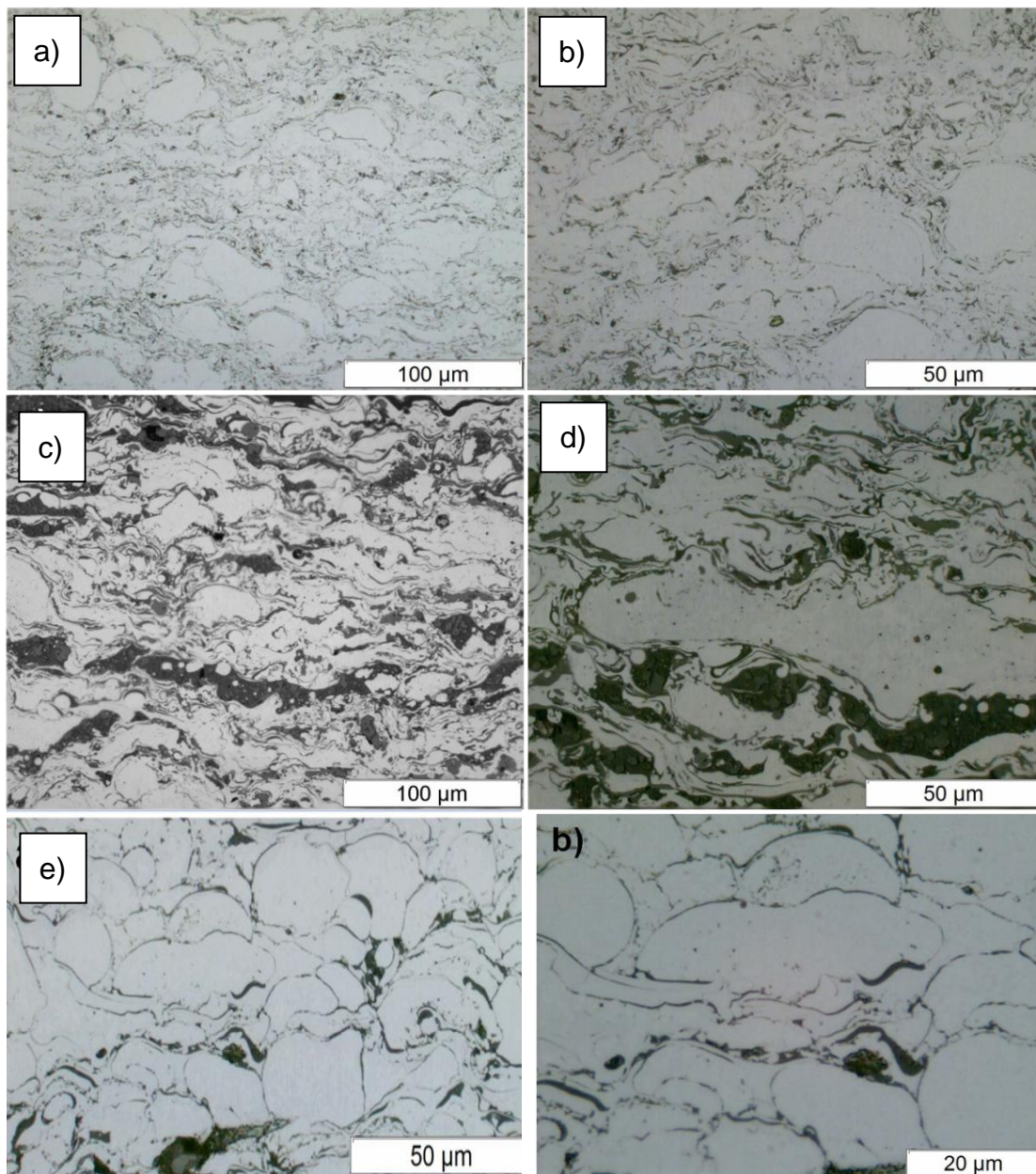


Figura 26 – Liga Fe-Mn-Cr-Si-NiXB com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 35 g/min, e pressão de arraste de 150 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 5 (c) e (d) e Experimento 6 (e) e (f)
Fonte: Autoria própria

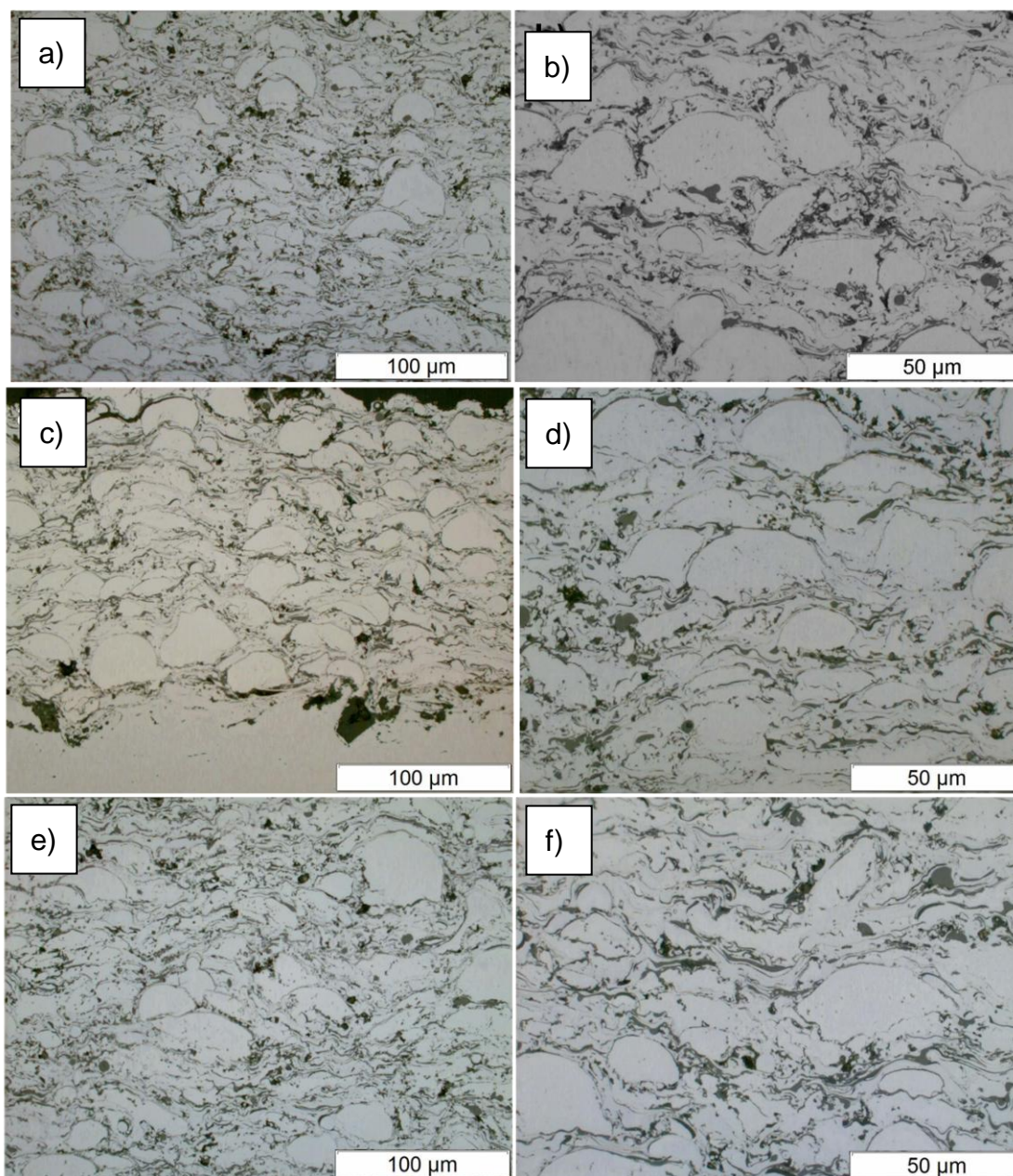


Figura 27 – Liga Fe-Mn-Cr-Si 2XB com distância da tocha de 200 mm, taxa de alimentação de 45 g/min, e pressão de arraste de 130 psi,. Em a) microestrutura do revestimento; em b) detalhe de a) com maior ampliação. Experimento 8 (c) e (d) e Experimento 9 (e) e (f)
Fonte: Autoria própria

4.2. ANÁLISE DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS PELO MÉTODO DE TAGUCHI

4.2.1. Porosidade

A Tabela 6 apresenta os resultados das medições da porosidade, sendo estes na forma de valores médios os respectivos desvios padrão. Para cada experimento foram feitos 4 medições em regiões distintas do revestimento.

Tabela 6 - Resultados do percentual em área de poros para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi

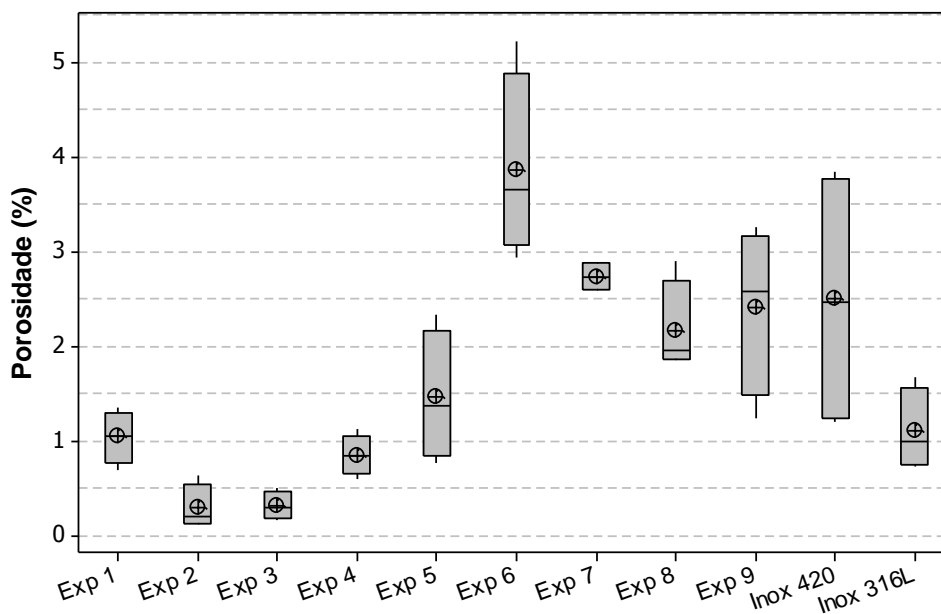
Experimento (amostra)	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)	Porosidade* (%)	
					Média	Desvio Padrão
1	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	1 200	1 25	1 110	1,04	0,27
2	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	2 275	2 35	2 130	0,29	0,23
3	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	3 350	3 45	3 150	0,32	0,15
4	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	1 200	2 35	3 150	0,85	0,22
5	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	2 275	3 45	1 110	1,47	0,69
6	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	3 350	1 25	2 130	3,87	0,97
7	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	1 200	3 45	2 130	2,74	0,20
8	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	2 275	1 25	3 150	2,27	0,55
9	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	3 350	2 35	1 110	2,42	0,89

*Medidas de porosidade sobre as imagens geradas por MEV, com ampliação de 2000X.

1,2 e 3 – indicam o nível do fator.

Fonte: Autoria própria

A Figura 28 apresenta o gráfico *boxplot* dos resultados de percentual de porosidade, onde é visto que para os casos de maior dispersão dos dados não existem pontos discrepantes.



Simbologia: 'o' = média; '—' = mediana.

