

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO**  
**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL – UFRGS**  
**Escola de Engenharia**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais**  
**– PPGE3M**

**GUSTAVO ALBERTO LUDWIG**

**REVESTIMENTOS DE WC-10CO-4CR OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA  
(HVOF) SOBRE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO VISANDO  
MELHORAR A RESISTÊNCIA À CORROSÃO E A EROSÃO**

**Porto Alegre**

**2020**

**GUSTAVO ALBERTO LUDWIG**

**REVESTIMENTOS DE WC-10CO-4CR OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA  
(HVOF) SOBRE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO VISANDO  
MELHORAR A RESISTÊNCIA À CORROSÃO E A EROSÃO**

**Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito à obtenção do título de Doutor em Engenharia, modalidade Acadêmica.**

**Orientador: Profa. Dra. Iduvirges Lourdes Müller**

**Porto Alegre**

**2020**

**GUSTAVO ALBERTO LUDWIG**

**REVESTIMENTOS DE WC-10CO-4CR OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA  
(HVOF) SOBRE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO VISANDO  
MELHORAR A RESISTÊNCIA À CORROSÃO E A EROSÃO**

**Orientador: Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Iduvirges Lourdes Müller**

**Prof. Dr. Afonso Reguly  
Coordenador do PPGE3M/UFRGS**

**BANCA EXAMINADORA:**

**Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi, PPGE3M/UFRGS**

**Prof. Dr. Roberto Moreira Schroeder, PUC/RS**

**Dr. Leonardo Marasca Antonini**

**Prof. Dr. Pedro Carlos Hernandez Junior, IFSul**

*Dedico esta tese de doutorado a minha esposa  
Mara e a minha filha Rafaela, amores de  
minha vida*

## **AGRADECIMENTOS**

A meus pais que sempre me incentivaram em todos os momentos de minha vida.

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC), ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), e a Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão da bolsa durante o doutorado.

À Profa. Dra. Iduvirges Lourdes Müller pelo apoio transmitido na orientação desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Roberto Moreira Schroeder pelo apoio constante durante a realização deste trabalho, pelos conhecimentos compartilhados e amizade.

À Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti pelo conhecimento compartilhado, paciência e amizade.

Ao Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi pelos conhecimentos compartilhados.

À Rizeza Indústria Metalúrgica pelo apoio estrutural, pela obtenção dos revestimentos e ensaios realizados.

Aos colegas de laboratório que compartilharam conhecimentos e amizades durante a realização deste trabalho.

## RESUMO

A geração de energia elétrica através de usinas hidrelétricas é ainda a maior fonte geradora de energia elétrica no Brasil, responsável por aproximadamente 59 % de toda a energia produzida. Neste contexto, são importantes alguns cuidados na manutenção destes grandes empreendimentos. Com isso, estudos de materiais que compõem as grandes turbinas hidráulicas são imprescindíveis, como no caso de revestimentos que cobrem as pás de rotores de turbinas hidráulicas. Revestimentos obtidos por aspersão térmica por chama hipersônica HVOF vêm sendo colocado como uma boa alternativa, pois possibilita a aplicação em peças de diversos tamanhos e formas, tanto na empresa quanto no local onde os equipamentos se encontram, possibilitando a fabricação e recuperação de componentes. Materiais de alta dureza como carbeto de tungstênio, se destacam pela sua boa resistência ao desgaste proporcionando melhor desempenho dos componentes de turbinas hidrelétricas. Neste contexto, o presente trabalho teve por objetivo a obtenção e caracterização de revestimentos de WC-10Co-4Cr aplicados pelo processo de aspersão térmica hipersônica (HVOF) sobre o aço inoxidável AISI 410 com diferentes parâmetros de deposição. A morfologia e a microestrutura dos revestimentos foram analisadas por microscopia eletrônica de Varredura (MEV), difração de raios-X (DRX), espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e perfilometria. Ensaios de microdureza vickers e aderência foram avaliados. Para ensaios de desgaste erosivo em meio aquoso, foi elaborado e montado um equipamento específico para ensaiar as amostras. A resistência a corrosão dos revestimentos foi avaliada por medidas de potencial de circuito aberto e polarização potenciodinâmica. Com os resultados obtidos, foi possível observar a influência dos parâmetros de deposição nas características da camada, como a porosidade e espessura, assim como a formação de uma nova fase  $M_6C$  gerada pelo balanço insuficiente de carbono. Nos ensaios de erosão em meio aquoso, observou-se que o desgaste ocorrera na matriz metálica, deixando expostos as partículas de WC. Nos ensaios de corrosão, os potenciais de corrosão se assemelham aos potenciais dos elementos menos ativos, que no revestimento são os elementos que compõem a matriz metálica. De forma ampla, as camadas de WC-10Co-4Cr melhoram significativamente em relação ao desgaste por erosão em meio aquoso, quando comparados com o substrato de aço inoxidável AISI 410.

Palavras-Chave: Erosão em meio aquoso, WC-10Co-4Cr, HVOF, corrosão, desgaste.

## ABSTRACT

The generation of electrical energy through hydroelectric plants is still the largest source of electrical energy in Brazil, responsible for approximately 59 % of all energy produced. In this context, it is important to care for the maintenance of these large companies. Therefore, studies of materials that make up large hydraulic turbines are essential, as is the case of coatings that cover the rotor blades of hydraulic turbines. Coatings obtained by HVOF thermal spraying have been considered a good alternative, as this technique allows the application in parts of different sizes and shapes, both at the company and at the place where the equipment is located, facilitating the manufacture and recovery of components. Materials with a high level of hardness, such as tungsten carbide, stand out for their good wear resistance, consequently providing better performance of hydroelectric turbine components. In this context, the present work aimed to obtain and characterize WC-10Co-4Cr coatings applied by the hypersonic thermal spraying (HVOF) on AISI 410 stainless steel with different deposition parameters. The morphology and microstructure of the coatings was analyzed by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), dispersive energy spectroscopy (EDS) and profilometry. Vickers microhardness and adhesion assays were evaluated. For slurry erosion wear tests, specific equipment was designed and assembled. Corrosion resistance was evaluated by monitoring the open circuit potential and potentiodynamic polarization was performed. The results showed the influence of deposition parameters on the characteristics of the layers, such as porosity and thickness, as well as the formation of a new  $M_6C$  phase generated by insufficient carbon balance. In the slurry erosion tests, the wear occurred in the metallic matrix, exposing WC particles. In the corrosion tests, the corrosion potentials were similar to the potentials of the least active elements, which in the coating are the elements that make up the metallic matrix. In general, the WC-10Co-4Cr layers were significantly improved than the stainless steel AISI 410 substrate in relation to slurry erosion.

Keywords: Slurry Erosion, WC-10Co-4Cr, HVOF, corrosion, Wear.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Usina hidrelétrica responsável pela geração de energia elétrica. ....	27
Figura 2. Esquema de um gerador e turbina Kaplan de uma usina hidrelétrica. ....	27
Figura 3. Diagrama de Schaeffler. ....	30
Figura 4. Diagrama esquemático do processo de erosão em material dúctil: a) antes do impacto, b) material de deformação da cratera e c) separação do material proveniente da superfície. ....	42
Figura 5. Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão do alumínio e da alumina. ....	44
Figura 6. Desgaste erosivo realizado em revestimentos contendo WC em diferentes ângulos de impacto. ....	45
Figura 7. Perda de volume ao longo do tempo em ensaio de erosão em meio aquoso. ....	46
Figura 8. Perda de massa acumulada ao longo de 20 horas de ensaio. ....	47
Figura 9. Relação entre taxa de erosão e energia de impacto de partículas [26]. ....	48
Figura 10. Características do revestimento de Aspersão Térmica. ....	50
Figura 11. Classificação dos Processos de Aspersão Térmica. ....	52
Figura 12. Esquema do processo de aspersão térmica por plasma (Plasma Spray). ....	53
Figura 13. Esquema do processo de aspersão térmica por arco elétrico (Electric Arc Spray – EAS). ....	54
Figura 14. Esquema do processo de aspersão térmica por chama alimentada por pó (Flame spraying - FS). ....	55
Figura 15. Esquema do processo de aspersão térmica por detonação (D-Gun). ....	56
Figura 16. Esquema do processo de aspersão térmica por chama hipersônica - HVOF (High-Velocity Oxygen-Fuel). ....	57
Figura 17. Esquema de instalação do processo HVOF. ....	57
Figura 18. Esquema da pistola de aspersão térmica HVOF. ....	58
Figura 19. Características da microestrutura do revestimento de Aspersão Térmica. ....	64
Figura 20. Desenho esquemático do tanque utilizado para ensaio de erosão em meio aquoso. ....	71
Figura 21. Eixo em aço inox AISI 304 com suporte para amostras. ....	72
Figura 22. Equipamento construído para realização dos ensaios de erosão em meio aquoso. ....	73
Figura 23. Perda de massa em relação ao tempo das amostras de alumínio, variando a velocidade de rotação em 2,2 - 4,2 - 8,2 m/s. ....	77
Figura 24. Perda de massa em relação ao tempo das amostras de aço 1045 variando a velocidade de rotação em 2,2 - 4,2 - 8,2 m/s. ....	78
Figura 25. Ensaio de erosão em meio aquoso das amostras de aço 1045 e da liga de alumínio, onde as amostras foram substituídas a cada hora. ....	79
Figura 26. Perda de massa em função do tempo de ensaio de erosão em meio aquoso das amostras de aço 1045 e da liga de alumínio, em que a lama (água e erodente) foi substituída a cada hora de ensaio. ....	80
Figura 27. Perda de Massa acumulada das amostras de aço 1045 e da liga de alumínio nos ensaios: trocando a lama (água e erodente) a cada hora, trocando as amostras a cada hora e utilizando a mesma lama e as mesmas amostras durante todo o ensaio. ....	81

Figura 28. Perda de massa acumulada do ensaio de erosão em meio aquoso da liga de alumínio, aço 1045 e aço 1045 tratado termicamente, na concentração de erodente de 15 % e velocidade periférica de 8,2 m/s. ....	82
Figura 29. Comparativo de perda de massa acumulada do ensaio de erosão em meio aquoso da liga de alumínio, aço 1045 e aço 1045 tratado termicamente, na concentração de erodente de 10 e 15 % e velocidade periférica de 8,2 m/s. ....	83
Figura 30. Comparativo de perda de massa acumulada do ensaio de erosão em meio aquoso da liga de alumínio, aço 1045 e aço 1045 tratado termicamente, na concentração de erodente de 15 % com granulometria de 50 % entre 250 e 500 $\mu\text{m}$ e os outros 50 % entre 500 e 600 $\mu\text{m}$ e velocidade periférica de 8,2 m/s. ....	84
Figura 31. Fluxograma de elaboração dos revestimentos de aspersão térmica HVOF. ....	87
Figura 32. Corpo de prova em seção circular para ensaio de adesão. ....	88
Figura 33. Corpos de prova para os ensaios de erosão em meio líquido. ....	89
Figura 34. Corpo de prova retangular para ensaios eletroquímicos e demais caracterizações. ....	89
Figura 35. Cabine de jateamento abrasivo com óxido de alumínio. ....	90
Figura 36. Equipamento de aspersão térmica: a) Pistola de aspersão (DJ2700) com a disposição das amostras, b) Braço robótico industrial, c) Equipamento com chama hipersônica. ....	92
Figura 37. Unidade de controle do processo de aspersão térmica HVOF, a) Controle dos gases e b) controle de vazão do pó. ....	93
Figura 38. Montagem dos corpos de prova para ensaio de adesão. ....	98
Figura 39. Potenciostato/galvanostato AUTOLAB utilizado nos ensaios de OCP e polarização. ....	100
Figura 40. Célula eletroquímica utilizada nos ensaios de OCP e Polarização. ....	101
Figura 41. Distribuição granulométrica do erodente utilizado no equipamento de erosão em meio aquoso. ....	102
Figura 42. Equipamento de AccuraSpray-G3C: A) Equipamento durante a obtenção dos dados e B) Software utilizado para aquisição dos dados. ....	103
Figura 43. Difração de raios – X do aço inoxidável martensítico AISI 410. ....	104
Figura 44. Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do substrato: (a) 100x e (b) 500x. ....	104
Figura 45. Perfilometria 3D do substrato de aço inoxidável martensítico AISI 410 após o processo de jateamento com óxido de alumínio. ....	105
Figura 46. Espectro de difração de raios-X do pó de WC-10Co-4Cr. ....	106
Figura 47. Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do pó utilizado para aspersão térmica (HVOF) (WC-10Co-4Cr): (A) Aumento de 250 x e (B) Aumento de 500 x. ....	106
Figura 48. Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) do pó de WC-10Co-4Cr utilização no processo de aspersão térmica HVOF. ....	107
Figura 49. Difração de raios-x dos revestimentos aspergidos pelo processo HVOF: P-1, P-2, P-3, P-4 e P-5. ....	108
Figura 50. Imagem óptica do corte transversal para medida de espessura dos revestimentos: A) P-1, B) P-2, C) P-3, D) P-4 e E) P-5. ....	109

Figura 51. EDS do corte transversal de uma camada de WC-10Co-4Cr (P-3) depositada sobre o substrato de AISI 410: A) Imagem corte transversal, B) Elemento W, C) Elemento Fe, D) Elemento Cr, E) Elemento Al e F) Elemento Co. ....	111
Figura 52. Perda de massa acumulada do substrato AISI 410 e do revestimento com diferentes porosidades das amostras como depositadas em ensaio de erosão em meio aquoso. ....	115
Figura 53. EDS em linha da seção transversal da amostra como depositada (P-1). ....	117
Figura 54. Perda de massa acumulada das amostras P-1 depositadas após remoção por lixamento de 50 e 70 $\mu\text{m}$ de espessura. ....	118
Figura 55. MEV de vista superior do revestimento: A) Como Depositado, B) Como Depositado após o ensaio de erosão em meio aquoso, C) Revestimento Lixado (50 mm) e D) Revestimento Lixado após o ensaio de erosão em meio aquoso. (P-1) ....	120
Figura 56. Imagem MEV/EDS do revestimento de WC-10Co-4Cr lixado após 10 horas de ensaio de desgaste de erosão em meio aquoso: A) Imagem de Topo; B) Imagem de distribuição dos elementos WC, Co e Cr; C) Cobalto; D) Cromo e E) Tungstênio. ....	121
Figura 57. Polarização do revestimento WC-10Co-4Cr depositado pelo processo HVOF utilizando os parâmetros P-3, comparando amostras como depositadas e lixadas. ....	122
Figura 58. Polarização do substrato lixado e dos revestimentos com maior porosidade (P-4 3,01 %) e menor porosidade (P-5 0,30 %). ....	124
Figura 59. Reprodução de ensaios de perda de Massa Acumulada da reprodução de amostras de alumínio e aço 1045 em baixa velocidade ( $2,2 \text{ m.s}^{-1}$ ), utilizando 10 % de concentração de erodente com granulometria < 600 $\mu\text{m}$ . ....	131
Figura 60. Reprodução de ensaios de perda de Massa Acumulada da reprodução de amostras de alumínio e aço 1045 em média velocidade ( $4,2 \text{ m.s}^{-1}$ ), utilizando 10 % de concentração de erodente com granulometria < 600 $\mu\text{m}$ . ....	132
Figura 61. Reprodução de ensaios de perda de Massa Acumulada da reprodução de amostras de alumínio e aço 1045 em alta velocidade ( $8,2 \text{ m.s}^{-1}$ ), utilizando 10 % de concentração de erodente com granulometria < 600 $\mu\text{m}$ . ....	132
Figura 62. Reprodução de ensaios de perda de massa do substrato de alumínio, com concentração de erodente de 10 % e granulometria < 600 $\mu\text{m}$ , velocidade de $8 \text{ m.s}^{-1}$ , trocando a amostra a cada hora. ....	133
Figura 63. Reprodução de ensaios de perda de massa do substrato de aço 1045, com concentração de erodente de 10 % e granulometria < 600 $\mu\text{m}$ , velocidade de $8 \text{ m.s}^{-1}$ , trocando a amostra a cada hora. ....	133
Figura 64. Reprodução de ensaios de perda de massa do substrato de alumínio, concentração de erodente de 10 % e granulometria < 600 $\mu\text{m}$ , velocidade de $8 \text{ m.s}^{-1}$ , trocando o erodente a cada uma hora. ....	134
Figura 65. Reprodução de ensaios de perda de massa do substrato de aço 1045, concentração de erodente de 10 % e granulometria < 600 $\mu\text{m}$ , velocidade de $8 \text{ m.s}^{-1}$ , trocando o erodente a cada uma hora. ....	134
Figura 66. Reprodução de ensaios de perda de massa dos substratos de liga de alumínio, aço 1045, e aço 1045 com tratamento térmico, com aumento da concentração de erodente de 15 % e granulometria < 600 $\mu\text{m}$ , velocidade de $8 \text{ m.s}^{-1}$ . ....	135