Figura 28 - Gráfico *Boxplot* para os resultados de porosidade
Fonte: Autoria própria

A partir do gráfico acima observa-se que a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni apresentou menores teores percentagens de porosidade em geral, independente dos parâmetros utilizados, indicando que a adição de Ni é realmente eficaz para a redução de porosidade.

Além da diminuição da molhabilidade da lamela, a maior viscosidade do óxido característica das ligas com adição de Ni, gera uma redução na pressão de contato entre a lamela e o substrato, indicando assim a importância desta melhor molhabilidade das lamelas e do aumento da área de contato entre as lamelas gerando assim a redução na porosidade do revestimento (PUKASIEWICZ, 2012).

Desta forma a menor formação de óxidos produziu uma melhora significativa nas características do revestimento aspergido Fe-Mn-Cr-Si-Ni, como redução na porosidade e aumento da área de contato entre as lamelas e consequentemente da coesão entre estas.

A Tabela 7 apresenta a análise de variância da porosidade percentual sobre os fatores estudados, ou seja, permite identificar a significância, ou não, de cada fator em relação ao percentual de porosidade medido através da análise de imagens.

Para análise da variância foram definidas e testadas às seguintes hipóteses:

- H_{01} – Fator “Liga” não é significativo;
- H_{11} – Fator “Liga” é significativo;
- H_{02} – Fator “Distância” não é significativo;
- H_{12} – Fator “Distância” é significativo;
- H_{03} – Fator “Taxa de alimentação” não é significativo;
- H_{13} – Fator “Taxa de alimentação” é significativo;
- H_{04} – Fator “Pressão do gás de arraste” não é significativo;
- H_{14} – Fator “Pressão do gás de arraste” é significativo.

Tabela 7 - Análise de variância da porosidade para os fatores, com nível de significância de 90%

Fator	G.L.	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F	Valor-P*
Liga	2	23,9940	11,9970	40,08	0,000
Distância	2	5,1185	2,5593	8,55	0,001
Taxa de alimentação	2	8,8456	4,4228	14,78	0,000
Pressão gás de arraste	2	8,5410	4,2705	14,27	0,000
Erro Residual	27	8,0815	0,2993		
Total	35	54,5806			

*Sendo o nível de significância de 90%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H_0 .

Fonte: Autoria própria

Segundo análise de variância, para todos os fatores o valor-P é menor que 0,10, rejeitam-se as hipóteses H_{01} , H_{02} , H_{03} e H_{04} . Sendo assim todos os fatores estudados são significativos para o percentual de porosidade nos revestimento, ou seja, todos os fatores exercem influência sobre os percentuais de porosidade.

Para identificar qual fator exerce maior influência, é possível classificar (ranquear) cada fator em função da diferença (delta) entre os valores médios de cada nível, tornando assim conhecido qual fator é mais influente em função desta maior diferença. A Tabela 8 mostra o ranqueamento para as médias dos efeitos principais de porosidade percentual (ranque igual a 1 significa que este é o fator mais influente quanto ao decréscimo no percentual de porosidade).

Tabela 8 – Ranque de influenciados fatores para a porosidade média, condição ‘menor melhor’

Nível	Liga	Distância	Taxa de alimentação	Pressão gás de arraste
1	0,5500	1,5425	2,3592	1,6408
2	2,0592	1,3083	1,1842	2,3000
3	2,4408	2,1992	1,5067	1,1092
Delta	1,8908	0,8908	1,1750	1,1908
Ranque	1	4	3	2

Fonte: Autoria própria

Tem-se que o fator ‘Liga’ se mostrou mais influente, seguido de forma próxima pela ‘Pressão de gás de arraste’, ‘Taxa de alimentação’ e por ultimo a ‘Distância’.

A Figura 29 apresenta graficamente a influência de cada parâmetro, ou seja, o efeito de cada nível para cada fator sobre o percentual de porosidade nos revestimentos.

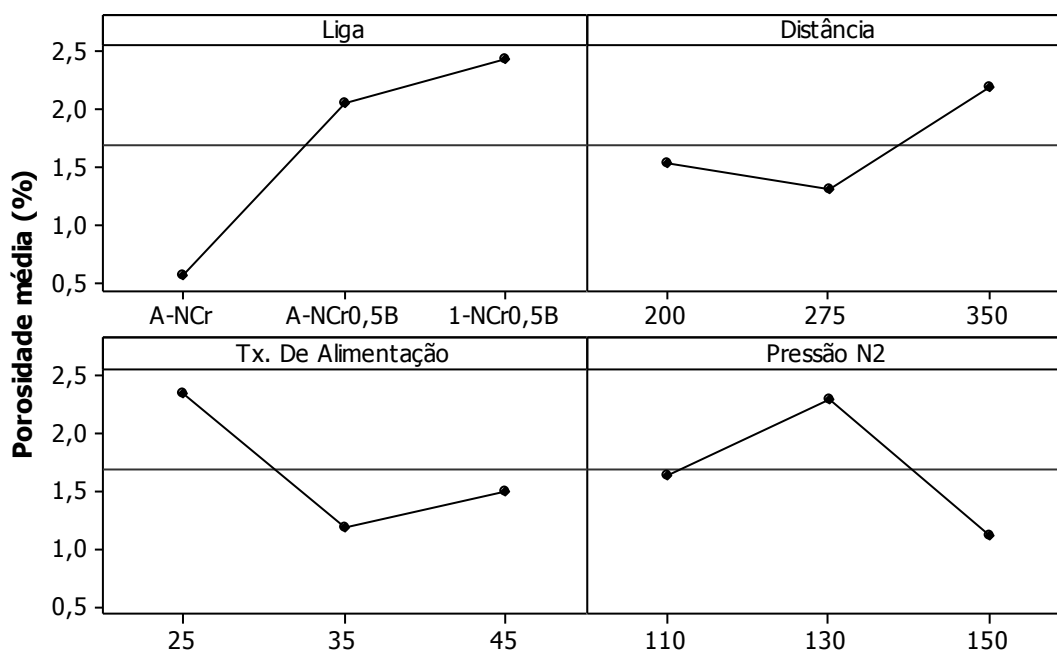


Figura 29 – Efeitos principais sobre as médias do percentual de porosidade
Fonte: Autoria própria

No caso do fator 'Liga' tem-se que o nível significativamente diferente é o 1 (Liga Fe-Mn-Cr-Si) e é o que apresenta menor percentual de porosidade por apresentar a menor média, sendo que os níveis 2 e 3 não apresentam diferença significativa.

Para o fator 'Distância' tem-se que os níveis 1 e 2 não apresentam diferença significativa, sendo estes as menores médias para o percentual de porosidade. Isto indica que estatisticamente não existe diferença significativa entre estes dois parâmetros, ou seja, para este intervalo de distância, entre 200 e 275 mm, as deposições não apresentaram diferenças significativas de porosidade.

O fator 'Taxa de alimentação' apresentou comportamento semelhante a 'Distância', sendo os níveis 2 e 3 apresentaram os menores valores médios de porosidade, com pequena diferença significativa entre si. Ou seja, menores níveis de porosidade são alcançados entre as taxas de alimentação de 35 a 45 g/min.

O fator 'Pressão de gás de arraste' apresentou um comportamento diferente, sendo que todos os níveis são significativamente diferentes, ficando evidente que o nível 3 é responsável pelo menor percentual de porosidade, ou seja, com pressão de 150 psi é obtido a menor porosidade.

4.2.2. Fração em área de óxidos

A Tabela 9

Tabela apresenta os resultados das medições do teor de óxidos, sendo estes na forma de valores médios e respectivo desvio padrão. Para cada experimento foram feitos 4 medições em regiões distintas do revestimento.

Tabela 9 - Resultados do teor de óxidos para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi

Experimento (amostra)	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)	Teor de Óxidos*	
					Média	Desvio Padrão
1	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	1 200	1 25	1 110	12,27	1,29
2	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	2 275	2 35	2 130	19,78	1,56
3	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	3 350	3 45	3 150	13,42	1,46
4	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	1 200	2 35	3 150	16,50	1,37

5	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	2 275	3 45	1 110	30,41	2,14
6	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	3 350	1 25	2 130	24,36	1,31
7	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	1 200	3 45	2 130	16,28	1,05
8	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	2 275	1 25	3 150	22,41	3,22
9	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	3 350	2 35	1 110	22,87	2,59

*Medidas de teor de óxidos sobre as imagens geradas por MEV, com ampliação de 500X.

1,2 e 3 – indicam o nível do fator.

Fonte: Autoria própria

A Figura 30 apresenta os resultados das medições do teor de óxidos, sendo estes na forma de valores médios e respectivo desvio padrão.

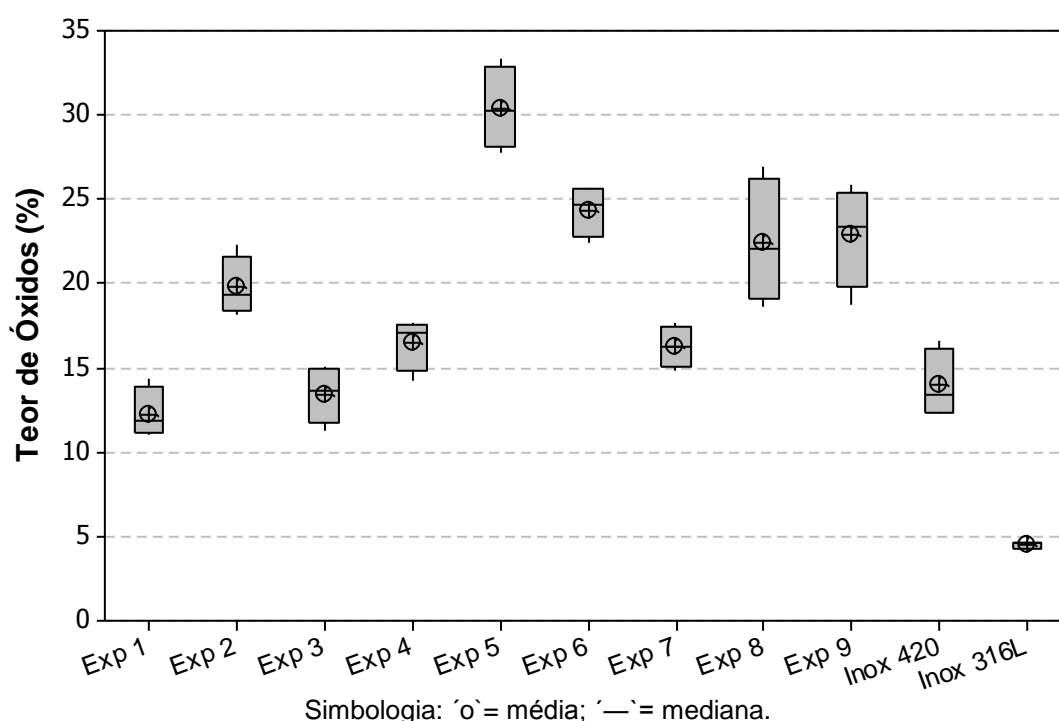


Figura 30 - Gráfico *Boxplot* para os resultados de teor de óxidos
Fonte: Autoria própria

A presença de Ni na estrutura metálica ocorre devido a baixa solubilidade nos óxidos formados durante a deposição, este elemento atua como uma barreira ao crescimento dos óxidos formados durante a projeção das partículas (PUKASIEWICZ, 2008).

A Tabela 10 apresenta a análise de variância do teor de óxidos sobre os fatores estudados, ou seja, permite identificar a significância, ou não, de cada fator em relação ao teor de óxidos medido através da análise de imagens.

Para análise da variância foram definidas e testadas às seguintes hipóteses:

- H_{01} – Fator “Liga” não é significativo;
- H_{11} – Fator “Liga” é significativo;
- H_{02} – Fator “Distância” não é significativo;
- H_{12} – Fator “Distância” é significativo;
- H_{03} – Fator “Taxa de alimentação” não é significativo;
- H_{13} – Fator “Taxa de alimentação” é significativo;
- H_{04} – Fator “Pressão do gás de arraste” não é significativo;
- H_{14} – Fator “Pressão do gás de arraste” é significativo.

Tabela 10 - Análise de variância do teor de óxidos para os fatores, com nível de significância de 90%

Fator	G.L.	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F	Valor-P*
Liga	2	452,87	226,44	46,92	0,000
Distância	2	508,72	254,36	52,71	0,000
Taxa de alimentação	2	0,93	0,46	0,10	0,909
Pressão gás de arraste	2	118,42	59,21	12,27	0,000
Erro Residual	27	130,30	4,83		
Total	35	1211,24			

*Sendo o nível de significância de 90%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H_0 .

Fonte: Autoria própria

Segundo análise de variância, para os fatores ‘Liga’, ‘Distância’ e ‘Pressão do gás de arraste’ o valor-P é menor que 0,10, então rejeitam-se as hipóteses H_{01} , H_{02} e H_{04} , sendo estes fatores significativos, ou seja, exercem influência sobre o teor de óxidos.

Para o fator ‘Taxa de alimentação’ o valor-P é maior que 0,10, então aceita-se a hipótese H_{03} , sendo assim considera-se que este fator não é significativo para o teor de óxidos nos revestimentos.

Para identificar qual fator exerce maior influência, é possível classificar (ranquear) cada fator em função da diferença (delta) entre os valores médios de cada nível, tornando assim conhecido qual fator é mais influente em função desta maior diferença. A Tabela 11 mostra o ranqueamento para as médias dos efeitos

principais de teor de óxidos (ranque igual a 1 significa que este é o fator mais influente para o menor teor de óxidos).

Tabela 11 – Ranque de influenciados fatores para a média de teor de óxidos, condição ‘menor melhor’

Nível	Liga	Distância	Taxa de alimentação	Pressão gás de arraste
1	15,15	15,02	19,68	21,85
2	23,75	24,20	19,72	20,14
3	20,52	20,22	20,03	17,44
Delta	8,60	9,18	0,36	4,41
Ranque	2	1	4	3

Fonte: Autoria própria

Observa-se que a ‘Distância’ foi o fator mais influente para a fração de óxidos, seguido pela ‘Liga’, ‘Pressão do gás de arraste’ e por ultimo a ‘Taxa de alimentação’.

A Figura 31 apresenta graficamente a influência de cada parâmetro, ou seja, o efeito de cada nível para cada fator sobre o teor de óxidos nos revestimentos.

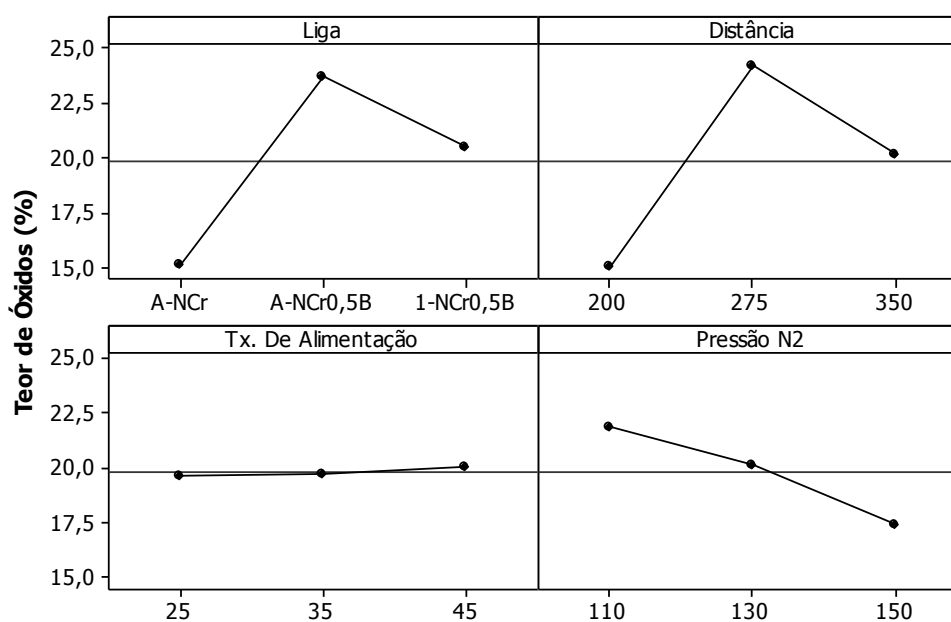


Figura 31 - Efeitos principais sobre as médias do teor de óxidos
Fonte: Autoria própria

No caso do fator 'Liga' tem-se que o nível 1 é significativamente diferente(Liga Fe-Mn-Cr-Si) e é o que resulta em menor teor de óxidos por apresentar a menor média.Os níveis 2 e 3 também apresentam diferença significativa, porem são para teores de óxidos elevados.

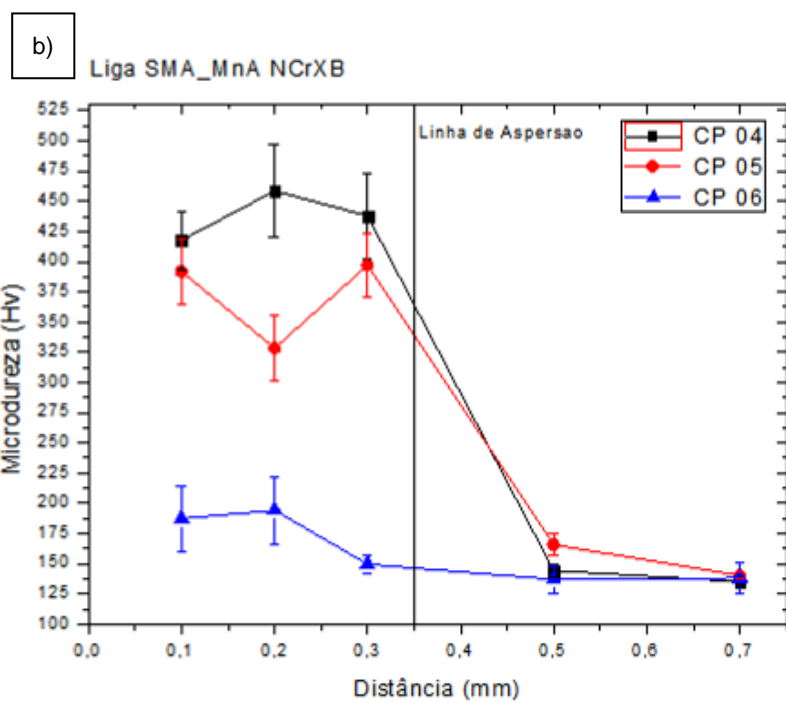
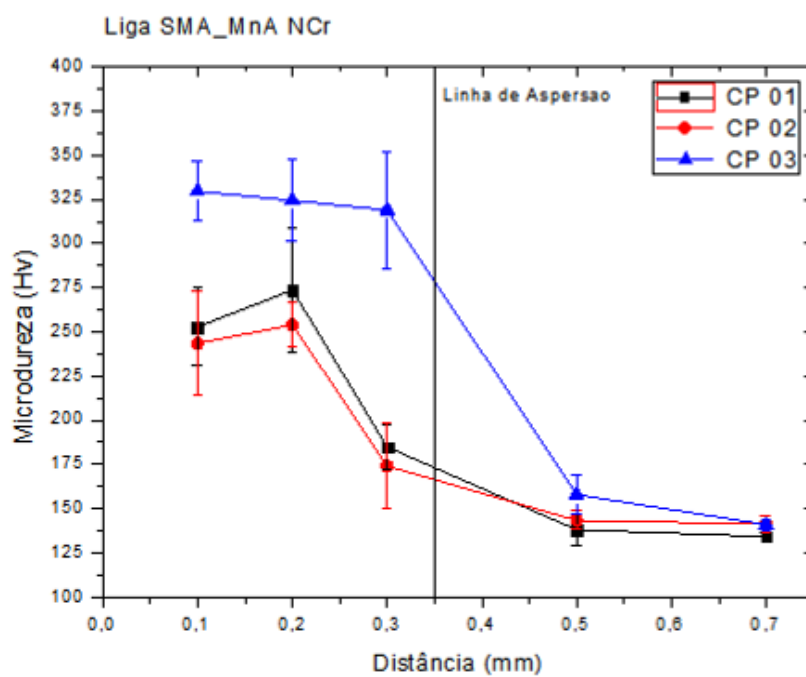
Para o fator 'Distância' tem-se que os níveis 1, 2 e 3 apresentam diferença significativa, sendo que o nível 1 é o que apresenta menor média para o teor de óxidos. Isto indica que estatisticamente coma distância de 200 mm as deposições apresentaram menores teores de óxidos. O fator 'Taxa de alimentação', alem de não ser um fator significativo, não apresentou diferença significativa entre seus níveis.

O fator 'Pressão de gás de arraste' apresentou um comportamento diferente, sendo que os níveis 1 e 2 não são significativamente diferentes, ficando evidente que o nível 3 é responsável pelo menor teor de óxidos, ou seja, com pressão de 150 psi.

4.2.3. Microdureza

Inicialmente realizou-se as medições de microdureza na escala Vickers nas amostras seccionadas longitudinalmente em relação à dimensão de maior comprimento da amostra em forma de chapa, foram realizadas assim 6 linhas com 5 medições em cada linha, espaçadas em 0,1 mm entre elas, calculou-se então os valores médios e os respectivos desvios para cada distância da superfície, como mostrado nos gráficos a seguir:

a)



c)