Figura 67. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-1 como depositado com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	136
Figura 68. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-3 como depositado com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	137
Figura 69. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-5 como depositado com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	137
Figura 70. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-1 lixado (removendo 50 e 70 $\mu\text{m}$ ) com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	138
Figura 71. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-3 lixado (removendo 50 e 70 $\mu\text{m}$ ) com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	138
Figura 72. Reprodução de ensaios de perda de massa do revestimento P-5 lixado (removendo 50 e 70 $\mu\text{m}$ ) com concentração de erodente de 15 % e granulometria (50 % 250-500 $\mu\text{m}$ + 50 % 500-600 $\mu\text{m}$ ), velocidade de 8 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ .	139
Figura 73. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-1 como depositado.	139
Figura 74. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-2 como depositado.	140
Figura 75. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-3 como depositado.	140
Figura 76. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-4 como depositado.	141
Figura 77. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-5 como depositado.	141
Figura 78. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-1 lixado.	142
Figura 79. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-2 Lixado.	142
Figura 80. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-3 Lixado.	143
Figura 81. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-4 Lixado.	143
Figura 82. Reprodução de ensaios de polarização eletroquímica do revestimento P-5 lixado.	144

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição Química do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM. ....	36
Tabela 2. Composição Química do Aço Inoxidável Martensítico CA15. ....	37
Tabela 3. Mecanismos de redução de desgaste abrasivo e erosivo.....	46
Tabela 4. Características dos principais processos de aspersão térmica. ....	52
Tabela 5. Substratos metálicos utilizados na validação do equipamento de erosão em meio aquoso, assim como a dureza e rugosidade superficial.....	74
Tabela 6. Variação de parâmetros para melhor compreensão do desgaste de erosão em meio aquoso. ....	75
Tabela 7. Composição química do aço inoxidável martensítico AISI 410. ....	88
Tabela 8. Composição química do pó WOKA 3653 utilizado no processo de aspersão térmica HVOF. ..	91
Tabela 9. Parâmetros do processo de aspersão térmica HVOF. ....	94
Tabela 10. Variação dos parâmetros operacional do processo de aspersão térmica HVOF. ....	95
Tabela 11. Pré-tratamento superficial das amostras. ....	96
Tabela 12. Parâmetros utilizados nas análises de difração de raio-X. ....	96
Tabela 13. Parâmetros utilizados no processo de microdureza. ....	99
Tabela 14. Composição química do aço inoxidável martensítico AISI 410: A) Conforme norma ASTM A276A276M-16 e B) Obtido por espectrômetro de emissão óptica.....	103
Tabela 15. Rugosidade superficial do substrato de aço inoxidável martensítico AISI 410 após jateamento. ....	105
Tabela 16. Características do processo de aspersão térmica HVOF e propriedades dos revestimentos de WC-10Co-4Cr depositados sobre o aço inoxidável AISI 410. ....	112
Tabela 17. Dureza e rugosidade dos revestimentos de WC-10Co-4Cr depositados com HVOF e do substrato de aço AISI 40.....	114
Tabela 18. Taxa de erosão em meio aquoso por período e as equações correspondentes. ....	119
Tabela 19. Dados obtidos a partir da extrapolação das linhas de Tafel nas curvas de polarização (P-3, P-4, P-5 e AISI 410).....	123

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

APS	Aspersão térmica pelo processo de plasma – <i>Atmosferic Plasma spray</i>
ASTM	American standard for testing materials
CGH's	Grandes centrais hidrelétricas
D-Gun	Aspersão Térmica por Detonação
DRX	Difração de Raio-X
LACER	Laboratório de Materiais Cerâmicos
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
Ecorr	Potencial de Corrosão
ECS	Eletrodo de Calomelano Saturado
EAS	Aspersão Térmica por Arco Elétrico – <i>Electric arc spray</i>
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
GPa	Giga Pascal
GWh	Gigawatt-hora ( $10^9$ Wh)
FS	Aspersão Térmica por Chama – <i>Flame spray</i>
HVOF	Aspersão Térmica por Chama Hipersônica – <i>High Velocity Oxy-Fuel Flame</i>
Hz	Hertz
kN	Quilonewton
kgf	Quilograma-força
kHz	Quilohertz
kV	Quilovolt
mA/cm <sup>2</sup>	Miliampere por Centímetro Quadrado
MAPP	Metil – Acetileno – Propano
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
OCP	Potencial de Circuito Aberto
PCH's	Pequenas Centrais Hidrelétricas
rpm	Rotação por Minuto
scfh	Pé Cúbico por Hora – <i>Standart cubic feet per hour</i>
Ra	Rugosidade Média
CCC	Cúbica de corpo centrado

CFC

Cúbica de face centrada

CNC

Computador de Controle Numérico

## LISTA DE SÍMBOLOS

%	Percentual
° C	Graus célsius
Ø	Diâmetro
g/min	Gramas por Minutos
i	Densidade de Corrente [A/cm <sup>2</sup> ]
s	Segundo
Hz	Frequência
cv	Cavalos de vapor
Si	Silício
T	Temperatura
V	Volt
v	Velocidade [m/s]
WC	Carboneto de Tungstênio
W	Tungstênio
µm	Micrometro
Y	Relação Combustível/Oxigênio
Y <sub>stoi</sub>	Razão estequiométrica
Mf	Temperatura final da transformação martensítica
Mo	Molibdênio
mV.s <sup>-1</sup>	Mili Volti por Segundo
MPa	Mega Pascal
Ms	Temperatura de início da transformação martensítica
MW	Mega Whatts
NaCl	Cloreto de Sódio
Ni	Níquel
S	Enxofre
P	Fósforo
H	Hidrogênio
O	Oxigênio
Ti	Titânio
Nb	Nióbio

C	Carbono
A/cm <sup>2</sup>	Ampere por centímetro quadrado
AISI	American iron and steel institute
Al	Alumínio
E	Potencial
SiO <sub>2</sub>	Óxido de silício
CrO	Óxido de cromo
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de alumínio
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de Ferro
MgO	Óxido de magnésio
CaO	Óxido de cálcio
AZ91	Liga de magnésio
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Zn	Zinco
mm	Milímetro
mm/min	Milímetro por Minutos
mm/s	Milímetro por Segundo
mg/h	Miligramas por Hora
m/s	Metros por Segundo
mg	Miligrama
PH	Endurecimento por precipitação

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>21</b>
<b>2 OBJETIVO .....</b>	<b>25</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>26</b>
3.1 USINAS HIDRELÉTRICAS .....	26
3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS .....	28
3.2.1 Aço Inoxidável Martensítico.....	32
3.2.1.1 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM .....	35
3.2.1.2 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA15 .....	37
3.3 DEGRADAÇÕES DOS MATERIAIS APLICADOS EM TURBINAS .....	38
3.3.1 Desgaste por Corrosão.....	39
3.3.1.1 Ensaios Eletroquímicos .....	40
3.3.2 Desgaste por Erosão .....	41
3.3.3 Corrosão - Erosão.....	48
3.4 ASPERSÃO TÉRMICA .....	49
3.4.1 Processos de Aspersão Térmica .....	51
3.4.1.1 Aspersão Térmica pelo Processo Plasma (Atmosferic Plasma Spray - APS) .....	52
3.4.1.2 Aspersão Térmica por Arco Elétrico (Electric Arc Spraying -EAS).....	53
3.4.1.3 Aspersão Térmica por Chama (Flame Spray - FS).....	54
3.4.1.4 Aspersão Térmica por Detonação (D-Gun).....	55
3.4.1.5 Aspersão Térmica por Chama Hipersônica (High-Velocity Oxygen-Fuel-HVOF)....	56
3.4.2 Preparação do Substrato.....	59
3.4.2.1 Limpeza da Superfície .....	59
3.4.2.2 Jateamento Abrasivo .....	60
3.4.2.3 Pré-Aquecimento do Substrato .....	61
3.5 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES REQUERIDAS DOS REVESTIMENTOS.....	61
3.5.1 Microestrutura.....	61
3.5.2 Porosidade.....	63
3.5.3 Dureza .....	65
3.5.4 Aderência.....	65
3.5.5 Espessura de Camada .....	66
3.5.6 Erosão em revestimentos Cermet .....	67
3.6 INFLUÊNCIAS DA POROSIDADE SOBRE A RESISTÊNCIA AO DESGASTE NOS REVESTIMENTOS.....	68
3.7 CARACTERÍSTICAS DO EQUIPAMENTO DE EROSIÃO EM MEIO AQUOSO .....	69
<b>4 DESENVOLVIMENTO E VALIDAÇÃO DO EQUIPAMENTO DE EROSIÃO EM MEIO AQUOSO.....</b>	<b>71</b>

4.1 ELABORAÇÃO DO EQUIPAMENTO DE EROÇÃO EM MEIO AQUOSO.....	71
4.2 METODOLOGIA .....	74
4.3 RESULTADOS PARCIAIS .....	76
4.3.1 Ensaio 1 .....	76
4.3.2 Ensaio 2.....	78
4.3.3 Ensaio 3.....	79
4.3.4 Ensaio 4.....	81
4.3.5 Ensaio 5.....	83
4.4 CONCLUSÕES PARCIAIS .....	84
<b>5 APLICAÇÃO DO MÉTODO DE DESGASTE POR EROÇÃO EM MEIO AQUOSO NO AÇO AISI 410 REVESTIDO COM WC-10CO-4CR DEPOSITADO PELO PROCESSO HVOF .....</b>	<b>86</b>
5.1 MATERIAIS E METODOS.....	87
5.1.1 Substrato.....	87
5.1.1.1 Preparação do Substrato.....	89
5.1.2 Materiais Utilizados para Elaboração dos Revestimentos.....	90
5.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	91
5.2.1 Equipamento de Aspersão Térmica (HVOF).....	91
5.2.2 Elaboração dos Revestimentos por Aspersão Térmica HVOF .....	93
5.2.3 Preparação Metalográfica .....	95
5.2.4 Caracterização Morfológica e estrutural dos revestimentos.....	96
5.2.5 Aderência.....	97
5.2.6 Espessura de Camada .....	98
5.2.6 Porosidade do Revestimento .....	98
5.2.7 Dureza .....	99
5.2.8 Ensaio Eletroquímicos .....	99
5.2.9 Ensaio de Erosão.....	101
5.2.10 Monitoramento da Velocidade e Temperatura das Partículas.....	102
5.3 RESULTADOS PARCIAIS .....	103
5.3.1 Análise do Substrato AISI 410.....	103
5.3.2 Análise do Pó de Carbetto de Tungstênio .....	105
5.3.4 Caracterização do Revestimento .....	108
5.3.4.1 Resistência a Erosão .....	115
5.3.4.2 Resistência a Corrosão.....	121
5.4 CONCLUSÕES PARCIAIS.....	125
<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>127</b>
<b>7 TRABALHOS RELACIONADOS AO TEMA.....</b>	<b>129</b>
<b>8 SUGESTÃO PARA FUTUROS TRABALHOS .....</b>	<b>130</b>
<b>9 ANEXO A.....</b>	<b>131</b>

<b>10 ANEXO B.....</b>	<b>136</b>
<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>145</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Na geração hidráulica, suas enormes turbinas são responsáveis em transformar a energia potencial e cinética da água de um rio em energia elétrica. A geração de energia elétrica através de usinas hidrelétricas apresenta um ganho muito grande em relação às outras fontes geradoras de energia, como menor geração de poluentes e menores custos de produção. Em agosto de 2019 o Brasil produziu 45.551 GWh, onde de toda a energia elétrica produzida no Brasil, a geração hidráulica foi responsável por 59,5 %, a térmica por 25,4 %, a eólica 14,1 % e a solar 1 % do total produzido no país [1]. Essa parcela significativa na geração de energia pelas usinas hidrelétrica, é devido aos baixos custos operacionais e baixa geração de poluentes.

As turbinas hidráulicas usadas no processo são tipicamente feitas de aço inoxidável martensítico fundido (CA6NM e CA15), que passam por processos de têmpera e revenimento, resultando em boas combinações de propriedades mecânicas, como boa resistência à erosão por cavitação, resistência à corrosão e ótima tenacidade [2,3,4].

Como estes materiais são utilizados na fabricação das pás de rotores de turbinas hidráulicas utilizadas em hidrelétricas, desgastes provenientes da cavitação, erosão e corrosão, fazem com que estes componentes tenham diminuído significativamente o tempo útil de disponibilidade. Estes processos de desgastes variam conforme as características da água e o regime de operação empregado no processo. Assim como a presença de trincas, provenientes de defeitos de obtenção (fundição) dos componentes e de reparos, como soldagem (muito empregada em reparos por corrosão), ou ainda oriundas dos diferentes mecanismos de fadiga de baixo e alto ciclo [5,6,7].

No sentido de aumentar a disponibilidade dos materiais utilizados em turbinas de hidráulicas, diferentes técnicas visando melhorar as propriedades superficiais estão sendo estudadas, podendo se destacar tratamentos termoquímicos superficiais [8,9], técnicas de deposição por soldagem e deposição por aspersão térmica [10]. Devido às crescentes pesquisas no desenvolvimento de novos materiais, os revestimentos começaram a melhorar o desempenho de materiais quanto à resistência ao desgaste e à corrosão, ao isolamento térmico e elétrico [11,12].

Entre as diversas técnicas de obtenção de revestimentos, a técnica de aspersão térmica tem se destacado por apresentar grande versatilidade nas deposições de materiais sobre os diversos tipos de substratos, pois não ocorre alteração na macroestrutura desses, devido às baixas temperaturas em que os substratos são submetidos. Sendo assim, é

possível aplicar diferentes revestimentos em materiais de baixa temperatura de fusão, como polímeros termoplásticos, bem como materiais com elevada temperatura de fusão, como os materiais metálicos [13,14]. Entre todos os processos de aspersão térmica, o que produz um dos menores aquecimentos do substrato é o processo de aspersão térmica por chama hipersônica (HVOF) decorrente das altas velocidades de partículas empregadas neste processo [15,16].

Com a vasta variedade de materiais que podem ser aplicados como revestimento, a técnica de aspersão térmica é muito utilizada pelas indústrias, na fabricação e recuperação de componentes. Entre elas, encontra-se a aeroespacial, automotiva, biomédica, fabricação dos aços, de papel e têxtil, nuclear e de geração de energia, além da de óleo e gás [13,14]. Como exemplo de materiais utilizados em aplicações específicas tem o  $ZrO_2$  e o  $Al_2O_3$  que atuam como barreira térmica em componentes utilizados na indústria aeroespacial, materiais puros como Al e Zn ou ligas de AlZn, AlNi, NiCr utilizados na proteção contra corrosão em instalações de produção de energia, e Ti em revestimento de próteses biocompatíveis [12,13,17]. Para os mais diversos tipos de desgaste são utilizados desde ligas de estanho, até ligas contendo carboneto de tungstênio, o qual possui alta dureza superficial, sendo interessante em processos que exijam bom desempenho à desgastes, como cavitação e erosão [14,18].

Para proteção contra o desgaste abrasivo, são utilizadas ligas autofluxantes de NiCr, contendo B, Si e C,  $Al_2O_3$ , CrO, CrC, WC. No caso de carboneto de cromo a matriz é composta da liga NiCr e para carboneto de tungstênio o ligante é o cobalto [14,18].

Trabalhos recentes mostram estudos de ligas de WC-Co com adição de carboneto de vanádio como partículas duras [19], e carbonetos e diboretos de titânio utilizando como fase ligante FeCr ou NiCr [20,21]. Contudo, revestimentos protetores vêm sendo estudados a fim de proteger as pás dos rotores de turbinas hidrelétricas, com o objetivo de proporcionar maior durabilidade das pás, em consequência aumentarem a disponibilidade do equipamento na geração de energia elétrica.