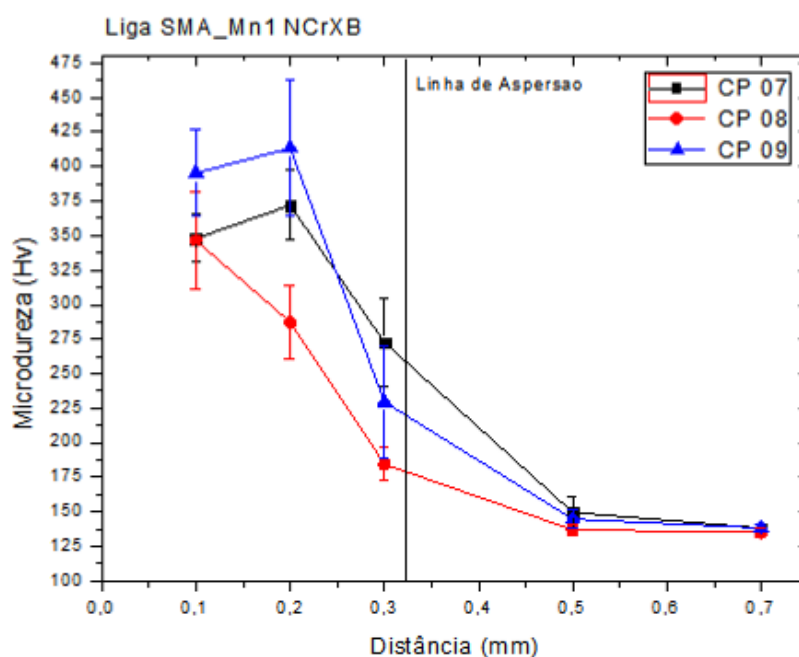
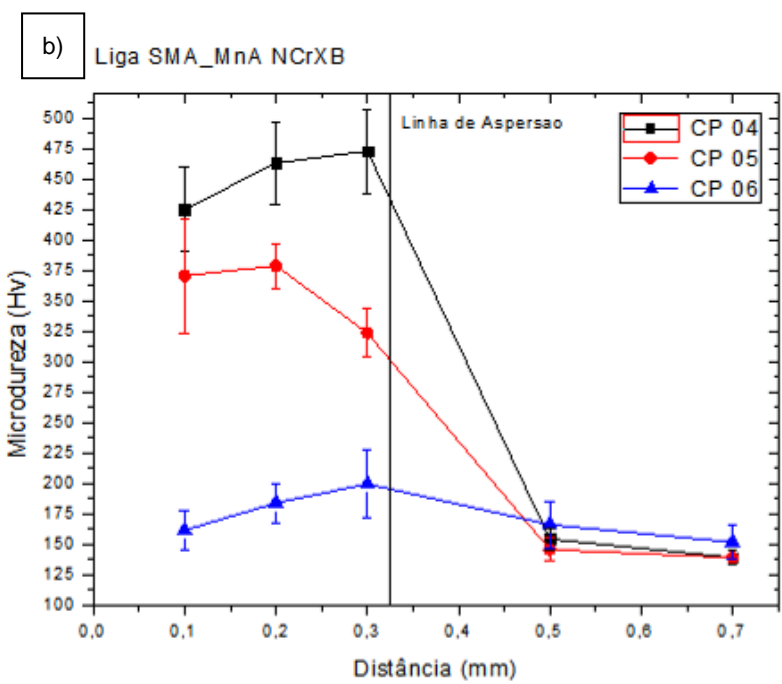
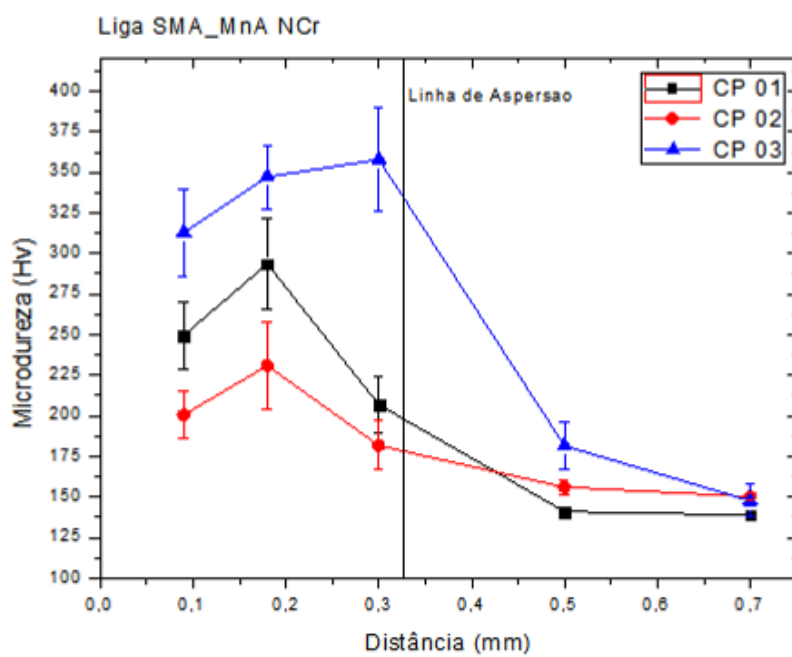


Figura 32 – Microdureza dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB (c), na direção longitudinal
Fonte; Autoria própria

Verifica-se assim que para a Liga Fe-Mn-Cr-Si sem adição de boro os valores de microdureza são inferiores aos das ligas onde há a adição de boro, pode-se afirmar ainda que no caso da primeira liga em estudo o revestimento que apresentou maior dureza foi o do corpo de prova 3, sendo neste caso os parâmetros utilizados, com maiores, taxa de deposição, pressão de arrasto e maior distância, atribuindo-se assim a maior microdureza, devido ao fato principalmente da maior pressão de arrasto, aliada a distância do bocal, pois neste caso a velocidade das partículas é maior, levando assim à uma taxa de resfriamento maior quando comparada às outras amostras. Podemos ainda generalizar esta linha de raciocínio para todas as amostras.

Realizou-se ainda as medições de microdureza na seção transversal das amostras, por meio do mesmo método, como ilustrado nos gráficos a seguir:

a)



c)

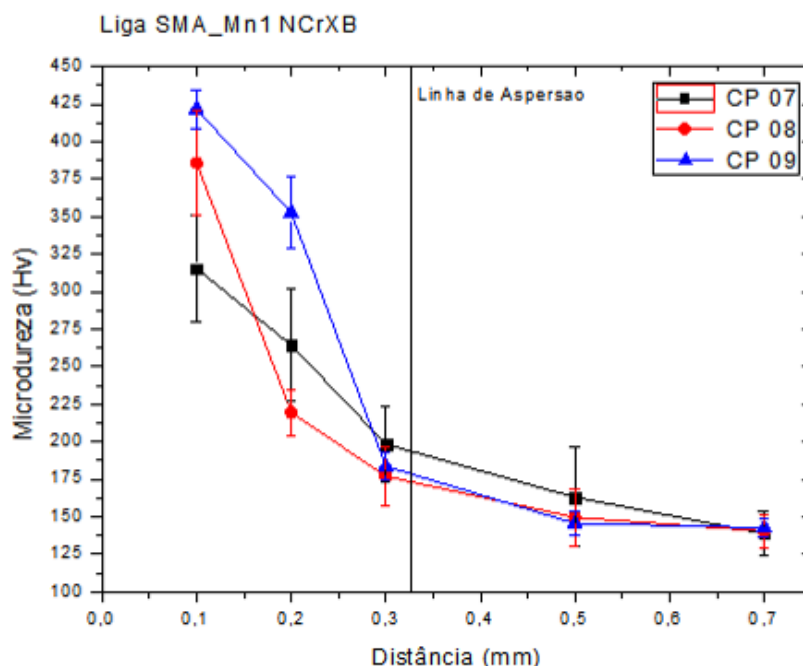


Figura 33 – Microdureza dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB (c), na direção transversal
Fonte: Autoria própria

Identificaram-se valores semelhantes quanto aos perfis seccionados na transversal quando comparados aos longitudinais, salienta-se ainda que no corpo de prova 6 devido aos parâmetros utilizados, foi observado grande quantidade de trincas no revestimento, de modo que para o ensaio de microdureza os valores encontrados foram muito inferiores frente às microdurezas das outras amostras.

Combinando-se os valores na transversal e na longitudinal, pode-se analisar a influência dos parâmetros de deposição com maior precisão, como mostrado na Tabela 12.

Tabela 12 - Ensaio de microdureza Vickers para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi

Experimento (amostra)	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)	Microdureza Vickers (HV _{0,3}) Média
1	¹ Fe-Mn-Cr-Si-Ni	¹ 200	¹ 25	¹ 110	267,38±20,51
2	¹ Fe-Mn-Cr-Si-Ni	² 275	² 35	² 130	232,23±23,12
3	¹ Fe-Mn-Cr-Si-Ni	³ 350	³ 45	³ 150	

					328,41±14,23
4	² Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	¹ 200	² 35	³ 150	441,18±22,97
5	² Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	² 275	³ 45	¹ 110	367,39±27,34
6	² Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	³ 350	¹ 25	² 130	181,73±14,20
7	³ Fe-Mn-Cr-Si 2XB	¹ 200	³ 45	² 130	324,90±46,64
8	³ Fe-Mn-Cr-Si 2XB	² 275	¹ 25	³ 150	309,93±72,44
9	³ Fe-Mn-Cr-Si 2XB	³ 350	² 35	¹ 110	395,76±30,76

^{1,2 e 3} – indicam o nível do fator.

Fonte: Autoria própria

A Figura 34 apresenta os resultados das medições de microdureza Vickers, sendo estes na forma de valores médios e respectivo desvio padrão.

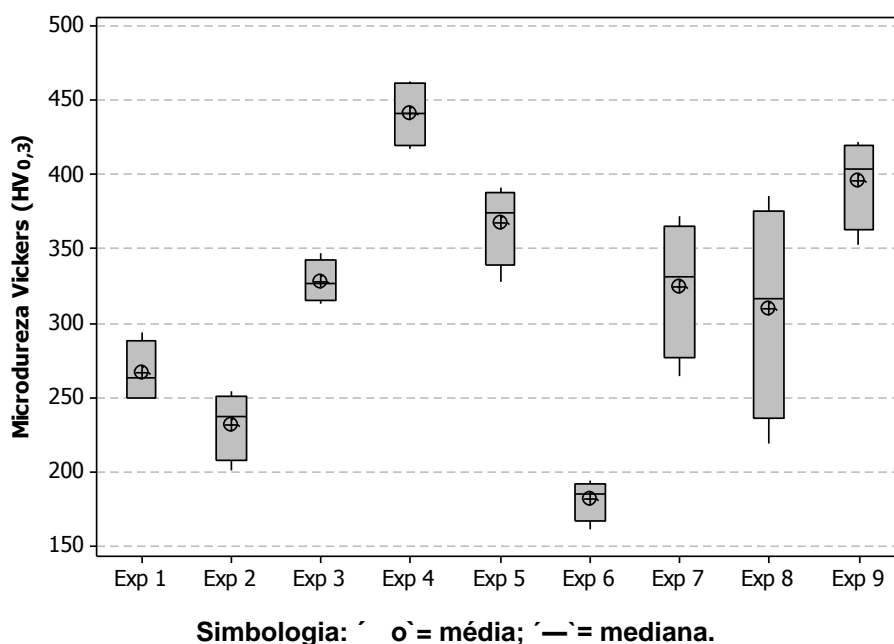


Figura 34 - Gráfico *Boxplot* para os resultados de microdureza Vickers ($HV_{0,3}$)
Fonte: Autoria própria

A Tabela 13 apresenta a análise de variância para microdureza Vickers sobre os fatores estudados, ou seja, permite identificar a significância, ou não, de cada fator em relação a microdureza medida.

Para análise da variância foram definidas e testadas às seguintes hipóteses:

- H_{01} – Fator “Liga” não é significativo;
- H_{11} – Fator “Liga” é significativo;
- H_{02} – Fator “Distância” não é significativo;
- H_{12} – Fator “Distância” é significativo;
- H_{03} – Fator “Taxa de alimentação” não é significativo;
- H_{13} – Fator “Taxa de alimentação” é significativo;
- H_{04} – Fator “Pressão do gás de arraste” não é significativo;
- H_{14} – Fator “Pressão do gás de arraste” é significativo.

Tabela 13 - Análise de variância da microdureza Vickers para os fatores, com nível de significância de 90%

Fator	G.L.	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F	Valor-P*
Liga	2	30667	15333	12,54	0,000
Distância	2	14060	7030	5,75	0,008
Taxa de alimentação	2	74220	37110	30,35	0,000
Pressão gás de arraste	2	90457	45229	36,99	0,000
Erro Residual	27	33009	1223		
Total	35	242413			

*Sendo o nível de significância de 90%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H_0 .

Fonte: Autoria própria

Segundo análise de variância, para todos os fatores o valor-P é menor que 0,10, rejeitam-se as hipóteses H_{01} , H_{02} , H_{03} e H_{04} . Sendo assim todos os fatores estudados são significativos para o percentual de porosidade nos revestimento, ou seja, todos os fatores exercem influência sobre a microdureza Vickers dos revestimentos.

Para identificar qual fator exerce maior influência, é possível classificar (ranquear) cada fator em função da diferença (delta) entre os valores médios de cada nível, tornando assim conhecido qual fator é mais influente em função desta maior diferença. A Tabela 14 mostra o ranqueamento para as médias dos efeitos principais de microdureza Vickers (ranque igual a 1 significa que este é o fator mais influente para o menor teor de óxidos).

Tabela 14 - Ranque de influência dos fatores para a média de microdureza na escala Vickers, condição 'maior melhor'

Nível	Liga	Distância	Taxa de alimentação	Pressão gás de arraste
1	276,0	344,5	253,0	343,5
2	330,1	303,2	356,4	246,3
3	343,5	302,0	340,2	359,8
Delta	67,5	42,5	103,4	113,6
Ranque	3	4	2	1

Fonte: Autoria própria

Tem-se que a 'Pressão do gás de arraste' se mostrou o fator mais influente, seguido pela 'Taxa de alimentação' e 'Liga'. Por último a 'Distância', significativo, porém menos influente. A Figura 35 apresenta graficamente a influência de cada parâmetro, ou seja, o efeito de cada nível para cada fator sobre a microdureza nos revestimentos.

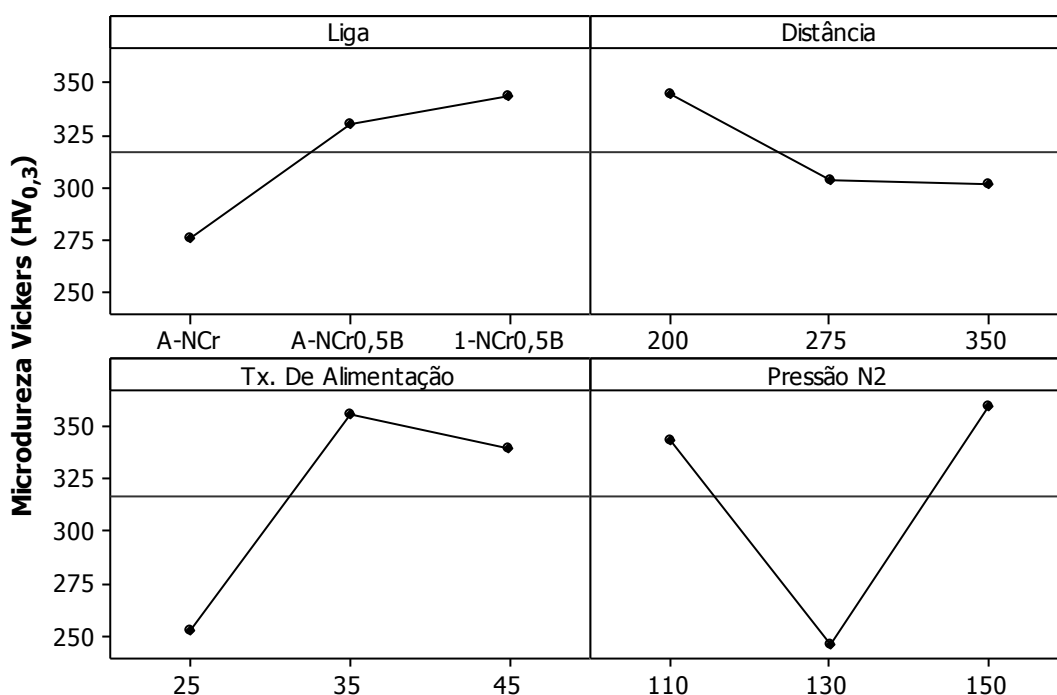


Figura 35 - Efeitos principais sobre as médias de microdureza Vickers
Fonte: Autoria própria

No caso do fator 'Liga' tem-se que o nível 1 é significativamente diferente (liga SMA A - NCr) e é o que resulta em menor microdureza. Ou seja os níveis 2 e 3 apresentam maior microdureza Vickers e não apresentam diferença significativa, indicando que a adição de Boro foi muito eficaz para o aumento na microdureza dos revestimentos.

Pode-se constatar que a adição de Boro elevou a dureza dos revestimentos, observando-se somente valores inferiores à liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni para o experimento 6, proveniente da instabilidade da deposição, provavelmente atribuída à combinação dos parâmetros utilizados para o mesmo.

Para o fator 'Distância' tem-se que o nível 3 apresenta diferença significativa, sendo este a maior média de microdureza. Isto indica que estatisticamente com a distância de 200 mm as deposições apresentaram maior microdureza Vickers. Conforme explicado anteriormente o aumento de dureza com menor distância de deposição é explicado pela menor porosidade e melhor aderência entre as lamelas, confirmando as análises anteriores

No fator 'Taxa de alimentação', o nível 1 é significativamente diferente, porem para menores valores de microdureza. Os níveis 2 e 3 são responsáveis pelos

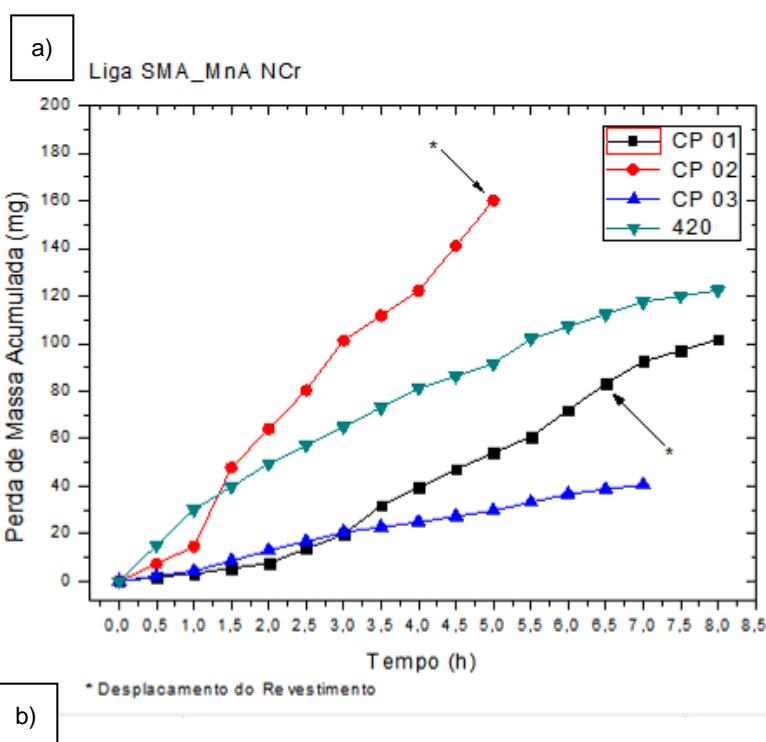
maiores valores de microdureza e não apresentam diferença significativa entre si, situação esta já verificada para a porosidade e fração em área de óxidos.

O fator 'Pressão de gás de arraste' apresentou um comportamento diferente, sendo que os níveis 2, um valor intermediário, é significativamente diferente dos níveis 1 e 3, porem é responsável pelos menores valores de microdureza, ou seja, não existe uma tendência linear neste fator. Sendo que os níveis 1 e 3 não são significativamente diferentes entre si, sugerindo pouca correlação entre dureza e pressão dos gás de arraste.

4.2.4. Avaliação da resistência à cavitação das ligas ensaiadas

Os ensaios de cavitação das amostras foram realizados por aproximadamente 8 horas, exceto nos casos onde o deslocamento do revestimento ocorreu prematuramente, devido principalmente à má aderência entre o revestimento e o substrato, proveniente de combinações dos parâmetros utilizados para a deposição, ou ainda à presença de trincas no revestimento, o que facilita a erosão por cavitação, acelerando assim o agravamento do fenômeno no material.

Os resultados dos ensaios foram avaliados por meio de dois gráficos, sendo o primeiro de perda de massa acumulada do corpo de prova em função do tempo de ensaio, e o segundo que caracteriza a taxa de perda de massa em função do tempo, sendo este o que normalmente tem um perfil característico já citado anteriormente.



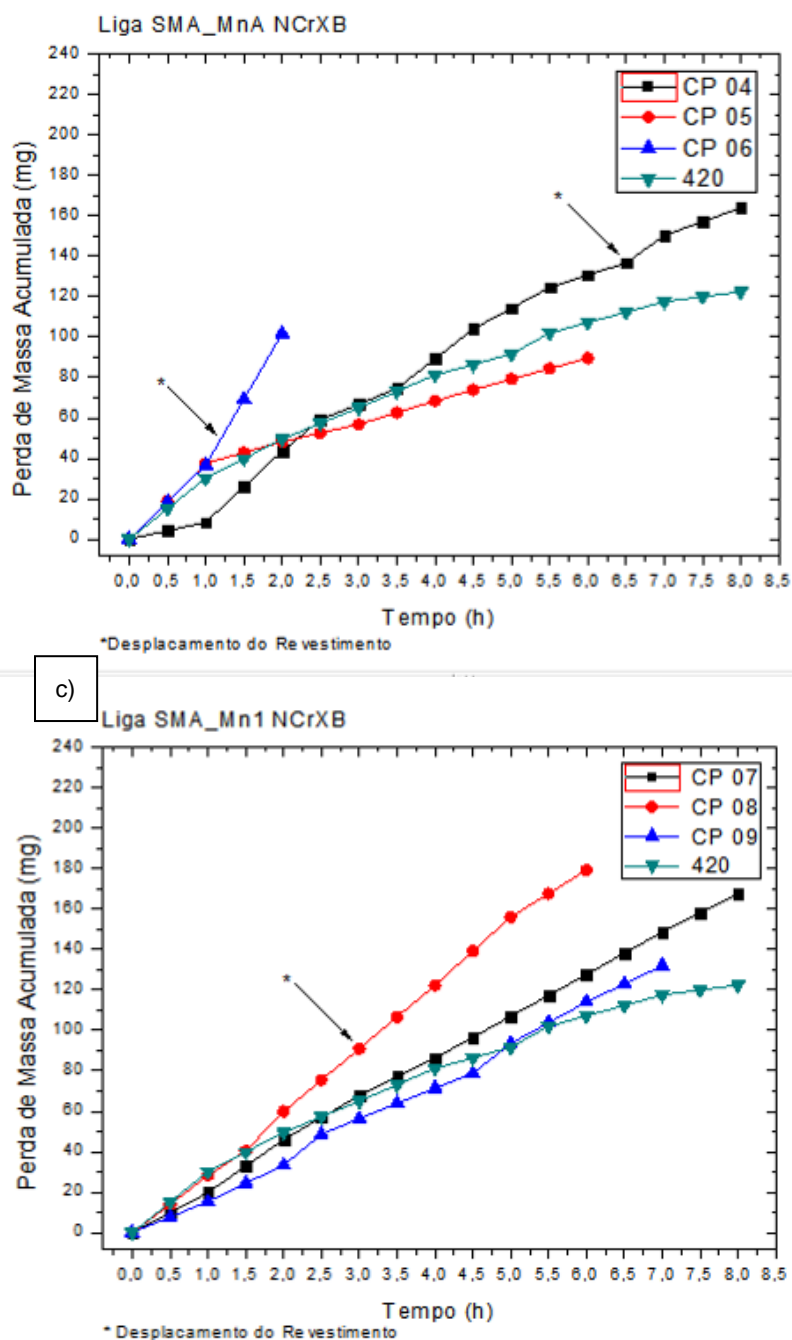
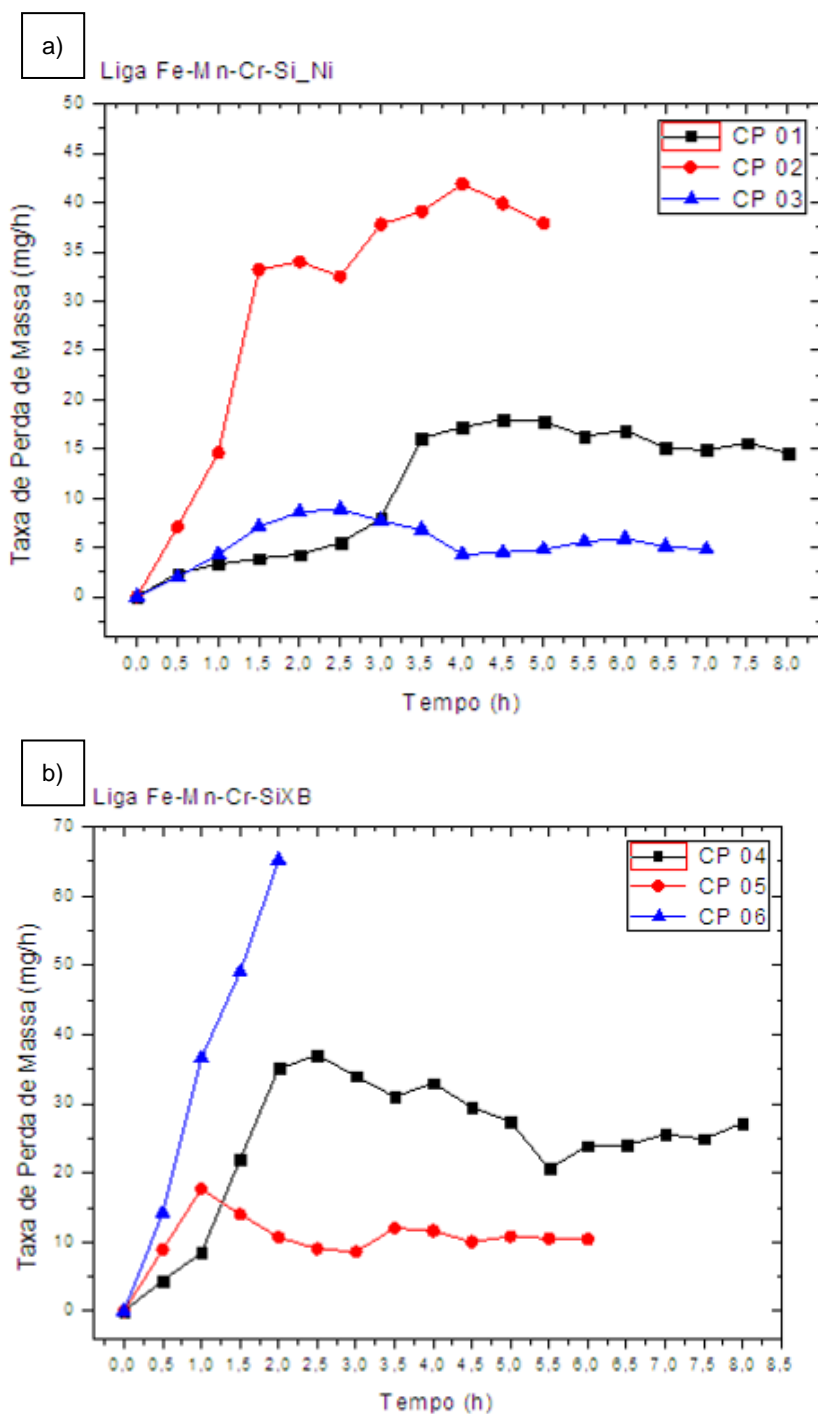