WANG et al. [22] estudaram revestimentos de  $WC_{10}Co_4C$  depositados por aspersão térmica utilizando os processos HVOF e HVAF a fim de melhorar o desempenho dos componentes de turbina hidrelétricas. Os revestimentos depositados pelo processo HVAF apresentaram menor porosidade, maior dureza, melhor resistência à cavitação e a erosão quando comparados com revestimento depositado pelo processo HVOF. A diferença entre os processos de aspersão térmica HVOF e HVAF, é que no processo HVOF é utilizado oxigênio e no HVAF é utilizado ar na formação da chama de deposição

do processo de aspersão térmica. Neste estudo os autores analisaram a resistência dos revestimentos contra a erosão em meio aquoso utilizando areia como abrasivo, onde a lama era acelerada por ar comprimido e direcionada para as amostras.

Laguna-Camacho et al. [23] realizaram desgaste erosivo (ASTM G76-95) em aço inoxidável AISI 304, 316 e 420, com várias aplicações, incluindo turbinas hidráulicas. Neste teste, as partículas abrasivas são lançadas por um bico usando um fluxo de ar comprimido, impactando-as nas superfícies das amostras. A velocidade de impacto foi de  $24 \pm 2$  m / s durante um período máximo de 10 minutos, e as amostras foram removidas para pesagem a cada 2 minutos. Outros métodos erosivos foram utilizados por outros autores [24,25], com equipamentos nos quais as amostras são presas ao eixo rotativo principal, conectado a um motor, localizado na parte superior, resultando em um movimento centrífugo. Esse conjunto é submerso em um tanque contendo água e abrasivo, que, quando acionado, gera desgaste erosivo nas amostras conectadas ao eixo.

MANN et al. [26] compararam revestimentos de WC-Co-Cr depositados pelo processo HVOF com a nitretação a plasma aplicado em ligas metálicas, com intuito de combater a corrosão e os mecanismos de desgaste. Neste estudo os revestimentos de HVOF apresentaram melhor desempenho frente a desgaste abrasivo e erosivo, no entanto, alguns vazios são apresentados como defeitos por este processo, podendo causar deterioração do revestimento de HVOF.

No presente trabalho, os revestimentos à base de carboneto de tungstênio foram obtidos utilizando ligantes de cromo e cobalto [22,27], responsáveis pela tenacidade da camada de revestimento [24]. Essas camadas podem ter diferentes níveis de porosidade, dependendo dos parâmetros usados no processo de pulverização. Os revestimentos depositados foram caracterizados quanto à adesão, morfologia, estrutura, distribuição elementar, resistência à corrosão e resistência ao desgaste por erosão em lamas contendo erodentes. Para caracterizar o comportamento do revestimento nesses meios, que simulam até certo ponto as condições encontradas em uma turbina hidráulica em funcionamento, foi desenvolvido um dispositivo que conjuga processos de erosão de lama. Este dispositivo foi baseado em pesquisas feitas em outros materiais e para outras aplicações [25,28]. No entanto, ensaios de desgaste por erosão por lama dos revestimentos usados nas pás das turbinas hidráulicas, que simulam as operações desses dispositivos, são necessários para uma melhor compreensão dos mecanismos de desgaste que atuam nesses componentes.

Neste contexto, é de interesse obter melhor desempenho dos revestimentos de carboneto de tungstênio (WC-Co-Cr) sobre o aço inoxidável martensítico AISI 410, utilizando a técnica de aspersão térmica HVOF. Contudo, os produtos resultantes serão caracterizados quanto à aderência, morfologia, quanto à estrutura, a resistência a corrosão e a resistência ao desgaste por erosão em meio líquido. Como contribuição, este trabalho vem a investigar o desgaste erosivo em meio aquoso em revestimentos de WC-10Co-4Cr obtidos pelo processo HVOF, sobre aço inoxidável, obtendo diferentes porosidades através da modificação de parâmetros de processo. Pretende-se assim, contribuir para um melhor entendimento da degradação dos revestimentos de carbeto de tungstênio em função de sua microestrutura, simulando o real ambiente dos componentes de turbina hidráulicas.

## 2 OBJETIVO

O presente trabalho teve como objetivo investigar a degradação do revestimento de carbetto de tungstênio depositado por aspersão térmica, sobre aço inoxidável, submetendo-o ao desgaste por erosão em meio aquoso. A partir do estudo das diferentes porosidades obtidas através da obtenção do revestimento, relacionadas a degradação por erosão em meio aquoso e corrosão.

### **Os objetivos específicos:**

Para execução deste trabalho foi necessário estabelecer os seguintes objetivos específicos:

- a) Obtenção de revestimentos de WC-10Co-4Cr com diferentes porosidades, modificando parâmetros operacionais do processo de aspersão térmica;
- b) Caracterização dos revestimentos quanto a sua microestrutura e propriedades físicas e mecânicas;
- c) Desenvolvimento de um equipamento capaz de caracterizar o revestimento proposto no ensaio de erosão em meio aquoso, possibilitando a variação de velocidade de impacto e granulometria do erodente e fluxo de partículas erosivas;
- d) Determinar a taxa de desgaste dos materiais submetidos às condições de desgaste por erosão em meio aquoso;
- e) Investigar a possível interferência das propriedades dos revestimentos obtidos por HVOF, como microestrutura, dureza e porosidade nas taxas de desgastes oriundas do processo de erosão em meio aquoso.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

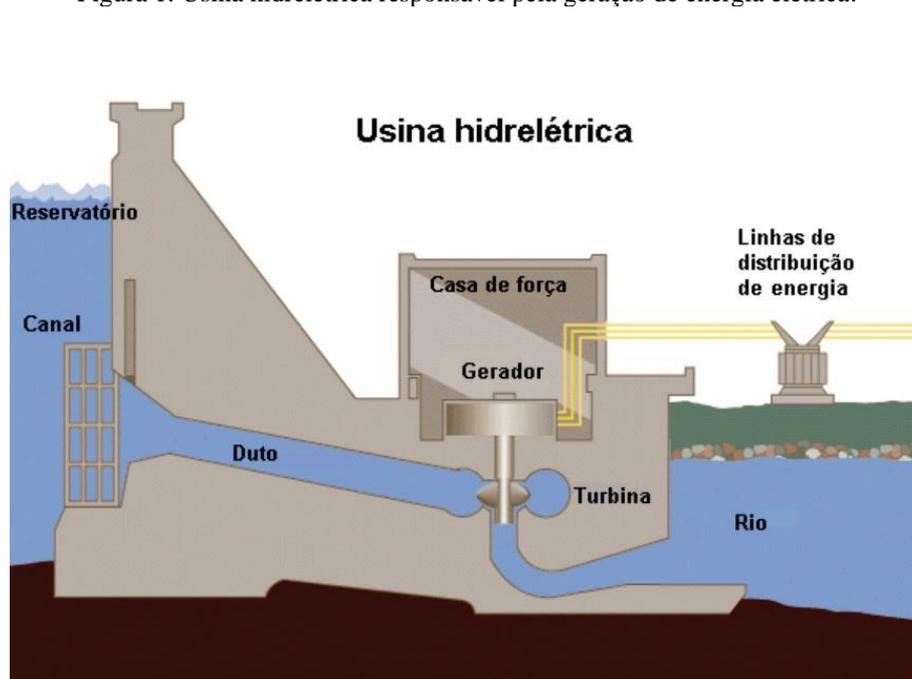
#### 3.1 USINAS HIDRELÉTRICAS

O Brasil possui 1.426 usinas hidrelétricas instaladas e gerando energia elétrica, que somadas, representaram um acúmulo de energia de novembro/2017 a outubro/2018 de 391,085 GWh. Somente no mês de outubro de 2018 a geração hidráulica correspondeu a 69 % do total de energia elétrica produzida no Brasil, o restante se divide em usinas termelétricas, nuclear, eólica e solar. Para chegar a estes números, as hidrelétricas mantiveram uma média de disponibilidade operacional que atendesse a meta pré-estabelecida de 94 % [1].

O processo de geração de energia gerado pela força da água é muito antigo, iniciando-se com a utilização das chamadas rodas d'água, que através da ação direta de uma queda da água produzia energia mecânica, que era responsável por diversas atividades, como a moagem de grãos. A partir do século XVIII, com o desenvolvimento de novas tecnologias, como o motor, dínamo e turbina hidráulica, possibilitaram a conversão da energia mecânica em energia elétrica, possibilitando assim a geração de energia elétrica através do aproveitamento do potencial hidráulico de uma queda da água.

Em todo o território brasileiro, são diversos os potenciais geradores de energia elétrica produzida através de redes fluviais, podendo estas, serem classificadas de acordo com a sua potência de geração de energia em dois principais tipos: as pequenas centrais hidrelétricas (PCH's) que produzem de 1 MW a 30 MW (Resolução ANEEL N.º 394/98), e as grandes centrais hidrelétricas (CGH's), que produzem mais de 30 MW [29]. Dentre todas as usinas hidrelétricas, a Itaipu Binacional é líder mundial em geração de energia elétrica, produzindo no ano de 2018 96,6 milhões de MWh, sua quarta melhor marca na história. Em 2016, a produção chegou a 103 milhões MWh, estabelecendo um novo recorde mundial de produção anual. De toda a energia produzida, a Itaipu Binacional é responsável por fornecer 15 % da energia consumida no Brasil e 90 % no Paraguai [30]. Na Figura 1 é apresentado um modelo de usina hidrelétrica.

Figura 1. Usina hidrelétrica responsável pela geração de energia elétrica.

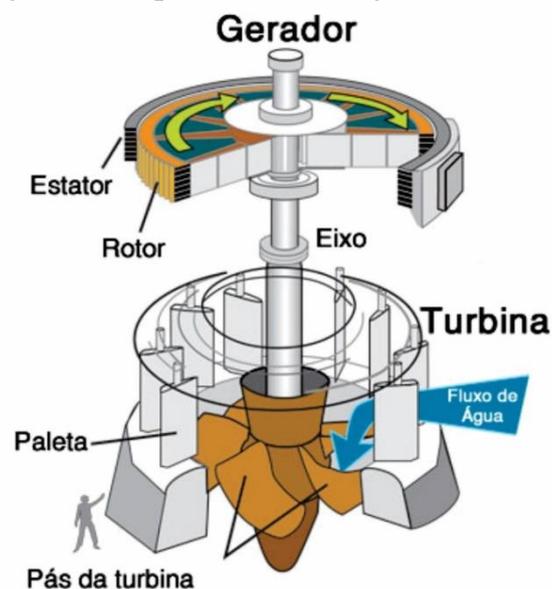


Fonte: Portal São Francisco, 2017 [31].

A energia gerada em uma usina hidrelétrica ocorre através da movimentação das turbinas hidráulicas, sendo estas projetadas para transformar energia hidráulica de um fluxo de água em energia mecânica na forma de torque e velocidade de rotação. Esta rotação é aplicada no gerador, e este transforma em energia elétrica.

Na Figura 2 é apresentado um desenho esquemático de um gerador acoplado a uma turbina hidráulica.

Figura 2. Esquema de um gerador e turbina Kaplan de uma usina hidrelétrica.



Fonte: Adaptado de U.S. ARMY CORPS OF ENGINEERS, 2015 [32].

As turbinas hidráulicas podem ser dos tipos Francis, Pelton e Kaplan, diferenciando-se pela forma de propulsão, sendo muito utilizado como material de fabricação o aço inoxidável martensítico CA6NM [7,33], pois possui uma excelente combinação de propriedades, como soldabilidade, resistência a tração e ductilidade [34].

Na fabricação do aço inoxidável CA6NM há grande necessidade de controle no processo de fundição da liga, limitando seu teor de carbono em no máximo 0,06 %, conforme rege a ASTM A743/A743M [35]. No processo de fundição são adicionados os elementos níquel e molibdênio, proporcionando menores tendências a defeitos de fundição oriundos do processo de solidificação, como microporosidades e microrechupes [5,36].

Após a fundição, o aço CA6NM passa pelos processos de tratamento térmico de têmpera e revenimento. Este tratamento térmico seguido de revenimento confere excelentes propriedades mecânicas, como resistência à deformação e à erosão por cavitação e ótima tenacidade. Estas características são necessárias, pois as pás das turbinas estão susceptíveis aos fenômenos de erosão e cavitação, que tendem a ser acelerados quando expostos a longos períodos e a variações de fluxo e pressão [37,38].

### 3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas, que possuem no mínimo 11 % em peso de cromo, sendo esta, a quantidade mínima necessária para formar uma camada uniforme e protetora de óxido na superfície, contribuindo na prevenção à corrosão e a oxidação em ambientes agressivos. O principal elemento de liga nos aços inoxidáveis é o cromo, e seu aumento percentual na liga acarreta em um aumento significativo da resistência a corrosão [37,39]. A adição de outros elementos de liga, como o níquel, molibdênio e nitrogênio, aumenta ainda mais essa resistência, os elementos de liga, ao entrarem em contato com o oxigênio do ar, formam uma película passiva, a qual se encarrega de proteger os aços da ação de agentes corrosivos, conferindo grande resistência à corrosão, pois a película funciona como uma barreira física entre a superfície da peça e o meio externo [37]. O carbono normalmente está presente nas quantidades entre 0,1 a 1 % nos aços inoxidáveis martensíticos [37,40].

O que determina a ação passivante do cromo ou de outros elementos de liga que constituem os aços inoxidáveis é a condição externa em que o material está envolvido ou

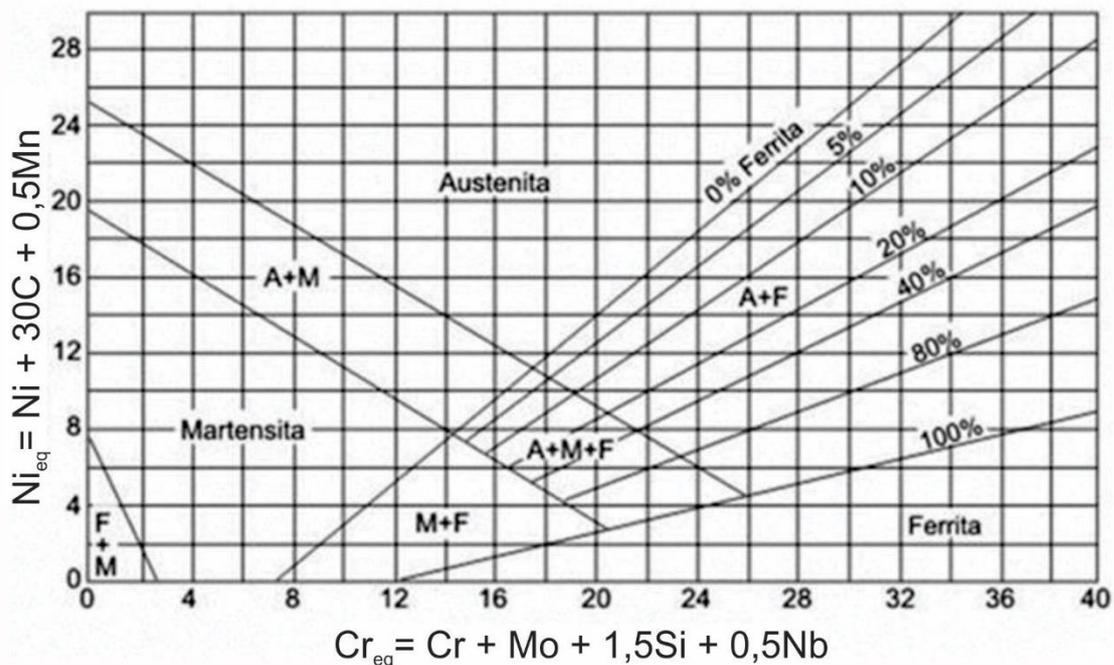
as características do próprio elemento passivante, como a quantidade do elemento na liga e sua distribuição.

Em condições externas, vale ressaltar as características do ambiente que envolve o material, como a temperatura, pressão, composição química do meio, bem como as de naturezas mecânicas.

De uma maneira geral, é possível dizer que quanto maior a quantidade de elementos passivantes em uma liga, maior será sua resistência à corrosão, desde que os mesmos se encontrem dissolvida na matriz. Se por algum motivo estes elementos se combinem formando precipitados, como carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos ou fases intermediárias, o efeito passivante será afetado, diminuindo proporcionalmente às fases formadas.