Figura 36 – Perda de massa dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB (c)
Fonte: Autoria própria

O corpo de prova que apresentou melhor resistência ao fenômeno de erosão por cavitação foi o corpo de prova 3, sendo esta diretamente ligada à menor porosidade da amostra, proveniente principalmente da velocidade das partículas ser maior, devido à maior pressão do gás de arraste, assim como da maior taxa de alimentação do pó.

Observa-se ainda na Figura 39 a taxa de perda de massa instantânea ao longo do ensaio de cavitação:



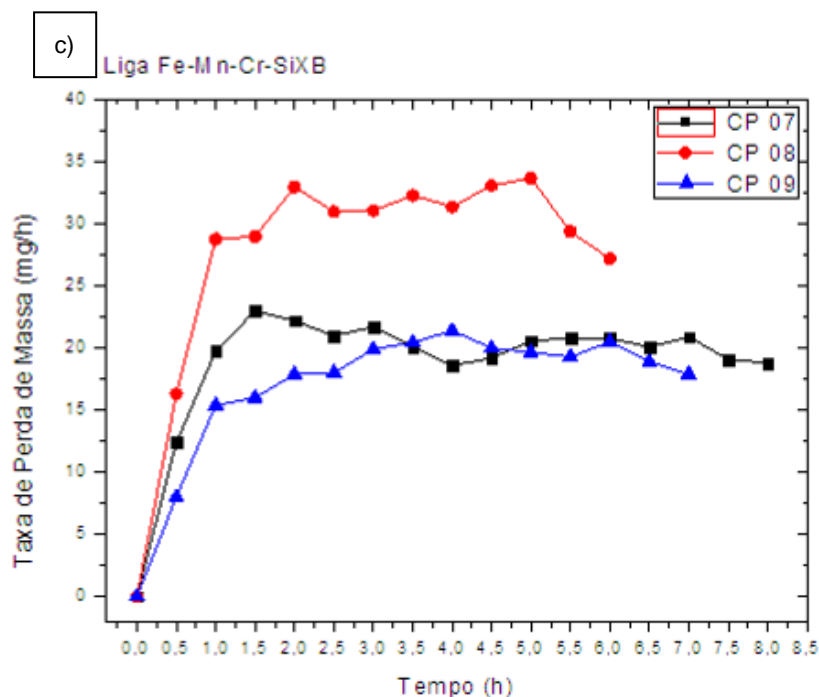


Figura 37 – Taxa de perda de massa dos revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni (a), Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB (b), e Fe-Mn-Cr-Si 2XB (c)
Fonte: Autoria própria

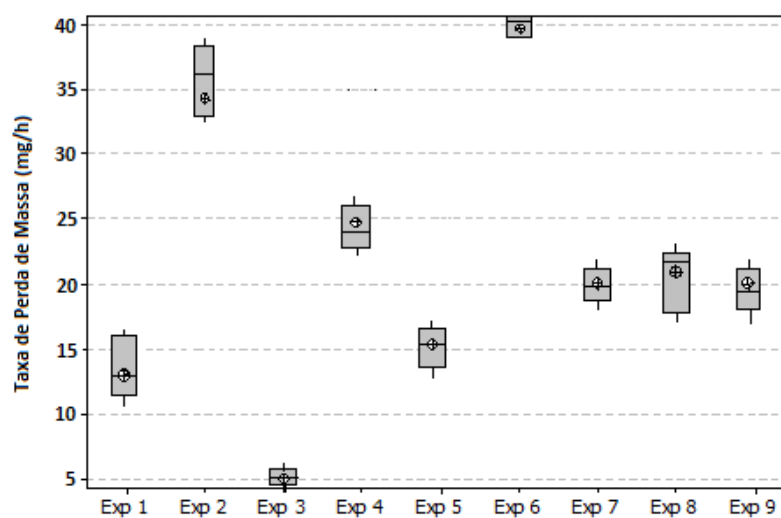
Tabela 15 - Ensaio de Cavitação Aceleradas para os experimentos do arranjo L9 de Taguchi

Experimento (amostra)	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)	Taxa de Perda de Massa (mg/h)	
					Média	Desvio Padrão
1	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	1 200	1 25	1 110	13,9	6,79
2	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	2 275	2 35	2 130	35,87	19,13
3	1 Fe-Mn-Cr-Si-Ni	3 350	3 45	3 150	5,81	1,91
4	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	1 200	2 35	3 150	23,41	10,06
5	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	2 275	3 45	1 110	14,93	11,10
6	2 Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	3 350	1 25	2 130	50,91	20,22
7	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	1 200	3 45	2 130	20,93	2,38
8	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	2 275	1 25	3 150	21,40	8,77
9	3 Fe-Mn-Cr-Si 2XB	3 350	2 35	1 110	19,20	6,50

1,2 e 3 – indicam o nível do fator.

Fonte: Autoria própria

A Figura 38 apresenta o gráfico com os valores de taxa de perda de massa e seus respectivos desvios.



Simbologia: 'o' = média; '—' = mediana.

Figura 38 - Gráfico *Boxplot* para os resultados de resistência à cavitação
Fonte: Autoria própria

A Tabela 16 apresenta a análise de variância para o ensaio de cavitação acelerada sobre os fatores estudados, ou seja, permite identificar a significância, ou não, de cada fator em relação à perda de massa verificada experimentalmente, assim como ao comportamento da taxa de perda de massa para cada amostra do revestimento.

Para análise da variância foram definidas e testadas às seguintes hipóteses:

- H_{01} – Fator “Liga” não é significativo;
- H_{11} – Fator “Liga” é significativo;
- H_{02} – Fator “Distância” não é significativo;
- H_{12} – Fator “Distância” é significativo;
- H_{03} – Fator “Taxa de alimentação” não é significativo;
- H_{13} – Fator “Taxa de alimentação” é significativo;
- H_{04} – Fator “Pressão do gás de arraste” não é significativo;
- H_{14} – Fator “Pressão do gás de arraste” é significativo.

Tabela 16 - Análise de variância do ensaio de cavitação para os fatores, com nível de significância de 90%

Fator	G.L.	Soma de Quadrados	Quadrados Médios	F	Valor-P*
Liga	2	539,8296	269,9148	5,9094	0,000
Distância	2	190,4186	95,2093	2,0845	0,002
Taxa de alimentação	2	1242,070	621,0350	13,597	0,000
Pressão gás de arraste	2	2596,871	1298,4356	28,427	0,000
Erro Residual	27	1233,240	45,6756		
Total	35	5802,43			

*Sendo o nível de significância de 90%, para valor-P menor que 0,10 é rejeitada a hipótese H_0 .

Fonte: Autoria própria

Segundo análise de variância, para todos os fatores o valor-P é menor que 0,10, rejeitam-se as hipóteses H_{01} , H_{02} , H_{03} e H_{04} . Sendo assim todos os fatores estudados são significativos para a perda de massa por cavitação, ou seja, todos os fatores exercem influência sobre resistência à cavitação dos revestimentos.

Para identificar qual fator exerce maior influência, é possível classificar (ranquear) cada fator em função da diferença (delta) entre os valores médios de cada nível, tornando assim conhecido qual fator é mais influente em função desta maior diferença. A Tabela 17 apresenta o ranqueamento para as médias dos efeitos principais para o ensaio de cavitação (ranque igual a 1 significa que este é o fator mais influente frente a perda de massa por cavitação).

Tabela 17 - Ranque de influência dos fatores para a média de Taxa de Perda de Massa, condição 'menor melhor'

Nível	Liga	Distância	Taxa de alimentação	Pressão gás de arraste
1	18,628	19,126	26,993	16,229
2	27,700	24,242	26,025	34,375
3	20,767	23,727	14,077	16,493
Delta	9,07	5,12	12,92	18,15
Ranque	2	1	3	4

Fonte: Autoria própria

Tem-se que a 'Pressão do gás de arraste' se mostrou o fator mais influente, seguido pelo fator 'Taxa de alimentação' e o fator 'Liga', significativo, porém menos influente.

A Figura 39 apresenta graficamente a influência de cada parâmetro, ou seja, o efeito de cada nível para cada fator sobre a resistência do revestimento à cavitação.

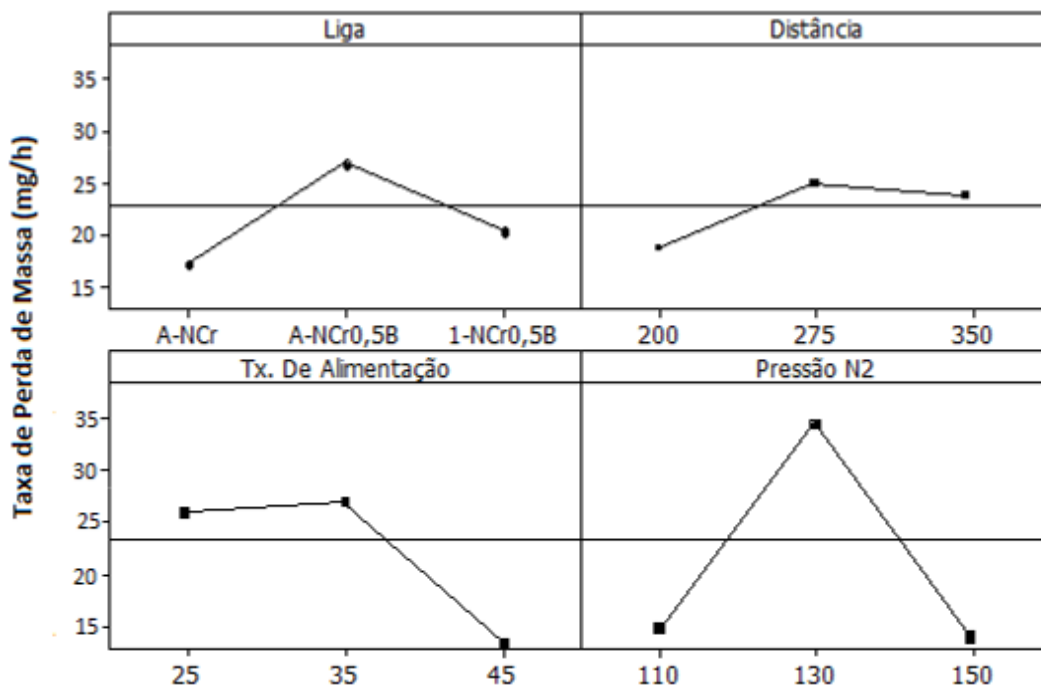


Figura 39 - Efeitos principais sobre a Taxa de Perda de Massa (mg/h)
Fonte: Autoria própria

No caso do fator 'Liga' tem-se que o nível 2 é significativamente diferente (Fe-Mn-Cr-SiXB) e é o que resulta em menor resistência à cavitação. Ou seja os níveis 1 e 3 apresentam maior resistência à cavitação e não apresentam diferença significativa, indicando que a adição de Boro, neste caso não influenciou significativamente quanto ao aumento na resistência das amostras à cavitação.

Para o fator 'Distância' apresenta diferença significativa, sendo este o revestimento que melhor resistiu frente ao fenômeno. Pode-se afirmar estaticamente que com a distância de 200 mm as deposições apresentaram maior resistência à cavitação, já para os níveis 2 e 3, quando as distâncias foram de 275 e 350 mm, os valores de taxa de perda de massa foram ligeiramente semelhantes, porém maiores que o nível 1.

No fator 'Taxa de alimentação', o nível 3 é significativamente diferente por meio de valores de menor taxa de perda de massa, pode-se atribuir este comportamento à este nível devido ao fato de a taxa de alimentação ser maior, neste caso aproximadamente 45 (g/min), obtendo-se assim uma camada mais espessa de revestimento, assim como uma maior homogeneidade da camada aspergida. Os níveis 1 e 2 são responsáveis pelos maiores valores de perda de massa, pois como já verificado anteriormente o nível 1 apresenta maior porosidade aliado à menores valores de microdureza, o que é responsável pela acentuada taxa de perda de massa, e para o nível 2 pode-se atribuir a elevada taxa de perda de massa à maior fração de óxidos verificada nesta amostra o que facilita a erosão por cavitação.

Pode-se afirmar que no caso do fator 'Pressão de gás de arraste', o comportamento foi semelhante ao apresentado nas análises de microdureza, pois neste caso os níveis 1 e 3 foram os que apresentaram resistência satisfatória, proveniente da maior dureza destes revestimentos, o que dificulta a erosão por cavitação, aliada ainda à grande capacidade de transformação de fase por trabalho a frio, o que dificulta ainda mais a perda de massa.

4.2.5. Discussão dos resultados

Para obter um panorama geral dos resultados e assim poder relacioná-los foi montado duas tabelas, uma para analisar a influência dos fatores, através das análises por ranqueamento dos efeitos principais, a outra para analisar os níveis dos fatores, através das análises para um melhor resultado significativo.

Na Tabela 18 é apresentado um resumo das informações de ranqueamento da influência dos fatores para cada propriedade analisada. Devido ao fato de que cada fator exerce influência diferente sobre cada propriedade, para um ranqueamento final foi considerado o valor da mediana. Desta forma é possível ranquear os fatores por aproximação, assumindo o valor da posição do ranque em relação ao valor da mediana mais próximo.

Tabela 18 - Ranqueamento final para os fatores

Propriedade Analisada	Liga	Distância	Tx. de Alimentação	Pressão Arraste
Porosidade	1	4	3	2
Teor de óxidos	2	1	4	3
Resistência à cavitação	2	1	3	4
Dureza	3	4	2	1
Mediana	2	2,5	3	2,5
Ranque final	1	2	4	2

Fonte: Autoria própria

O gráfico da Figura 40 apresenta os dados da Tabela 18 e permite compararmos os ranqueamentos da influência dos fatores para todas as propriedades analisadas. Nesta situação, fica claro que a “Liga” foi o fator mais influente no processo, seguido pelos fatores “Pressão de gás de arraste” e “Distância da Tocha ao Substrato”, e por fim o fator menos influente, a ‘Taxa de alimentação’.

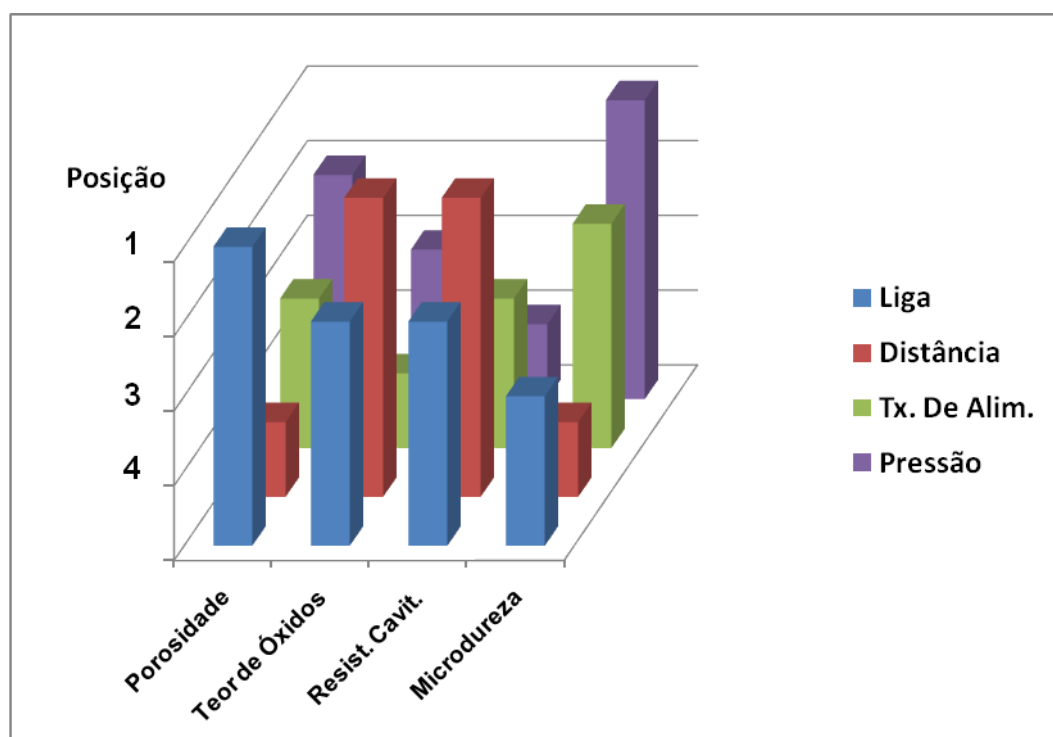


Figura 40 – Gráfico do panorama geral das análises dos parâmetros de deposição
Fonte: Autoria própria

A Tabela 19 reúne os resultados dos melhores e mais significativos níveis para cada propriedade analisada, bem como qual nível que representa a melhor condição de deposição do revestimento considerando todas as propriedades.

Tabela 19 - Resumo dos resultados da análise de parâmetros

Propriedade analisada	Liga	Distancia (mm)	Tx. de Alimentação (g/min)	Pressão Arraste (psi)
Porosidade	Fe-Mn-Cr-Si-Ni	200 e 275	35 e 45	150
Teor de óxidos	Fe-Mn-Cr-Si-Ni	200	25, 35 e 45	150
Resistência à Cavitação	Fe-Mn-Cr-Si-Ni XB	350	45	150
Dureza	Fe-Mn-Cr-Si 2XB	200	35 e 45	110 e 150
Nível otimizado para cada fator	Qualquer liga	200	45	150

Fonte: Autoria própria

A liga com adição de Boro apresentou maior porosidade e maior teor de óxidos, e conseqüentemente os maiores valores de dureza, no entanto, é necessário uma análise mais detalhada para afirmar que o Boro tenha de fato contribuído significativamente na formação de óxidos.

As amostras com a Liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, que contem Níquel, foram as que apresentaram os melhores resultados, para todas as propriedades analisadas, sendo assim, inicialmente, tem-se que estas ligas se destacam nestas deposições.

Para a pressão do gás de arraste é visto que o nível 3 (pressão de 150 psi) é claramente a melhor condição de deposição, o nível 1 para a distância de deposição (200 mm) se mostrou a melhor condição, onde para menores distâncias apresentam menores teores de óxidos e poros, aliado a maior microdureza, que quando aliada a pressão de arraste da ordem de 150 psi, da origem à uma alta taxa de resfriamento da partícula ao longo da trajetória entre a tocha e o substrato, lhe atribuindo assim maiores valores de dureza.

A taxa de alimentação é o fator menos influente no processo, sendo os níveis testados significativamente iguais para algumas propriedades. Portanto, com o

intuito de obter uma maior espessura de revestimento com um menor número de passes, pode-se definir a taxa de alimentação de 45 g/min como o parâmetro ideal.

É visto que o conjunto de parâmetros (níveis) definido como otimizados pelo planejamento experimental se mostrou muito próximo dos parâmetros utilizados para deposição das ligas comerciais, as quais apresentaram baixo nível de oxidação.

De uma forma geral, todas as ligas são de aço inoxidável, caracterizando assim uma possível relação entre as características das ligas e as melhores condições de deposição.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Observa-se assim que no caso das amostras com adição de Boro os resultados obtidos quanto à resistência à cavitação, assim como no ensaio de microdureza são mais satisfatórios, porém estas ligas se comportam de maneira mais instável no processo de deposição o que acarreta alguns problemas como, por exemplo, maior porosidade, assim como um maior teor de óxidos. Pode-se ainda afirmar que o fator taxa de alimentação foi o mais influente quando nos referimos à resistência a erosão por cavitação, e à microdureza na escala Vickers, e no caso dos teores de óxidos e poros podemos atribuir a maior influência aos fatores Liga, seguido do fator distância da tocha, pois estes influenciaram significativamente neste sentido.