Conforme a composição química e a microestrutura predominante, aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco grupos principais que são os aços: ferríticos, austenítico, martensíticos, dúplex (aproximadamente 50 % ferrita e 50 % de austenita) e os endurecidos por precipitação (PH, *precipitation hardening*) ou envelhecimento [37,39,40]. A microestrutura é definida pelos elementos de liga e tratamentos térmicos. Os elementos de liga se dividem em dois grupos, os que tendem a estabilizar a austenita (Ni, C, N e Mn) e os que estabilizam a ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb), sendo previstas a quantidade destes elementos em relação ao cromo e níquel, obtendo assim o cromo equivalente e o níquel equivalente. A partir disso foi construído o diagrama de Schaeffer, que relaciona (à temperatura ambiente), a microestrutura esperada para aços com o teor de níquel e cromo equivalentes. O diagrama de Schaeffer é utilizado para relacionar a composição química à temperatura ambiente, assim como estimar a quantidade de metais de adição para se obter uma microestrutura desejada. Na Figura 3 é apresentado o diagrama de Schaeffer [37].

Figura 3. Diagrama de Schaeffler.



Fonte: CHIAVERINI, 2002 [37].

A estrutura dos aços inoxidáveis é determinada basicamente pela composição química, como teor de carbono, cromo, níquel, molibdênio, manganês entre outros, assim como os tratamentos térmicos e mecânicos realizados.

Aços inoxidáveis normalmente seguem o sistema de numeração da AISI (*American Iron and Steel Institute*), mas podem seguir outros, como o UNS (*Unified Numbering System*) ou por designação própria do fabricante da liga. No sistema AISI, o grau dos aços inoxidáveis possui uma classificação de três dígitos, sendo que os austeníticos fazem parte das séries 200 e 300, enquanto os aços ferríticos e os martensíticos dividem a série 400.

Com o objetivo de entender melhor as diferenças e as características microestruturais, serão descritas brevemente cada um dos grupos e das novas classes de aços inoxidáveis.

Aços inoxidáveis austeníticos são basicamente ligas de Fe-Cr-Ni, possuindo teor de cromo variando de 16 a 26 % e níquel até 35 %, se caracterizando por apresentarem estrutura cúbica de face centrada (CFC). A maior presença de cromo entre aços inoxidáveis associado a elevada quantidade de níquel em sua composição, proporcionando alta resistência à corrosão, resistência mecânica, trabalhabilidade e soldabilidade, acarretando ainda elevado custo devido à presença deste elemento. Assim como o níquel, o manganês e o nitrogênio possuem a função de estabilizar a austenita,

podendo desta forma, substituir o níquel em pequenas quantidades, a fim de reduzir o custo do material [39,41]. Os aços inoxidáveis austeníticos estão mais propensos a sintetização quando comparados aos demais aços inoxidáveis. A corrosão intergranular (sintetização) é devido ao empobrecimento do teor de cromo na liga, quando é aquecido a temperaturas relativamente altas (entre 450°C e 850°C), difusão do carbono para os contornos de grãos durante o aquecimento, ocasionando precipitação de carbonetos de cromo nas regiões de contorno de grão. A fim de proteger os aços inoxidáveis à sintetização, se faz necessário alguns cuidados: têmpera (1150°C) para dissolução de carbonetos, teor de carbono na liga inferior a 0,3 % e estabilização com titânio e nióbio por possuírem maior afinidade com o carbono.

Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitações são ligas de cromo-níquel, que contém elementos de precipitação como cobre, alumínio ou titânio. Aços possuem este nome por serem tratados termicamente com a intenção de elevar a resistência mecânica através da formação de precipitados. Dentro desta classificação de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, são encontrados aços de maior resistência e de maior temperatura de trabalho, podendo ser encontrado tanto a fase austenita quanto a martensita recozida. Quando encontrado na fase austenita recozida, são normalmente transformáveis em martensita por tratamento térmico, quando se faz necessário alta dureza por precipitação [41].

Aços inoxidáveis ferríticos se caracterizam por terem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), onde o teor de cromo na liga pode variar de 10,5 a 30 %, podendo conter ainda baixo teor de carbono e nitrogênio, molibdênio, silício, alumínio, titânio e nióbio, conferindo diferentes características. Devido à baixa solubilidade do carbono e nitrogênio e altas velocidades de difusão atômica na matriz ferrítica, a suscetibilidade deste material à sensitização é crítica. Para contornar este inconveniente, os teores de carbono e nitrogênio são mantidos tão baixos quanto possível, e normalmente são adicionados elementos estabilizadores (Ti e Nb) para se ligarem com o carbono e nitrogênio, deixando com isso o elemento cromo dissolvido na matriz [41].

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma estrutura mista de ferrita (CCC) e austenita (CFC). São ligas de Fe-Cr-Ni que consiste em uma matriz ferrítica com ilhas de austenita. O balanço entre as fases vai depender do fabricante, no entanto, o teor de austenita varia em uma faixa de 45 a 60 %, sendo obtido através de um controle simultâneo da composição química e a temperatura de solubilização. Aços inoxidáveis duplex são ligas de cromo e níquel, seguidos de outros elementos como: nitrogênio,

molibdênio, cobre, silício e tungstênio, garantindo um equilíbrio estrutural, assim como boa resistência a corrosão [39,41].

Aços inoxidáveis martensíticos são ligas de cromo e carbono, com teor de cromo variando de 10,5 a 18 %, e teor de carbono podendo atingir até 1 %. Outros elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio, podem ser adicionados para modificar a resposta de têmpera após o endurecimento. O tratamento térmico realizado nos aços martensíticos são os mesmos realizados para os aços de baixa liga, onde inicialmente os aços são austenitizados e na sequência são resfriados em uma faixa possível de produzir a martensita. Após se obter a martensita, é necessário a realização do revenimento para aumentar a ductilidade e aliviar as tensões [39,41].

Com as amplas opções de aços inoxidáveis, aços martensíticos oferecem excelente resistência à erosão por cavitação, seguindo dos aços inoxidáveis ferríticos [42,43]. Neste sentido, no presente trabalho, será utilizado aços inoxidáveis martensíticos, pois sua composição é próxima aos metais utilizados em pás de turbinas hidráulicas.

### *3.2.1 Aço Inoxidável Martensítico*

Aços inoxidáveis martensíticos são ligas de Fe-Cr-C, com teores de cromo entre 10,5 e 18 % e carbono entre 0,1 e 1,2 %, podendo conter outros elementos de liga, como o Mo, Ni, Si, Mn, P, S entre outros. No entanto o que diferencia é a presença de elementos gamagênicos, os quais permitem a formação da fase austenítica ( $\gamma$ ), e conseqüentemente a transformação martensítica [42].

A estrutura martensítica é alcançada através da têmpera que consiste na austenitização (aços inoxidáveis de 1050 a 1100 °C) de um aço seguida de um resfriamento abrupto ao ar, óleo ou água. A transformação martensítica, inicia a uma temperatura denominada de temperatura de início da transformação martensítica ( $M_s$ ), onde a transformação completa ocorre apenas quando a temperatura alcança um valor característico, chamado de temperatura final da transformação martensítica ( $M_f$ ), formando uma estrutura cristalina remanescente tetragonal de corpo centrado (TCC) [37,39,44].

Aços inoxidáveis martensíticos podem ser divididos em duas classes:

- a) Baixo carbono;
- b) Alto carbono.

### **Baixo teor de carbono**

No sistema Fe-C-Cr, aços com baixo teor de carbono, apresentam um domínio da austenita com teores de 0,1 % C e 12 % Cr, aproximando no limite de formação da ferrita-delta, a 1050 °C. Para obter a máxima resistência, aços devem possuir estrutura 100 % martensítica, e para isso, aços inoxidáveis devem ser totalmente austenitizados à temperatura de solubilização. Contudo, a resistência da martensita 0,1 % C é limitada a 1300 MPa, devendo ser ligado para aumentar a resistência ao revenimento e atingir níveis máximos de resistência mecânica [41].

### **Alto Teor de Carbono**

Com o aumento do teor de carbono, resulta em aumento da resistência à tração, devido ao aumento de carbonetos, necessitando elevar a temperatura de austenitização. Nesta classe de aços é visível a diminuição da tenacidade e diminuição da soldabilidade. O fato de haver maior teor de carbono pode causar precipitação do carboneto nos contornos dos grãos de austenita no momento que se aquece os aços em temperaturas próximas a 550 °C, causando a corrosão por pites e corrosão intergranular. É possível ainda manter o alto teor de carbono e aumentar o teor de cromo (16 – 17 %), para aplicações que se exijam maiores resistências a corrosão.

Esses aços possuem como principais características ser ferromagnético, boa trabalhabilidade, principalmente quando possuem baixo teor de carbono e boa resistência à corrosão quando expostos ao ar, água e determinadas substâncias químicas [37].

Em estado recozido (estrutura ferrítica), o aço inoxidável martensítico não apresenta bom comportamento frente à corrosão atmosférica. Isto porque durante a operação de recozimento, à temperatura aproximada de 760 °C, onde o carbono e o cromo se combinam para formar carboneto de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), que contém em peso, aproximadamente 95 % de cromo. Considerando o teor de carbono e o teor de cromo (aproximadamente 0,35 % C e 12,50 % Cr) e como quase todo o carbono precipita como carboneto de cromo durante o recozimento, esta precipitação retirará da solução sólida aproximadamente a metade do cromo disponível. Nesta condição o material da matriz não resiste à corrosão e não pode ser considerado propriamente como um aço inoxidável (já que não tem um mínimo de 11 % de cromo em solução sólida). Por isso os aços martensíticos são colocados em serviço somente após um tratamento térmico [45].

A propriedade mecânica dos aços inoxidáveis martensíticos, como dureza, é obtida devido ao teor de carbono presente na liga, assim como o tratamento térmico seguido do revenimento. Devido às características dos aços martensíticos, os mesmos são utilizados

na fabricação de componentes para diversas aplicações, como no caso de rotores de turbinas hidráulicas [2,46].

O processo de tratamento térmico é um ciclo que aquece até uma determinada temperatura os metais e os resfriam, alterando suas propriedades físicas e mecânicas, organizando os cristais dos metais, sem alterar sua forma. Essa reorganização ocorre na fase de austenitização, seguido do resfriamento brusco, abaixo da temperatura ( $M_s$ ) (temperatura de início da transformação martensítica), rápido o suficiente para obtenção a estrutura martensita. Normalmente o tratamento térmico é associado a melhoras nos materiais, como aumento em sua resistência mecânica, desgaste, fadiga, aumento ou redução da dureza, remoção de tensões residuais, melhora na usinabilidade ou na conformação. Assim como pode auxiliar outros processos de produção, como em operações a frio, onde após é realizado o tratamento térmico para restaurar a ductilidade do material [41].

No processo de revenimento o metal é reaquecido a uma temperatura abaixo da temperatura de transformação do aço (linha A1), sendo esta temperatura responsável pela pequena ou grande transformação da estrutura martensítica. O revenimento vem a corrigir a tenacidade e a elevada dureza, reduzindo as elevadas tensões produzidas pelo processo de têmpera, evitando a fragilidade dos metais [46].

Na etapa do revenimento é necessária atenção extra aos parâmetros, a fim de evitar a precipitação de carbonetos ou nitretos de cromo, que quando existentes diminuem a resistência a corrosão do aço, sendo que estes aços não são indicados em aplicações que envolvam altas temperaturas, pois sua resistência à corrosão é reduzida se a liga for aquecida acima de  $427\text{ }^\circ\text{C}$ , como é o caso do revenido ( $550$  a  $620\text{ }^\circ\text{C}$ ).

Segue a influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis [37]:

a) Carbono (C) é o elemento mais eficaz, e o mais empregado e com menor custo disponível para aumentar a dureza, a temperabilidade e a resistência dos aços, além de ser um forte gamagêneo, que estabiliza a austenita. Altos teores de carbono podem causar problemas, sendo necessário um cuidado especial quando se soldam estes tipos de aços, já para aços com baixos teores de carbono há melhora na soldabilidade, facilitando reparos em grandes componentes.

b) Cromo (Cr) é o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis, responsável pela resistência à corrosão, aumento da dureza e da resistência mecânica a altas temperaturas, além de ser um forte alfa-gêneo, que estabiliza a ferrita;

c) Manganês (Mn) é usado para aumentar a resistência à tração e a temperabilidade dos aços, além de neutralizar o efeito indesejável do oxigênio e do enxofre ao se combinar com esses elementos.

d) Níquel (Ni) é usado para melhorar a ductilidade ou a tenacidade do aço ao entalhe e a resistência à corrosão. Mantém a microestrutura desejada prevenindo excesso de ferrita por ser gamagêneo, compensando o efeito alfa-gêneo do cromo;

e) Molibdênio (Mo) é usado para melhorar a temperabilidade, a resistência à corrosão por pites e a resistência mecânica do aço, além de ser alfa-gêneo;

f) Titânio (Ti) e o nióbio (Nb) são usados para diminuir a tendência ao crescimento de grãos e estabilizar carbonetos, aumentando a soldabilidade, aumentando a resistência à corrosão intergranular.

g) Enxofre (S) é normalmente um elemento indesejável porque causa fragilidade no aço. Pode ser deliberadamente adicionado para melhorar a usinabilidade do aço.

h) Fósforo (P) é considerado um elemento residual nocivo nos aços porque reduz fortemente sua ductilidade e tenacidade. Entretanto, em alguns aços é adicionado em quantidades muito pequenas para aumentar sua resistência.

Na década de 60 foram desenvolvidos aços inoxidáveis martensíticos macios, como os aços CA6NM, que possui menor teor de carbono e pequenas adições de níquel e molibdênio, e o aço CA15, com percentuais mínimos de cromo para torna-lo um aço inoxidável com boa resistência a corrosão. O desenvolvimento desses aços ocorreu pela necessidade de fundição de peças de grandes dimensões, a fim de diminuir os defeitos presentes durante o processo de solidificação do material, como a segregação, micro rechupes e a formação de trincas.

#### *3.2.1.1 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM*

A classificação dos aços inoxidáveis fundidos ocorre conforme sua utilização e composição química, conforme a norma ASTM A743/A743M [35], onde a primeira letra caracteriza sua resistência à corrosão (C), já a segunda letra (A) indica o valor nominal do teor de níquel, seguindo a ordem de A-Z. O número indica a percentagem máxima de carbono presente na liga vezes 100, sendo neste caso 0,06% de carbono máximo, e por final, as letras NM correspondem aos elementos de liga presente, (N) para o níquel e (M) para o molibdênio [37].

Dessa maneira, com sua estrutura martensítica cúbica, proveniente do baixo teor de carbono, além de pequenas quantidades de austenita retida, o aço inox CA6NM, possui, como características, boa resistência à corrosão e à erosão por cavitação, sendo comumente utilizados na construção de turbinas hidrelétricas e a gás em indústrias petroquímicas, corpos de válvulas, cones e discos de compressores e em diversos elementos estruturais de aviões e motores. A composição do aço inoxidável martensítico CA6NM está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM.

Composição Química (% em peso)							
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
0,06 máx.	1,0 máx.	1,0 máx.	11,5 - 14,0	3,5 - 4,5	0,4 - 1,0	0,04 máx.	0,03 máx.

Fonte: ASTM A743, 2014 [35].

O aço inoxidável CA6NM foi desenvolvido principalmente na necessidade de se obter peças em aço inoxidável de grande porte, como turbinas a vapor, motores a jato, turbinas a gás e equipamentos para usinas hidrelétricas, tendo como características:

- Aumento da resistência ao impacto e aumento da soldabilidade diminuindo-se o teor de carbono;
- Ter uma microestrutura livre de ferrita- $\delta$  pelo aumento do teor de níquel;
- Suprimir a fragilização durante o revenimento e aumentar a resistência à corrosão com o aumento do teor de molibdênio;

Como já mencionado, os aços CA6NM são utilizados no estado temperado e revenido, atribuindo-se às variações dos parâmetros de tratamento térmico de têmpera, influência decisiva nas propriedades mecânicas. A têmpera dos aços ocorre após a solubilização que é um tratamento com aumento da temperatura, até o campo austenítico, normalmente entre 950 a 1050 °C, ocorrendo desta forma a homogeneização dos elementos segregados, a dissolução de carbonetos e decomposição da ferrita delta oriundo do estado bruto de fundição. Na sequência, o aço CA6NM sofre a têmpera propriamente dita, quando é resfriado rapidamente (velocidade acima da velocidade crítica), até uma temperatura abaixo da temperatura Ms, obtendo-se assim a martensita [37,38].

O revenimento dos aços depende de sua composição química e principalmente da aplicação final do material. As transformações que ocorrem no revenimento dos aços martensíticos CA6NM são responsáveis por proporcionar maiores tenacidade e ductilidade. O revenimento do aço inox martensítico fundido CA6NM ocorre em

temperaturas entre 550 e 620 °C, formando a austenita estável e finamente dispersa. Esta austenita não se transforma em martensita após o resfriamento, confere aos aços CA6NM ótima tenacidade. Em temperaturas superiores a 620 °C, a austenita estável é reduzida, e se tem um aumento da austenita instável, sendo esta capaz de se transformar em martensita após o resfriamento do revenido [2].

O níquel é um dos principais elementos estabilizantes de austenita, sendo este o motivo de sua utilização na obtenção dos aços inoxidáveis martensíticos [38,39]. Os conceitos de níquel equivalente, assim como cromo equivalente, foram criados a fim de regulamentar os efeitos da adição de outros elementos químicos aos aços, assim como quantificar a contribuição de cada elemento em sua microestrutura.

### 3.2.1.2 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA15

O aço inoxidável martensítico CA15 é uma liga de Fe-Cr que contém uma proporção mínima de cromo necessária para ser um aço inoxidável. Adquirindo assim boa resistência à corrosão, tanto em ambientes ao ar quanto em ambientes corrosivos [46].

É uma liga que apresenta alta temperabilidade, possibilitando a obtenção variada de dureza e propriedades mecânicas, mesmo em peças de grandes dimensões [46]. Também conforme técnica utilizada, é uma liga que apresenta boa soldabilidade [46].

O aço inoxidável CA15 apresenta uma estrutura essencialmente martensítica e/ou perlítica, isso vai depender da velocidade que ocorre o resfriamento. O baixo teor de níquel presente na liga não evita a formação da perlita, assim como ocorre nos aços CA6NM. Desta forma, o aço inox CA15 apresenta vastas opções de dureza, e seu elevado teor de carbono o torna muito mais fácil de temperá-lo [46]. A composição do aço inoxidável martensítico CA15 é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2. Composição Química do Aço Inoxidável Martensítico CA15.

Composição Química (% em peso)							
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
0,15 máx.	1,0 máx.	1,5 máx.	11,5 - 14,0	1,0 máx.	0,5 máx.	0,04 máx.	0,04 máx.

Fonte: AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2014 [35].

As características desta liga possibilitam sua utilização em turbinas, hélices de navio, válvulas, engrenagens, componentes de turbinas para hidrelétrica, etc [46].

O alto teor de carbono (0,15 %) do aço CA15 favorece uma grande possibilidade de peças defeituosas, com alto índice de trincas a quente, micro-rechupes e inclusões.

Sendo estes defeitos explicados pelo amplo intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus*. Neste sentido, os aços CA6NM vêm sendo utilizado para substituir o CA15, pois o baixo teor de carbono (0,06 %) associado a adição de níquel e molibdênio apresenta um estreitamento no intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus* (110 °C no CA15 para 26 °C no CA6NM), minimizando desta forma os defeitos nas peças [46].

### 3.3 DEGRADAÇÕES DOS MATERIAIS APLICADOS EM TURBINAS

Turbinas hidráulicas, quando em operação, estão suscetíveis a diversas degradações oriundas do processo de utilização. Problemas como perda de massa das hélices por erosão, cavitação e corrosão, acabam diminuindo a disponibilidade das turbinas para geração de energia elétrica, o que é altamente prejudicial ao quadro energético apresentado pelo Brasil [5,6,7].

No processo de cavitação ocorre a nucleação, crescimento e implosão de bolhas de vapor ou cavidades cheias de gases em um fluido. Estas bolhas são formadas em um líquido, onde a pressão estática do líquido é reduzida abaixo da pressão de vapor do líquido em temperatura ambiente [6], causando danos significativos à superfície do material. A formação dessas bolhas e das altas pressões ocorre milhares de vezes por segundo, provocando erosão na superfície metálica das pás do rotor.

Estudos realizados por autores Thapa et al. [47] e Koirala et al. [48], revelaram grandes danos em turbinas hidráulicas do tipo Francis ocasionados pelo fenômeno da erosão, resultando na severa degradação dos componentes e significativa redução no desempenho.

Durante todo este processo, é observado ainda a presença de corrosão, que associado aos demais tipos de desgaste, como erosão e cavitação, acelera o processo de desgaste, podendo algumas partes da turbina, como as pás do rotor, serem completamente arrancadas por estes desgastes [5].

Aços inoxidáveis martensíticos oferecem excelente resistência à erosão por cavitação, no entanto, a ocorrência de erosão tem aumentado nos últimos anos, devido às pressões operacionais mais elevadas e sistemas hidráulicos necessários para lidar com as crescentes necessidades de energia [7].

Contudo, o grande desafio é prever problemas relacionados ao desgaste, conseguindo antecipar a deterioração que os componentes de equipamentos estão sujeitos. No desgaste, o material é removido através do impacto de partículas sólidas ou

em meios líquidos ou gasosos [49]. Para Peterson et al. [50], os diferentes tipos de desgaste envolvem as propriedades dos materiais em contato e as condições de operação que se encontram.

A norma ASTM G40 [51] define como desgaste a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido ao contato e movimento com outro corpo sólido, líquido ou gasoso.

Para Burwell et al. [52], de uma forma geral o desgaste aumenta com o aumento do tempo de funcionamento, no entanto este aumento de desgaste não ocorre de forma linear, podendo haver variações para casos individuais. Outro ponto destacado pelo autor, é que geralmente o desgaste diminui com o aumento da dureza superficial.

### *3.3.1 Desgaste por Corrosão*

Aços inoxidáveis comparados com outros aços apresentam menores taxas de corrosão, devido à ocorrência da passivação quando são expostos à atmosfera e outros meios oxidantes. A passivação está relacionada com a capacidade dos materiais formarem uma fina camada de óxido sobre a superfície, atuando como barreira na difusão, diminuindo assim a taxa de corrosão [53].

O desgaste por corrosão pode ser definido como a degradação de materiais em que ambos os mecanismos de desgaste e corrosão são envolvidos. A combinação de desgaste e corrosão pode resultar na perda muito maior de materiais do que o efeito individual de cada desgaste, indicando o sinergismo entre os processos [49].

Desgaste por corrosão pode ocorrer em diversas situações, sendo a causa principal deste desgaste a reação química ou eletroquímica entre o material a ser desgastado e seu ambiente, como o ar ou a água, resultando na dissolução de material ou produto de reação em uma ou ambas as superfícies de atrito. Em sua maioria, os produtos de corrosão são ligados à superfície, e o atrito proporciona sua remoção. Portanto o desgaste por corrosão requer tanto a corrosão quanto outro mecanismo de desgaste [49,54]. A taxa de crescimento do produto de corrosão, ou película de óxido formada sobre a superfície, contribui com a diminuição da vida útil de equipamentos, no entanto, quando essa fina camada de óxido é removida pelo atrito do desgaste, o processo de deterioração é aumentado [54].

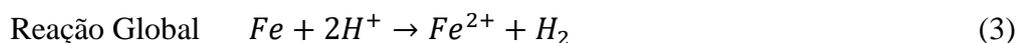
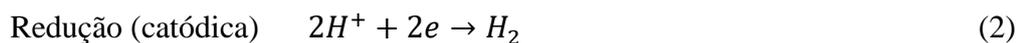
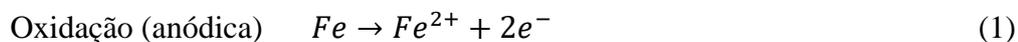
### 3.3.1.1 Ensaios Eletroquímicos

A corrosão em metais pode ser definida como a reação desse metal com o ambiente que se encontra, promovendo a perda de suas qualidades, como ductilidade, elasticidade e resistência mecânica. Porém, quando esse metal imerso em um eletrólito, ele tende a sofrer ataque de natureza eletroquímica, com perdas de elétrons (oxidação) e a consequente corrosão (dissolução), após remoção da fina camada passiva (para materiais que apresentam essa camada) [55].

As reações eletroquímicas consistem no envolvimento de materiais condutores de corrente elétrica (eletrodo) e um meio iônico (eletrólito). Nestas reações eletroquímicas geralmente são analisadas as trocas de valência que ocorre entre os elementos das reações, ou seja, oxidação e redução. Na oxidação, a perda de elétrons de átomos ou grupo de átomos, constituintes em uma reação química, resultando em um aumento de valência. Já a redução ganha elétrons de átomos ou grupo de átomos, resultando na diminuição de valência [53].

Estas reações de oxidação/redução ocorrem simultaneamente e interdependentes, podendo ser representadas através de uma célula eletroquímica, onde as reações de oxidação ocorrem em um eletrodo e as reações de redução ocorrem em outro eletrodo. Estas reações eletroquímicas são caracterizadas pela presença de reações anódicas e catódicas e a existência de uma diferença de potencial na interface eletrodo/eletrólito [53].

Reações catódicas (redução) podem ser definidas pela redução dos elementos reagentes, e as reações anódicas (oxidação) pela dissolução de um metal resultante de sua oxidação. Como exemplo, é apresentada a corrosão do ferro em soluções ácidas [53].



Reação para dissolução de um Metal ( $M \rightarrow M^{n+}$ ), em um meio qualquer impulsionada pela reação catódica ( $O \rightarrow R$ ), pode ser escrita como



Onde M é o metal, O é oxigênio ou outro reagente da oxidação, n+ é o multiplicador da carga elétrica e o R é o redutor. Os locais, na superfície do material, onde ocorre as reações anódicas e catódicas são chamadas respectivamente de ânodo e cátodo, os quais podem ser eventualmente bastante próximos ou então nitidamente separados, dependendo de fatores como concentração diferencial de reagentes, resistência elétrica do meio, geometria do material, etc.

Expressando o requisito de equilíbrio de massa em termos eletroquímicos, pode-se afirmar que a corrente total que circula na reação catódica deve ser igual e oposta à corrente que flui para a reação anódica.

Uma das formas de se realizar experimentalmente ensaio eletroquímicos, é utilizando uma célula eletroquímica.

A célula eletroquímica de três eletrodos ligada a um potenciostato/galvanostato, possibilita o estudo de polarização eletroquímica, que é a mudança do potencial de corrosão devido à aplicação de uma corrente elétrica. Nesta situação, o eletrodo sai da sua condição de estado estacionário, onde a quantidade de elétrons liberados pela reação anódica deve ser igual à de elétrons absorvidas pela catódica. Logo uma das reações vai ser mais intensa que a outra. A corrente que sobra da diferença das duas é medidas no circuito externo pelo potenciostato [53,55].

### 3.3.2 *Desgaste por Erosão*

O desgaste erosivo vem sendo estudado amplamente há muito tempo, podendo ser formado uma base de dados considerável sobre a resistência a erosão de diversos materiais. Entretanto, a modelagem do comportamento destes materiais em relação à taxa de desgaste erosivo e suas propriedades mecânicas não vêm tendo muito sucesso [19,20,25,28].

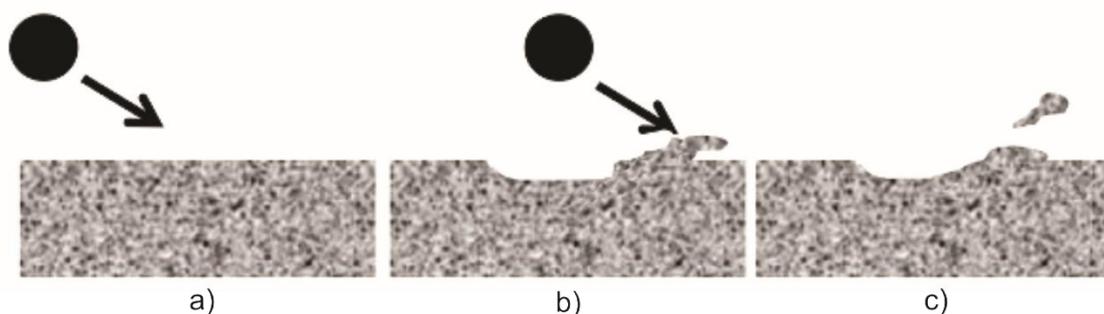
Desta maneira o desgaste erosivo pode ser considerado como um desgaste puramente mecânico, onde partículas sólidas ou não, removem material de uma determinada superfície, resultando em alterações físicas e mecânicas [56].

A norma ASTM G40-13 [51] define erosão como perda progressiva de material em uma superfície sólida devido à interação mecânica entre a superfície e um fluido multicomponente, ou partículas líquidas, ou sólidos impactantes.

O desgaste por erosão é um fenômeno complexo que depende de inúmeros fatores, como o tamanho, forma, dureza e concentração das partículas de erosão, substrato, propriedades química, propriedades elásticas, dureza e morfologia da superfície, condições de funcionamento, velocidade e ângulo de impacto [56,61,57,58]. A erosão por partículas sólidas ocorre quando as partículas sólidas são arrastadas por um fluido gasoso ou líquido a velocidades significativas (superior a 1 m/s). Normalmente estes impactos resultam em afinamento de componentes e variação na rugosidade superficial (variando de polimento a rugosidade grosseira, dependendo do tamanho e formato das partículas) [49].

O desgaste erosivo possui alguns modelos de desgaste já definidos, onde estes modelos são baseados em mecanismos de remoção de material [51]. Para impacto rasante das partículas sobre a superfície, são identificados mecanismos de danos e remoção de material (Figura 4), como corte e sulcamento [56]. Já em impactos normais, vários mecanismos podem ser propostos, como a fadiga superficial ou o endurecimento superficial, que posteriormente são removidas por fratura frágil, fragmentação de partículas, laminação e extrusão [59,60,61]. Em altas velocidades de incidência de partículas, onde se eleva a taxa de deformação, o material é aquecido, ocorrendo fusão localizada [56].

Figura 4. Diagrama esquemático do processo de erosão em material dúctil: a) antes do impacto, b) material de deformação da cratera e c) separação do material proveniente da superfície.



Fonte: Parsia, 2014 [56].

O modelo de desgaste erosivo de Finnie [59,60] é puramente mecânico para materiais dúcteis, sugerindo que a força nas pontas de uma partícula é proporcional a profundidade de corte realizada no material alvo. Ficando desta forma, muito semelhante

com a usinagem de metais, sendo o corte o mecanismo de remoção de material para ângulos de impacto rasante.

O autor determinou o volume de material removido através da área varrida pela ponta da partícula, utilizando a fórmula abaixo.

$$Vol = \frac{cM^2}{p} f(\alpha). V^n \quad (5)$$

Onde o volume refere-se ao material removido, o  $C$  é a quantidade de partículas que cortam de forma ideal,  $M$  é a massa e  $p$  é a pressão de escoamento das partículas,  $V$  é a velocidade das partículas,  $f$  é a função dependente do ângulo de impacto das partículas e  $n$  é um expoente que pode variar de 2,2 a 2,4. Este expoente decorre da energia cinética das partículas, tanto por translação como por rotação.

Neste modelo de desgaste erosivo consegue com sucesso identificar o pico de erosão e a forma da curva da taxa de desgaste para ângulos rasantes. Contudo o modelo não consegue prever o desgaste para ângulos de impacto superiores a 15 °.

O modelo proposto por Finnie só leva em conta as partículas que impactam a superfície e a cortam, sendo que há partículas que criam crateras e rebarbas, ou seja, o modelo não considera a remoção do material por acúmulo de dano. Neste sentido, Bitter [61,62] acrescentou o efeito de desgaste por deformação ao modelo proposto por Finnie, assumindo que os dois mecanismos de desgaste ocorram simultaneamente, onde a perda de material da superfície é a soma de dois mecanismos. Estando o corte relacionado a ângulos baixos enquanto o desgaste por deformação relacionado à ângulos maiores.