A pressão do gás de arraste se mostrou não muito influente quanto aos parâmetros descritos anteriormente, como liga, taxa de alimentação e distância da tocha ao substrato, devido ao fato de este ser um processo que emprega alta densidade energética, aliado sempre a altas pressões para assim alcançar as velocidades hipersônicas, porém pode-se levemente observar melhores propriedades mecânicas em todos os aspectos quando se fez o uso de pressões da ordem de 150 (psi).

Quanto à relação entre distância e propriedades mecânicas, podemos concluir que no caso de maiores distâncias agregar ao material depositado maior fração de óxidos e poros, e quando se faz o uso de distâncias menores entre o substrato e a tocha, obtêm-se maiores valores de dureza, assim como maior resistência à cavitação devido ao fato de neste caso a taxa de resfriamento ser maior, que se aliada a altas pressões de gás de arraste acentua-se ainda mais estas propriedades.

A análise morfológica dos revestimentos, que envolve porosidade e teor de óxidos, mostrou que existe diferença significativa entre os fatores e grande sensibilidade nas variações dos níveis, sendo que ficou evidente a influência significativa destes nos resultados obtidos.

Trabalhos futuros poder ser executados com ligas com teores maiores de Níquel e Boro, assim como utilizando-se de análises como taxa de aderência, a contagem de fases por meio de difração de raios-x, e o estudo mais detalhado entre

a influencia da distância tocha e substrato, e a pressão de arraste empregando-se pressões com maiores magnitudes.

6.

7. REFERÊNCIAS

AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA – ANEEL. **Atlas da energia elétrica do Brasil**. 2.ed. Brasília, 2005. 243p. Disponível em: <<http://www.aneel.gov.br/aplicações/Atlas/download.htm>>. Acesso em: 17 jul. 2013.

AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA – ANEEL. **Banco de Informações de Geração**, abril 2011. Disponível em: www.aneel.gov.br Acesso em: 17 jul. 2013.

AKHTAR, A., BRODIE, N. W., Field welding large turbine runners, **Water Power & Dam Construction**, p. 40-46, set. 1979.

AKHTAR, A., Materials technology for turbine performance, **Water Power & Dam Construction**, p. 13-19, ago. 1996.

ALCOVER JUNIOR, P. R. C., PUKASIEWICZ, A. G. M., **Avaliação da resistência à cavitação acelerada ASTM G32-03 de aços com diferentes composições químicas e microestrutura**, XIX CREEM, São Carlos, Brasil, 13-17 ago. 2012.

ALCOVER JUNIOR, P. R. C., PUKASIEWICZ, A. G. M., **Avaliação do endurecimento superficial e modificações microestruturais decorrentes do ensaio de cavitação acelerada**, XX Cbecimat, Joinville, Brasil, 04-08 nov. 2012.

ALCOVER JUNIOR, P. R. C., GÓES, W. U., PUKASIEWICZ, A. G. M., **Avaliação das modificações superficiais decorrentes do ensaio de cavitação acelerada em três diferentes aços através de perfilometria ótica**, XI CIBIM, La Plata, Argentina, 11-14 nov. 2013.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS, **Handbook of thermal spray technology**. Ohio : Ed. J.R. Davis, Set/2004. 338p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Thermal Spray Technology**. Miami, 1985, 185p.

ASSADI, H., GARTNER, F., STOLTENHOFF, T., KREYE, H., Bonding Mechanisms in cold gás spraying. **Acta materialia**. v. 51, p. 4379 - 4394, Maio de 2003.

BOCCANERA, L. F.; **Resistência a Erosão por Cavitação de Revestimentos Depositados por Soldagem e Aspersão Térmica**.; 1999 Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis.

CAPRA, A.R., CHANDELIER, J.G., PUKASIEWICZ, A.G.M., **Relatório Referente Recuperação de Cavitação e Trincas por Soldagem dos Rotores do Grupo 3 da Usina de Guaricana – UHEGUA**, Curitiba: LACTEC, dez. 2007, p. 14, Relatório Técnico.

CAPRA, A.R., CLIMACO, A.S., M. D'OLIVEIRA, PUKASIEWICZ, A.G.M., PAREDES, R.S.C., CHICOSKI, A., TAKANO, E., SUCHARSKI, G.B., AGUIAR, L.A., DA SILVA, R.L., VAZ, R.F., **Relatório Técnico Projeto Desenvolvimento de Ligas – Caracterização de Materiais – etapa 3 – Lactec 2011.**

CENGEL, Y.A.; CIMBALA, J.M. **Mecânica dos Fluidos – Fundamentos e Aplicações**, Ed. 1, Editora McGrawHill, 2007.

CHANG, J.T., YEH, C.H., HE J.L., CHEN, K.C., **Cavitation erosion and corrosion behavior of Ni-Al intermetallic coatings**, *Wear*, v. 255, p. 162-169, ago./set. 2003.

CLARE, J.H.; CRAWMER, D.E. Thermal Spray Coatings. In: American Society for Metals. **Surface cleaning, finishing, and coating**. Ohio, 1982. V.5, p.361-374, CORTÉS, R.S., 1998, **Estudos de Revestimentos de Alumínio Depositados por três Processos de Aspersão Térmica para a Proteção do Aço contra a Corrosão Marinha**, tese de Dr. Eng^o., UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.

CUI, Z.D., MAN, H.C., CHENG, F.T., YUE, T.M., **Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy**, *Surface & Coatings Technology*, v. 162, nº 2-3, p. 147–153, jan. 2003.

GONZALEZ, J. L., ARANDA, R., JONAPA, M., **Application of Stainless Steel '92**, v. 2, p. 1009, Stockholm - Sweden, 1992.

HATTORI, S., ISHIKURA, R., ZHANG, Q., **Construction of database on cavitation erosion and analyses of carbon steel data**, Proceedings of the 5th International Symposium on Cavitation, Osaka, Japão, GS-11-002, 1-4 nov. 2003.

HEINRICH, Peter. Thermal spraying – facts and state-of-the-art. **Sonder e Druck**. Hoellriegelskreuth, v.10, p.3-28, Out. 1992.

HONEYCOMBE, R.W.K., **Steels: microstructure and properties**, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1985.

HUTH, HANS-JÖRG, **Fatigue design of hydraulic turbine runners**, Trodheim, Norway 2005, 178 f., Engineering Doctor Thesis, Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology.

IRVING, B., KNIGHT, B., SMITH, R.R. The HVOF process – the hottest topic in the thermal spray industry. **Welding journal**. v. 7, p. 25 – 30, 1993.

KANG, H. K., KANG, S.B., Tungsten/cooper composite deposits produced by a cold spray. **Scripta materialia**. v. 49, p. 1169 - 1174, Agosto de 2003.

KNOTEK, O. Thermal Spraying and Detonation Gun Processes. In: **Handbook of hard coatings**, ROINTAN F. BUNSHAH, (Ed).. New York –USA, Ed. Noyes Publications, 2001, cap. 3, pag. 77-107.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão térmica: fundamentos e aplicações**. 2. ed. rev. e ampl. São Paulo: Artliber, 2007. 152 p.

LIZAK, L.I., FIZ. **Met. Metall.**, 6, 1972, p. 99-101.

LUGSHEIDER, E., ESCHNAUER, H., MULLER, U., WEBER, TH. Quo vadis, thermal spray technology. **Powder metallurgy international**. n. 1, v. 23, p. 33 - 39. 1991.

MAYER, C.A. Thermal spray coating- a money-saving technology. **Welding Design & Fabrication**. p. 66-74, Feb. 1982.

MENEZES, D. D. de. **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos de alumínio aplicados pelas técnicas de arco elétrico e chama convencional, em meio cloreto**. Rio de Janeiro, 2007, 178 f., Dissertação (Doutorado), Programa de Pós-Graduação de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro.

MOITA, N. F. V. C., **Implementação do método Taguchi e análises de experiências na fase de testes de moldes para injeção de plásticos**. Lisboa, 2007, 121 f., Dissertação (Mestrado), Programa de Pós-Graduação de Engenharia da Universidade Técnica de Lisboa.

MUNSON, B.R.; YOUNG, D.F.; OKIISHI, T.H. **Fundamentos da mecânica dos fluidos**. E. Blücher: São Paulo, v. 2, 1997.

Norma Petrobras, nº 2568, **Revestimentos anticorrosivos aplicados por aspersão térmica**, Rio de Janeiro, 2003.

PAREDES, R. S. C. **Aspersão Térmica**. Curitiba: Ufpr, 1999, Apostila Técnica.

PAREDES, R.S.C., PROCOPIAK, L.A., **Otimização dos reparos de turbina através da pesquisa em novos processos e materiais de soldagem**, Projeto Otimização, Curitiba: LACTEC, 2002, p. 19, Relatório Técnico.

POHL, M.: **Grundlagen zur Kavitationerosion**. DGM-Materialforum Cavitation erosion. Out 1993. Bochum-Alemanha.

PUKASIEWICZ, A.G.M. **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP**, Curitiba 2008, Engineering Doctor Thesis, Departamento de Pós Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná, 173p.

PUKASIEWICZ, A.G.M, **Relatório Técnico Projeto Desenvolvimento Novos Materiais** - Influência da Adição de Boro na Microestrutura de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si Aspergidos por Arco Elétrico ASP, Lactec 2012.

PUKASIEWICZ, A. G. M., VANAT, K. J., CAPRA, A. R., **INFLUÊNCIA DO BORO NA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTOS Fe-Mn-Cr-Si DEPOSITADOS POR PLASMA PTA**, SICITE 2012.

RIBEIRO, H. O.; **Desenvolvimento de Ligas Para Revestimentos por PTA**

Resistentes à Cavitação. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Florianópolis – UFSC – 2007

SHEIR, L. L., JARMAN, R. A. E BURSTEIN, G. T., **Corrosion: Metal/Environment Reactions**, v. 01, 3ª ed, Oxford: Butterworth Heinemann, 1994.

SCHREIBER, G. P. **Usinas Hidrelétricas**, São Paulo: Edgar Bluncher, 1977.

SMITH, R.W., NOVAK, R. Advanced and applications in U.S. thermal spray technology. **Powder metallurgy international**. n. 3, v. 23, p. 147 - 154. 1991.

TAKIMI, A.S. **Obtenção de seuperliga NiCrAlY nanoestruturadas por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica HVOF.**2004,91f. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

THORPE, M.L. Thermal spray – industry in transition. **Advanced materials ins processes**. v.5, p. 50-61, 1993.

TREVISAN, R., LIMA, C. C., **Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações**. Editora Artliber, São Paulo. 2001.

Usinas Hidrelétricas, **Histórico e Princípios de Funcionamento**. Disponível em: infoescola.com. Acesso em: 04 mai. 2014.

WANG, Z., ZHU, J., Cavitation erosion of Fe-Mn-Si-Cr shape memory alloys, **Wear**, v. 256, nº 1-2, p. 66-72, jan. 2004.

<www.sonosys.de/images> Acesso em: 21 ago. 2013

YUPING, W., PINGHUA, L., CHENGLIN, C., ZEHUA, W., MING, C., JUNHUA, H., Cavitation erosion characteristics of a Fe–Cr–Si–B–Mn coating fabricated by highvelocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray, **Materials Letter**, v. 61, nº 8-9, p. 1867-1872, 2007.