Segue o modelo de perda de material expressa por Bitter [61,62].

$$W_D = \frac{1}{2} \cdot \frac{M.(V.\text{sen}\alpha - K)^2}{\epsilon} \quad (6)$$

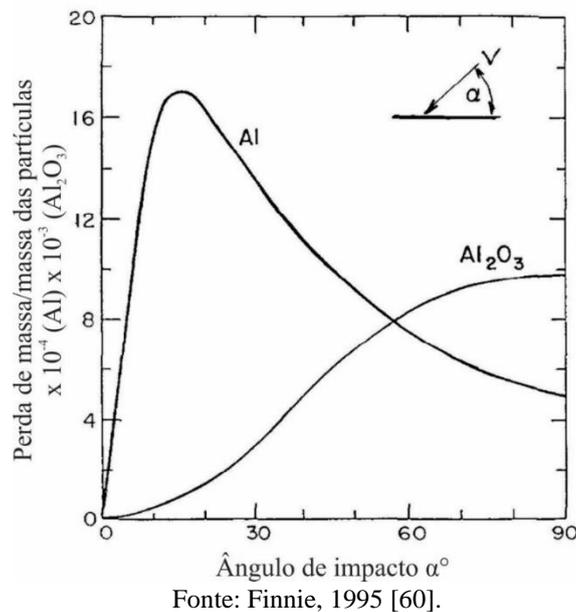
Onde  $W_D$  é a perda de volume,  $M$  a massa e  $V$  a velocidade das partículas,  $\alpha$  o ângulo de impacto,  $K$  constante a partir das propriedades mecânicas e físicas e  $\epsilon$  energia necessária para remoção de unidade de material.

Outro benefício no modelo apresentado por Bitter [61,62], é que consegue explicar o desgaste em ângulos superiores a 15 °.

O ângulo de incidência das partículas responsáveis pela erosão é de fundamental importância para determinar os mecanismos que removeram o material de uma superfície

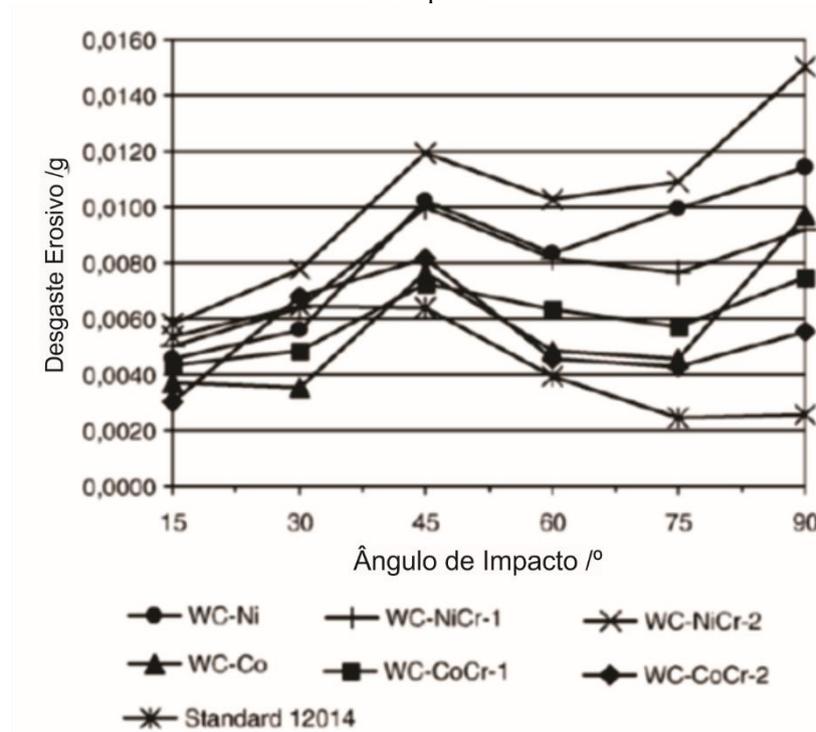
susceptível a desgaste erosivo. Se o ângulo de incidência da partícula for muito baixo, o desgaste será muito similar ao desgaste abrasivo, pois as partículas tendem a se arrastar sobre a superfície após o impacto. Na Figura 5 são apresentadas as curvas experimentais da relação do ângulo de impacto das partículas com a taxa de desgaste erosivo para materiais dúcteis (Al) ou frágeis ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [60]. É possível observar que o material dúctil apresenta o desgaste máximo próximo ao ângulo de  $20^\circ$ , enquanto o material frágil, seu maior desgaste ocorre no ângulo de  $90^\circ$  (Figura 5).

Figura 5. Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão do alumínio e da alumina.



Para Berger et al. [63], que estudou diferentes ângulos de desgaste para revestimentos de compósitos de WC, o desgaste erosivo consiste em dois mecanismos: desgaste por corte ou entalhamento, que tem seu valor máximos com ângulos de impacto de  $15^\circ$  a  $20^\circ$ , e desgaste por deformação máximo com ângulo de  $90^\circ$ . O desgaste erosivo total é a combinação dos dois mecanismos. Para compósitos de metais duros, o maior desgaste ocorre em ângulos de  $45^\circ$  e para materiais frágeis, o desgaste máximo ocorre tipicamente à  $90^\circ$ .

Figura 6. Desgaste erosivo realizado em revestimentos contendo WC ocorrido em diferentes ângulos de impacto.



Fonte: Adaptado de Berger [63].

Outro parâmetro importante para se determinar a taxa de desgaste por erosão, é a velocidade com que as partículas impactam a superfície, pois se a velocidade da partícula for muito baixa, a tensão de impacto não é suficiente para deformar plasticamente a superfície, ocorrendo deformação por fadiga na superfície. Quando a velocidade for alta, ocorrerá o desgaste por erosão por meio da deformação plástica na superfície pelo impacto das partículas [60].

Quando mencionamos partículas, é extremamente relevante falar sobre o efeito da forma, tamanho, dureza e fluxo dessa partícula sobre o desgaste erosivo. Partículas com elevada dureza desgastam mais do que partículas macias, assim como a forma da partícula pode ser um acelerador para o desgaste [64]. A razão entre a dureza da partícula e a dureza do substrato, pode ser um fator significativo de desgaste, isso vai depender muito do tipo de desgaste erosivo, ou seja, modo dúctil ou frágil [65]. É muito difícil separar completamente as características das partículas, pois se a partícula for dura e com formato arredondado, a probabilidade de causar graves danos é muito baixa.

Na Tabela 3, são apresentados mecanismos clássicos de redução de desgastes erosivo.

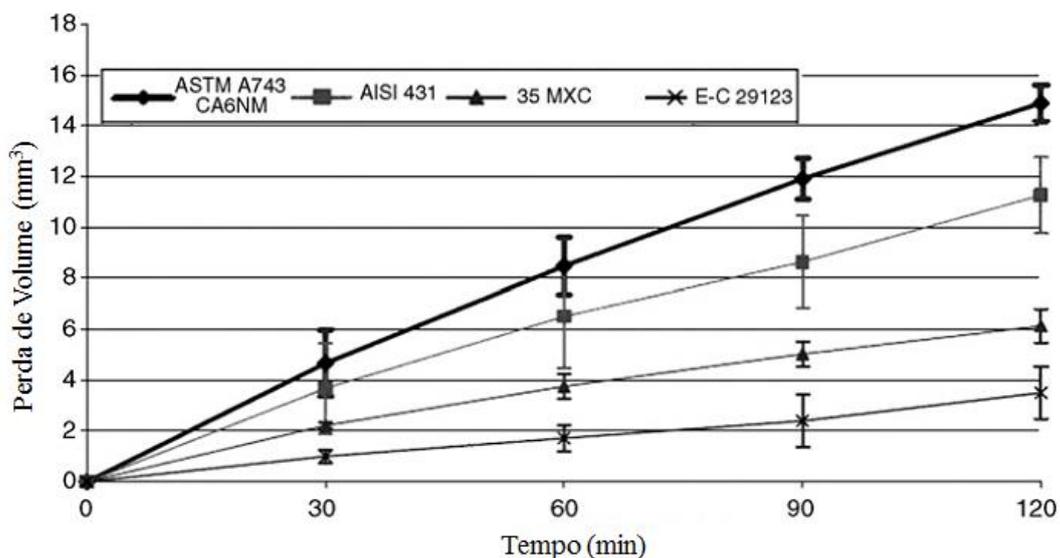
Tabela 3. Mecanismos de redução de desgaste abrasivo e erosivo.

Mecanismo	Procedimento
Remoção do Abrasivo	Só é possível em problemas onde o abrasivo é um contaminante.
Endurecimento da Superfície	Substituição ou modificação do material ou revestimentos duros, dificultando o corte superficial causado pelo abrasivo.
Revestimento da superfície com elastômero	Capazes de absorver a energia cinética das partículas com deformação elástica e depois retornar à forma original sem danos.

Fonte: Affonso, 2012 [66].

Para Santa et al. [10] que estudaram o desempenho dos revestimentos encontrados comercialmente E-C29123 (WC/Co em matriz de Fe-Cr-Ni) depositados por HVOF e T35MXC ( $Al_2O_3$  em matriz de aço com alto teor de carbono) depositado através de aspersão térmica por arco elétrico, sobre o aço AISI 304 e comparado ainda com os aços AISI 431 e CA6NM utilizados comumente em turbinas hidrelétricas. Estes revestimentos, assim como os aços AISI 431 e CA6NM, foram comparados no ensaio de erosão em meio aquoso, o qual foi utilizado para o ensaio uma bomba centrífuga. Foi utilizada no ensaio água destilada, e como abrasivo quartzo, com concentração de 10 % em peso, a uma velocidade de 5,5 m/s. A dureza média das amostras foi de: aço AISI 431 (320 HV), aço CA6NM (280 HV), revestimento E-C 29123 (1211 HV) e revestimento T35MXC (238 HV). Na Figura 7 é apresentado o resultado do ensaio de erosão, com a perda de volume ao longo do tempo, com duração total de 120 minutos.

Figura 7. Perda de volume ao longo do tempo em ensaio de erosão em meio aquoso.

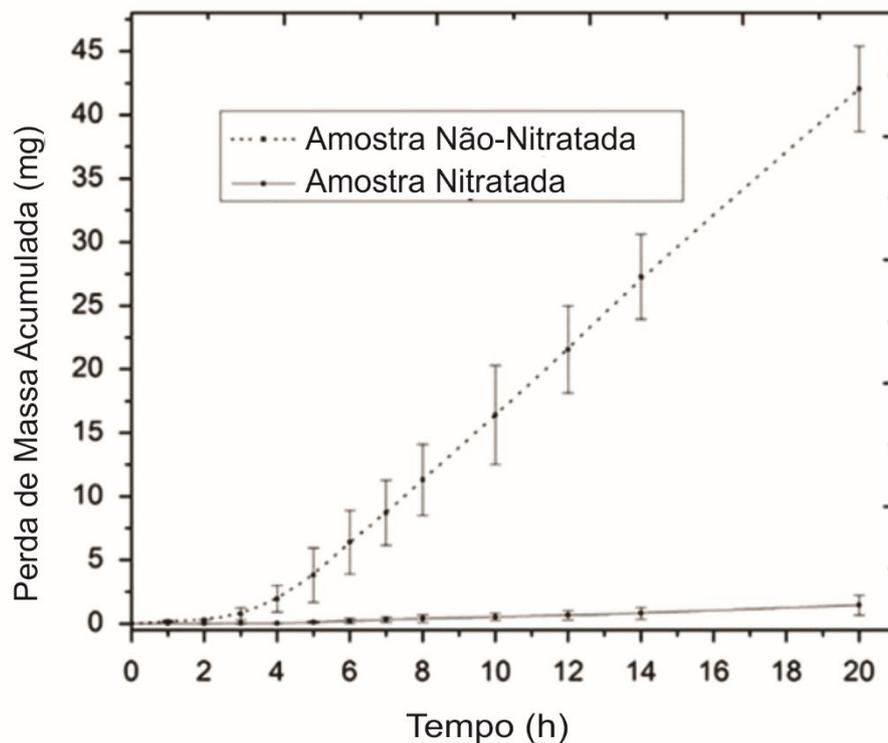


Fonte: Santa, 2007 [10].

Para os autores, o desgaste ocorreu com a deformação plástica quando exposto ao ensaio de erosão em meio aquoso, apresentando pouca remoção de material por fratura frágil. Partículas não fundidas são removidas facilmente da superfície. Sendo que o revestimento E-C29123 foi o que apresentou menor perda de volume, já o aço inoxidável CA6NM foi que teve maior perda de volume, seguido do AISI 431 e do revestimento 35 MXC.

Os autores Espitia et al. [67] estudaram a erosão por cavitação do substrato de aço inoxidável AISI 410 nitretado e não nitretado. A dureza do aço AISI 410 foi de 387 HV, enquanto a dureza do aço nitretado ficou em 1275 HV. Os autores seguiram a norma ASTM G32 [68], usando como frequência de vibração 20 KHz, com deslocamento de 40  $\mu\text{m}$  de pico a pico, com duração de 20 horas, sendo interrompidas regularmente a fim de registrar as perdas de massa ao longo do tempo. Para cada ponto de perda de massa os autores realizaram a média de três medidas. Na Figura 8 é apresentado o gráfico gerado da perda de massa ao longo do tempo, mostrando que o amostra nitretada teve menor perda de massa em comparado com aço não nitretado.

Figura 8. Perda de massa acumulada ao longo de 20 horas de ensaio.

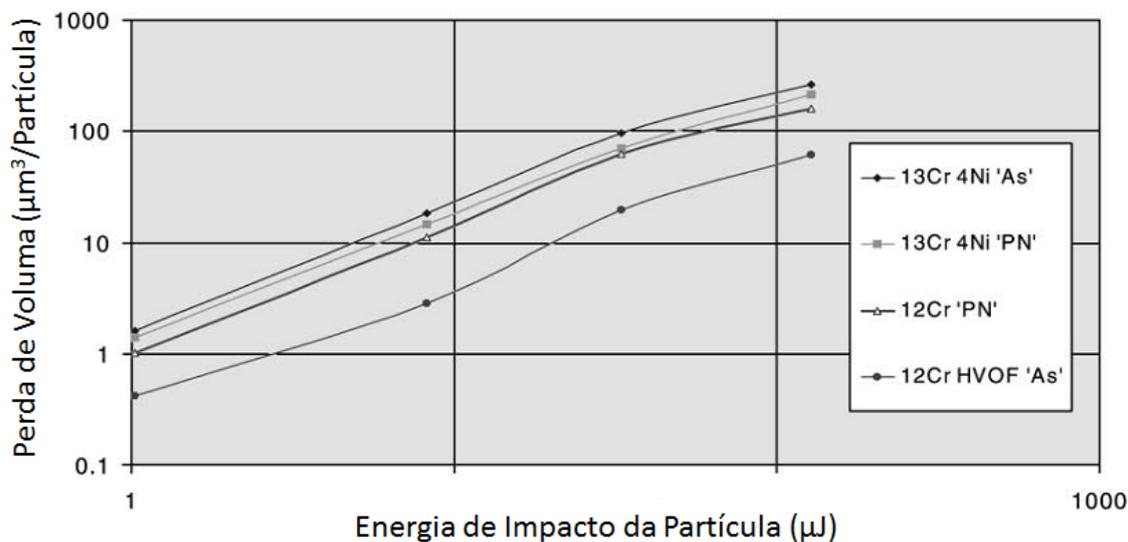


Fonte: Espitia, 2015 [67].

Mann et al. [26] compararam os revestimentos de WC-Co-Cr depositado por aspersão térmica (HVOF), com a nitretação a plasma dos aços 12Cr e 13Cr-4Ni, assim como o aço 12Cr. Estes corpos de provas foram avaliados quanto suas resistências aos desgastes abrasivos, seguindo a norma ASTM G65 e erosivo em lodo. Para estes ensaios, os corpos de prova apresentaram a dureza a seguir: revestimento pelo processo HVOF (1090 a 1226 HV), o aço 13Cr-4Ni nitretado (774-942 HV), o aço 12Cr nitretado (1000-1200 HV) e o aço 12Cr (290-300 HV). Para o ensaio de erosão, os autores utilizam com lodo areia e água destilada com concentração de 2350 ppm e uma velocidade de 66,3 m/s. Segundo os autores a dureza do revestimento é fator a ser considerado no ensaio de desgaste erosivo, sendo que o revestimento obtido pelo processo HVOF teve um desempenho superior aos demais, devido a maior dureza, derivada das partículas de carbeto de tungstênio (1800 HV), sendo que estas partículas estão muito bem aderidas na matriz do revestimento. Seguidos dos aços nitretados (12Cr) e (13Cr4Ni).

Na Figura 9 são apresentados os resultados de perda de volume obtidos pelo desgaste erosivo obtido pelos autores.

Figura 9. Relação entre taxa de erosão e energia de impacto de partículas [26].



Fonte: Adaptado de Mann, 2001 [26].

### 3.3.3 Corrosão - Erosão

Alguns autores estudaram revestimentos de WC-Co-Cr depositados pelo processo de HVOF a fim de melhorar o desempenho a corrosão e a outros mecanismos de desgastes. Para Mann et al. [26], revestimentos WC-10Co-4Cr com menores porosidades

e maiores durezas tendem a terem melhores respostas a corrosão e aos desgastes abrasivos e erosivos.

Pileggi et al. [69] estudaram o revestimento de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -25NiCr depositado sobre o aço inoxidável AISI 304 pelo processo de aspersão térmica HVOF utilizado para proteção contra o efeito sinérgico de corrosão e desgaste. Em seus estudos, os autores compararam o revestimento compósitos com o substrato, utilizando a técnica de tribo-corrosão em solução de NaCl 1 molar, no qual foi constatada melhoras significativas tanto na resistência a corrosão quanto a resistência ao desgaste do revestimento. Esta melhora, os autores relacionaram a existência de um filme passivado sobre a superfície do revestimento e também a ausência de rachaduras ou porosidades passantes.

Quando estes dois processos agem simultaneamente, corrosão e erosão, em ambientes aquosos, têm então a corrosão-erosão. O processo corrosivo-erosivo ocorre quando o metal se oxida, formando um filme de produto de corrosão, em seguida as partículas sólidas contidas no meio atingem o filme de corrosão, arrancando-o e deixando uma nova superfície pronta para a formação de nova camada de produto de corrosão. Em casos mais graves, a constante formação e remoção do filme de corrosão, o processo de desgaste pode ser extremamente rápido [70].

Outro caso de corrosão-erosão ocorre quando há perda progressiva de material de uma superfície sólida, devido a exposição contínua de gotas ou jatos líquidos, que arrancam o filme de corrosão. Na literatura inglesa esse tipo particular de corrosão-erosão é chamado de corrosão por cavitação [49,70].

Para Wang et al. [71], a dureza do material está diretamente relacionada com a resistência ao desgaste por erosão. Segundo o autor, revestimentos de  $\text{Fe}_{54.2}\text{Cr}_{18.3}\text{Mo}_{13.7}\text{Mn}_{2.0}\text{W}_{6.0}\text{B}_{3.3}\text{C}_{1.1}\text{Si}_{1.4}$  depositados pelos processos de aspersão térmica AC-HVAF, que utiliza ar sintético, são mais eficientes do que o processo HVOF, que utiliza oxigênio na composição da chama. Nos revestimentos obtidos por Wang et al., o processo AC-HVAF apresentou porosidade inferior ao processo HVOF, 1,03 % para AC-HVAF e 1,25 % para HVOF. Essa maior presença de poros no processo HVOF acaba atuando como áreas de difusão de íons cloreto, favorecendo a corrosão.

### 3.4 ASPERSÃO TÉRMICA

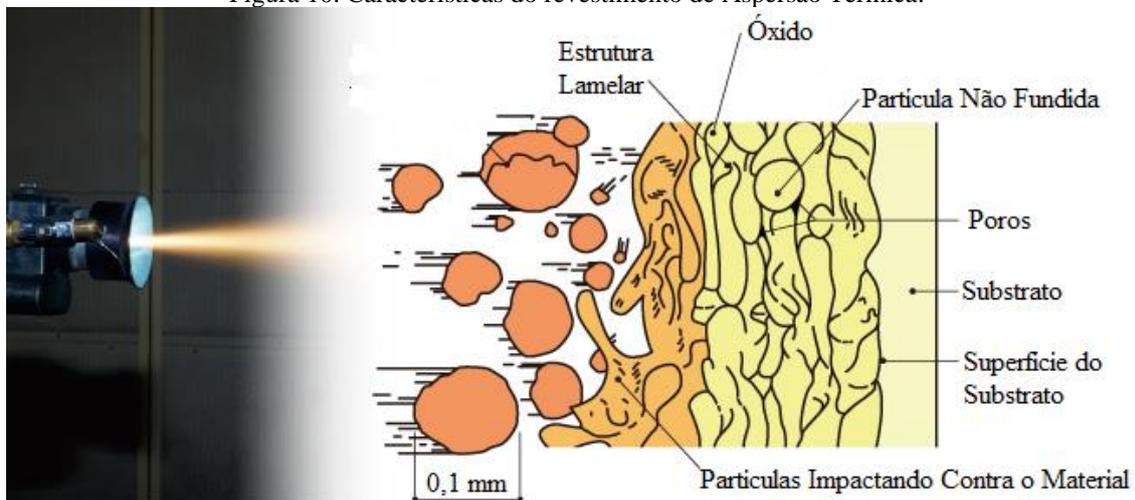
A técnica de aspersão térmica consiste de um grupo de processos utilizados para a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em vários tipos de substratos,

incluindo desde aços até plásticos. No processo de aspersão térmica, o material do revestimento, na forma de pó, arames ou hastes, é fundido ou aquecido por uma fonte de calor, química ou elétrica, gerada no bico de uma pistola, e impulsionada por ar ou gases, de encontro à superfície do substrato previamente preparada [14,72].

O princípio da aspersão térmica é projetar um material em direção a um substrato ou metal base onde ocorrerá uma solidificação e aderência por ancoramento mecânico, químico ou físico dependendo da velocidade impostas as partículas e temperatura da fonte de calor, que devido à colisão do material contra a superfície, as partículas se deformam, ficando aderidas ao material base e na sequência outras partículas são depositadas. Esta sobreposição de material acaba formando camadas com estrutura lamelar, com presença de óxidos e poros [13,73,74], sendo estas camadas formadas por pequenas partículas no formato de panquecas em direção paralela ao substrato [75]. Outra característica dessa alta taxa de resfriamento é de revestir materiais com menor temperatura de fusão em relação ao material do revestimento [76]. Portanto, qualquer material que não se decomponha quando fundido poderá ser utilizado como revestimento. Uma segunda vantagem é a capacidade de aplicar revestimentos utilizando baixas temperaturas no substrato, não alterando significativamente as propriedades mecânicas da peça a ser protegida pelo processo de aspersão térmica. E uma terceira vantagem é a capacidade de remoção do revestimento desgastado sem danificar as propriedades mecânicas, químicas e dimensionais [14].

Na Figura 10 são apresentadas características do revestimento obtidas pelo processo de deposição de aspersão térmica.

Figura 10. Características do revestimento de Aspersão Térmica.



Fonte: adaptado de Osaka Fuji Corporation, 2015 [77].

Os revestimentos obtidos por aspersão térmica, geralmente possuem um nível de porosidade na faixa de 0 a 10 % [14]. A quantidade de poros vai depender do processo utilizado, da velocidade das partículas (relação combustível/oxigênio), distribuição dos tamanhos e distância utilizada para aspergir. O teor de óxido no revestimento varia de acordo com o processo, arame arco, plasma ou HVOF. A velocidade das partículas influencia nos níveis e na dissolução dos óxidos ao sofrerem o impacto contra a superfície do substrato. Os óxidos podem aumentar a dureza e a resistência ao desgaste do revestimento e ainda pode contribuir com a lubrificidade [14]. No entanto, o excesso de óxidos no revestimento pode conduzir a falhas coesivas e acelerar o desgaste, neste sentido, é importante controlar o teor de óxido no revestimento, a fim de melhorar o desempenho do revestimento para determinadas aplicações [14].

A técnica aspersão térmica vem sendo utilizada em diversas aplicações, como proteção contra corrosão, proteção contra o desgaste, ligações de base, isolamento térmico e elétrico, biocompatibilidade em implantes biomédicos, aplicações eletrônicas, inserção de propriedades especiais em elementos de máquinas e recuperação dimensional de peças metálicas [78,79,80].

Wang et al. [22] estudaram os processos de aspersão térmica HVOF e HVAF a fim de proteger as pás de turbinas contra erosão pela cavitação, diminuindo a porosidade do revestimento, resultando revestimentos com maior dureza e tenacidade.

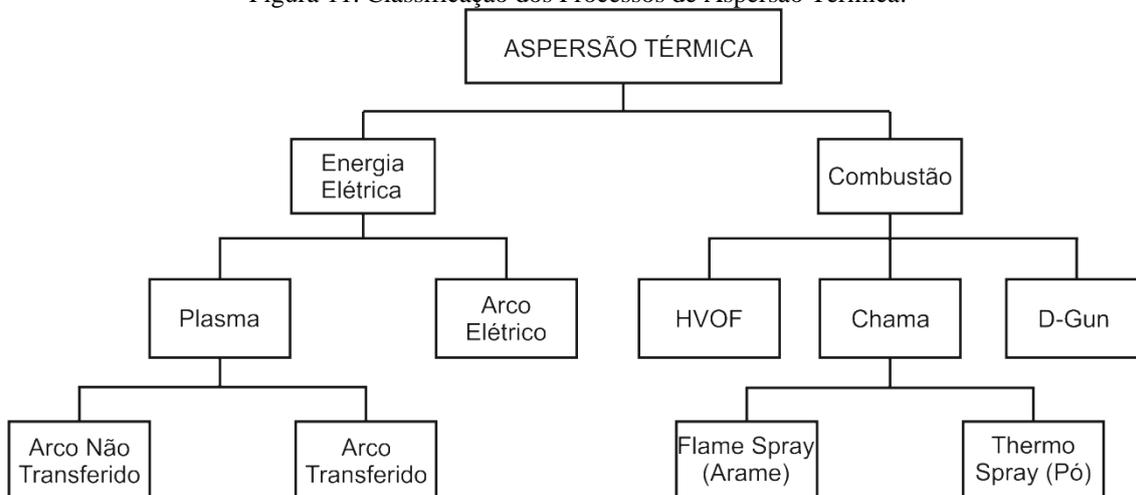
Hong et al. [81] estudaram o comportamento do revestimento de WC-10Co-4Cr depositado pelo processo de aspersão térmica HVOF sobre o substrato 1Cr18Ni9Ti nos ensaios de erosão e cavitação em água do mar artificial (NaCl 3,5 %), seguindo a norma ASTM G32-10.

#### *3.4.1 Processos de Aspersão Térmica*

A aspersão térmica consiste em um grupo de processos que utiliza uma fonte de calor concentrada para fundir o material de alimentação e impulsionar as partículas fundidas para uma superfície previamente preparada. Esta técnica é classificada por um conjunto de processos, que utilizam energia térmica gerada por reações químicas (combustão) ou energia elétrica, para fundir o material de alimentação e impulsionar as partículas fundidas para a superfície do substrato [14,82]. Os principais processos de aspersão térmica são: aspersão a plasma (*Atmospheric Plasma Spraying* - APS), aspersão a arco elétrico (*Arc Spraying* - ASP), aspersão a chama convencional (*Flame Spray* - FS),

aspersão por Detonação (*D-Gun*) e aspersão a chama hipersônica (*High-Velocity Oxygen-Fuel - HVOF*). Na Figura 11 é apresentado o esquema dos processos de aspersão térmica.

Figura 11. Classificação dos Processos de Aspersão Térmica.



Fonte: adaptado de DAVIS, 2004 [14].

Na Tabela 4 é apresentado um comparativo dos principais processos de aspersão térmica, como as características e propriedades pertinentes a cada processo [83].

Tabela 4. Características dos principais processos de aspersão térmica.

Propriedades	Plasma	Arco Elétrico	Chama (pó)	D-Gun	HVOF
Temperatura da Chama (°C)	5500	5500	2200	3900	3100
Velocidade das Partículas (m/s)	240	240	30	910	610-1060
Aderência (MPa)	>70	10-36	4-20	>70	70-100
Porosidade (%)	1-7	10-15	10-15	<2	0-2
Óxidos (%)	10-20	10-20	6-15	<1	0,2-5

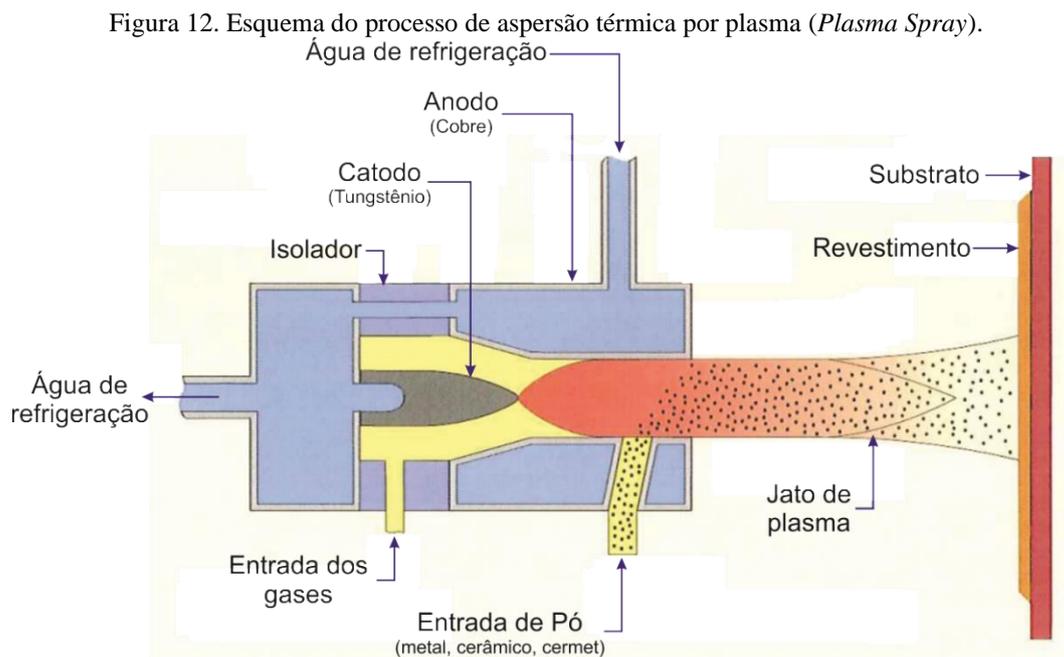
Fonte: adaptado de Davis, 2004, Schneider, 2006 e Thorpe, 1993 [14,82,83].

#### 3.4.1.1 Aspersão Térmica pelo Processo Plasma (*Atmospheric Plasma Spray - APS*)

Seu funcionamento consiste no fluxo de gás, geralmente argônio, entre um cátodo de tungstênio e um ânodo de cobre resfriado por um fluxo de água. Entre os dois eletrodos, se estabelece um arco elétrico a partir de descargas elétricas de alta frequência, sustentadas por uma fonte de corrente contínua. Este arco elétrico ioniza o gás, criando

assim um plasma com alta pressão, ocorrendo à elevação da temperatura no gás que pode até mesmo exceder os 10.000 °C [84]. A partir desta temperatura, é possível aplicar revestimento com materiais oxi-cerâmicos, o que não era possível com outros processos de aspersão térmica.

O pó usualmente introduzido no plasma pressurizado no bico da tocha, isto é, na saída do gás do ânodo, como resultado deste contato a temperatura e a velocidade do pó são bruscamente modificadas [14,82,84].



Fonte: adaptado de Osaka Fuji Corporation, 2015 [77].

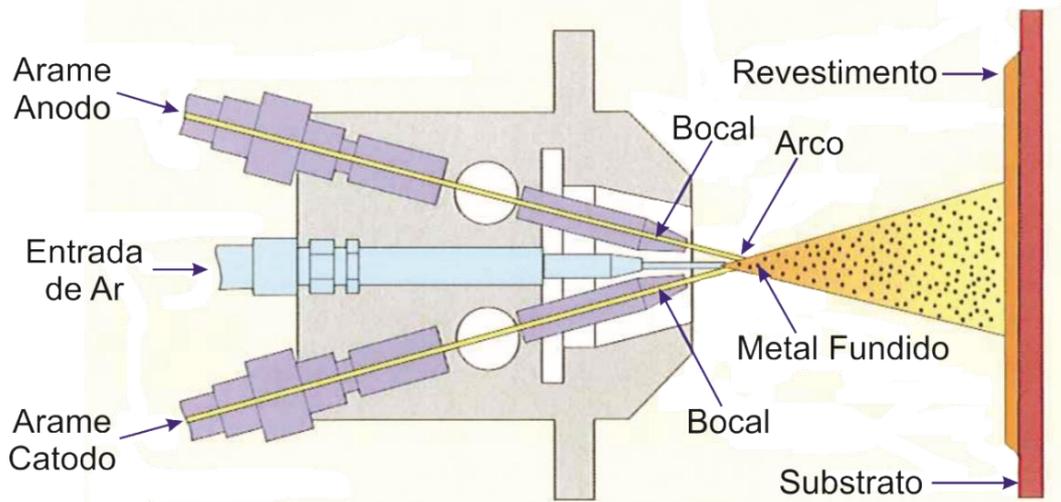
As características obtidas pelo processo de plasma incluem, boa coesão e aderência ao substrato devido aos elevados níveis de densidade e espessura do revestimento, variando entre 0,05 a 0,5 mm [84].

#### 3.4.1.2 Aspersão Térmica por Arco Elétrico (*Electric Arc Spraying -EAS*)

O processo de aspersão térmica por arco elétrico difere do processo de aspersão térmica por chama, devido ao método que o material de partida é fundido e projetado ao encontro ao substrato. A fusão ocorre quando dois fios, com polaridades diferentes, entram em contato, formando um arco elétrico pela diferença de potencial, resultando na elevação da temperatura e consequentemente na fusão do material a ser aspergido. Um jato de ar comprimido arrasta o material fundido a partir do ponto onde inicia o arco

elétrico, em direção ao substrato. O desenho esquemático do processo de aspersão por arco elétrico é apresentado na Figura 13 [14,84].

Figura 13. Esquema do processo de aspersão térmica por arco elétrico (*Electric Arc Spray – EAS*).



Fonte: adaptado de Osaka Fuji Corporation, 2015 [77].

O processo EAS possui algumas vantagens em comparação ao processo FS. Devido a elevadas velocidades de deposição da ordem de 200 à 300 m/s, os filmes obtidos no processo WAS possuem melhores propriedades mecânicas em comparação com os filmes obtidos pelo processo de aspersão térmica por chama [14,82].

É possível obter filmes com boa aderência e boa coesão através do processo WAS. Outro fator positivo é a elevada produtividade devido às altas taxas de deposição que somente são superadas pelos processos a laser. Havendo a necessidade de depositar filmes com baixos traços de oxidação é necessário substituir a utilização de oxigênio comprimido por gases inerte [14,82], como os gases argônio e nitrogênio. Os filmes obtidos neste processo variam sua espessura entre 0,5 mm até 2 mm [82,84].

#### 3.4.1.3 Aspersão Térmica por Chama (*Flame Spray - FS*)

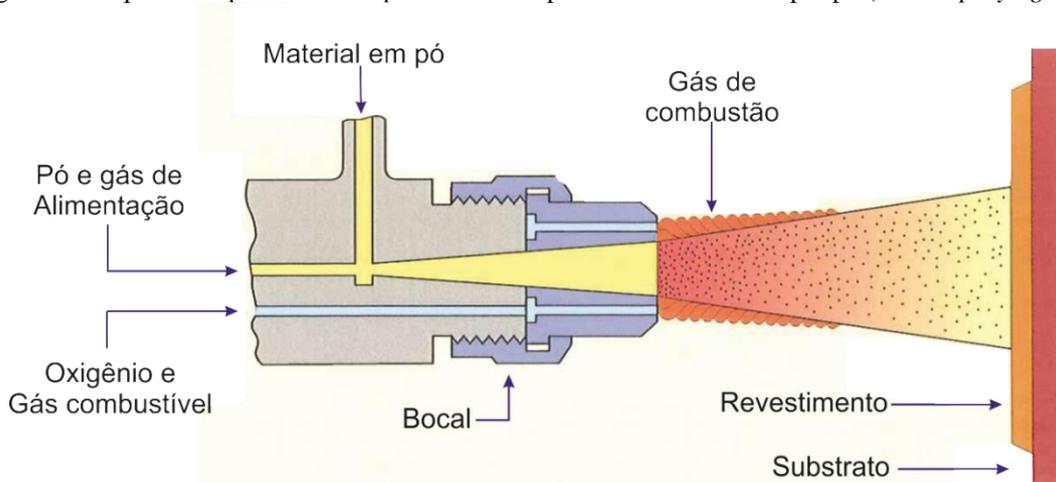
O processo de aspersão térmica por chama foi o primeiro processo de aspersão térmica desenvolvida (~1910) e ainda está sendo utilizado até hoje, pois possui como principais vantagens os baixos custos dos equipamentos e de fácil manutenção e operação e altas taxas de deposição resultando em elevada eficiência. Geralmente este processo produz revestimentos de baixo desempenho, pois o filme apresenta alta porosidade, oxidação, baixo nível de coesão e fraca aderência ao substrato [14].

A aspersão térmica por chama utiliza o gás combustível como fonte de calor para fundir o material que será aplicado como revestimento. Normalmente os gases utilizados

e misturados com o oxigênio são: acetileno, propano, metil-acetileno-propano (MAPP) e hidrogênio. Este equipamento possibilita também um vasto campo de possibilidades para misturas dos gases de combustão, possibilitando assim a identificação de oportunidades para equilibrar o custo de trabalho com as características do revestimento. O processo de aspersão térmica por chama usualmente deposita filmes com espessura entre 0,5 mm e 1 mm, podendo aspergir materiais em varetas, arames ou pós [82,84].

Na Figura 14 é apresentado o processo de aspersão térmica por chama, alimentada por pó.

Figura 14. Esquema do processo de aspersão térmica por chama alimentada por pó (*Flame spraying - FS*).



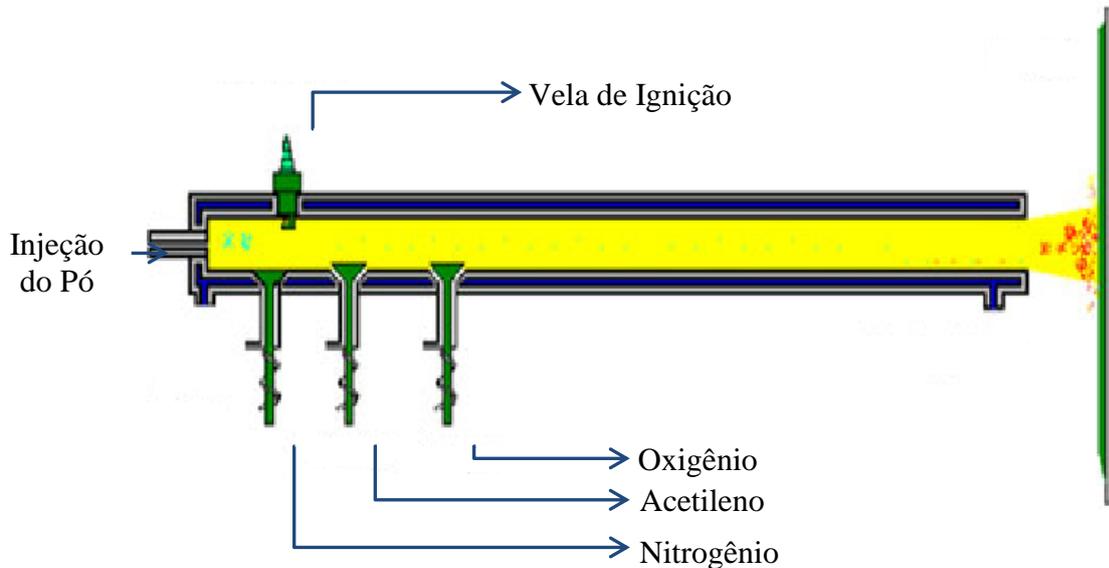
Fonte: adaptado de Osaka Fuji Corporation, 2015 [77].

#### 3.4.1.4 Aspersão Térmica por Detonação (*D-Gun*)

O processo de aspersão térmica por Detonação (*D-Gun*) foi desenvolvido em 1950 pela *Union Carbide*, conhecida hoje como *Praxair Surface Technologies*. Os revestimentos obtidos por este processo possuem forte ligação ao substrato, baixa porosidade e elevada dureza. Neste processo os altos ruídos gerados, são caracterizados como uma desvantagem, pois necessitam de operação automatizada em cabines acústicas, elevando o custo operacional [14].

Na Figura 15 é apresentado o processo de aspersão térmica por detonação (*D-Gun*). Seu princípio de funcionamento é a mistura dos gases acetileno e oxigênio, seguido do pó, na sequência a vela provoca a ignição da mistura dos gases. Esta detonação impulsiona o pó a velocidades superiores a 800 m/s através do bico da pistola. Este processo ocorre de forma cíclica, chegando a 10 vezes por segundo, e sempre a cada detonação é purgado o gás nitrogênio no cano da pistola para efetuar a limpeza [14, 82].

Figura 15. Esquema do processo de aspersão térmica por detonação (*D-Gun*).



Fonte: adaptado Davis, J. R., 2004 [14].

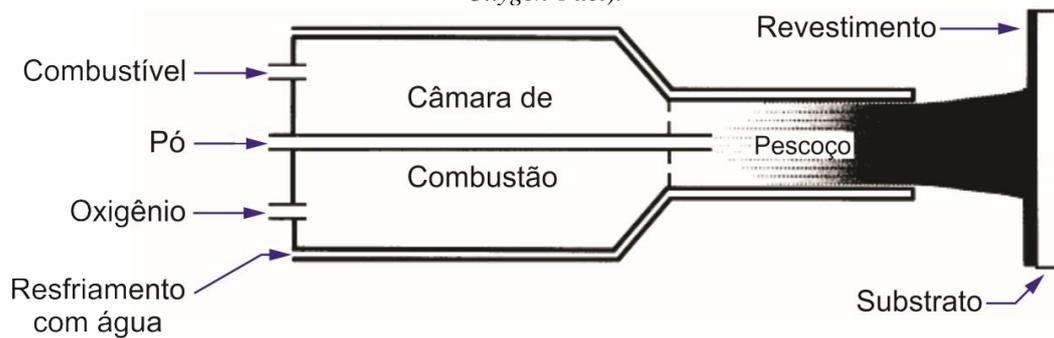
#### 3.4.1.5 Aspersão Térmica por Chama Hipersônica (*High-Velocity Oxygen-Fuel-HVOF*)

Uma das limitações nos processos à combustão é o poder calorífico dos gases combustíveis, pois neste aspecto os avanços tecnológicos tiveram como meta aumentar a velocidade das partículas, permitindo que as partículas cheguem ao substrato em menor tempo, mantendo alta energia térmica e cinética.

A alta velocidade do gás gerado no processo HVOF tem demonstrado um aumento na aceleração das partículas, o que corresponde a um incremento na densidade e na adesão do revestimento.

A temperatura mais baixa da chama, em comparação ao processo de aspersão por plasma, reduz a intensidade de partículas fundidas e oxidadas. No entanto, mesmo que as partículas não se fundam completamente, a alta velocidade de arremesso garante a deformação das partículas, resultando em boa adesão e baixa porosidade [14].

Figura 16. Esquema do processo de aspersão térmica por chama hipersônica - HVOF (*High-Velocity Oxygen-Fuel*).



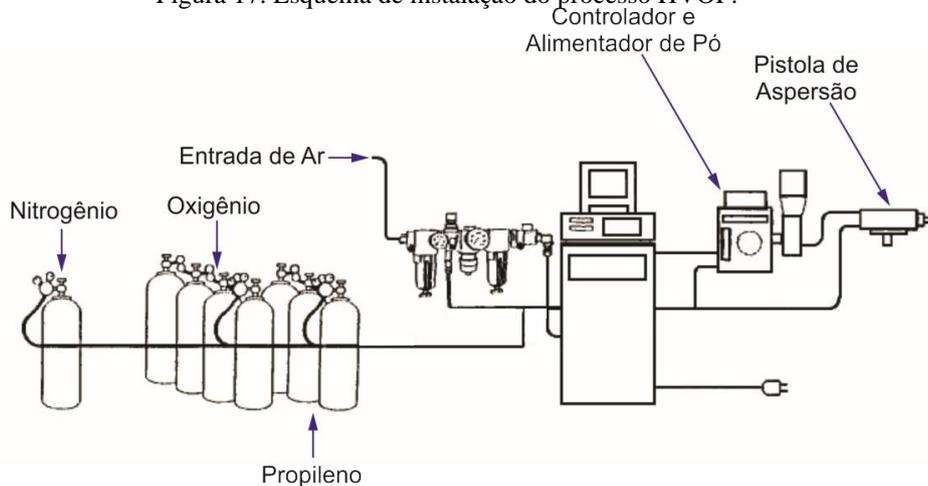
Fonte: adaptado de ASM, 1997 [84].

Neste tipo de tocha, a alimentação do pó é realizada imediatamente após a expansão dos gases que entram em combustão na câmara e saem com elevada energia cinética e térmica, transportando as partículas até o substrato a ser revestido [82,85]. O sistema de saída da câmara de combustão é dimensionado para criar um jato supersônico que mantém a área de baixa pressão onde o pó é radialmente injetado através de múltiplos injetores. Apresentando os seguintes benefícios:

- Menor pressão de injeção do pó é necessária, uma vez que o pó é injetado em uma área de baixa pressão criada pelo sistema da saída da câmara de combustão;
- A velocidade e a temperatura do pó estão mais bem distribuídas através do spray. Uma vez injetado, o pó se mistura com o gás e é acelerado o mais próximo da velocidade máxima, no ponto em que deixa o canhão, e carregado a frente com velocidade constante até seu impacto com o substrato [14,85].

Na Figura 17 é apresentado o esquema de uma instalação típica do processo de aspersão térmica HVOF.

Figura 17. Esquema de instalação do processo HVOF.

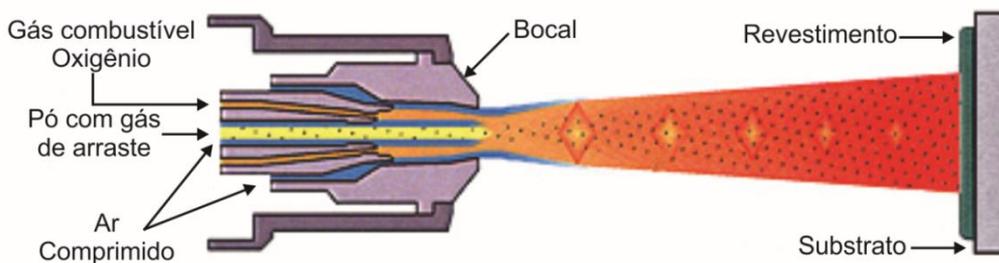


Fonte: adaptado de Paredes, 2009 [85].

No processo de chama, o combustível (propileno, hidrogênio, propano ou querosene) em estado gasoso ou líquido é misturado com o oxigênio. É a razão de vazão de oxigênio/gás combustível que determina a temperatura que a chama vai atingir. Desta forma, o bocal da pistola e a câmara de combustão, devem ser constantemente refrigerados, na maioria dos casos essa refrigeração é realizada com água [85]. Com os devidos ajustes o HVOF produz filmes com espessuras que variam entre 0,05 e 0,5 mm. A rugosidade dos revestimentos depositados por HVOF varia conforme os parâmetros de deposição utilizados, mas normalmente superam os 100  $\mu\text{m}$  em rugosidade média ( $R_a$ ) [49].

Neste processo, quando a pistola de deposição se encontra em um ângulo de  $90^\circ$  em relação ao substrato, é uma ótima condição para aplicação do revestimento, e a partir de  $60^\circ$  ocorrem perdas substanciais [82,85]. Na pistola de aspersão térmica o particulado (pó metálico) é inserido axialmente ao fluxo de gases e logo à frente a câmara de combustão, onde o pó é atomizado aumentando sua temperatura e velocidade. Na Figura 18 é apresentada seção transversal da pistola de aspersão térmica.

Figura 18. Esquema da pistola de aspersão térmica HVOF.



Fonte: adaptado de Osaka Fuji Corporation, 2015 [77].

Os revestimentos obtidos pelo processo de HVOF, normalmente são formados por tungstênio, carbonetos e cobalto, mas este processo permite a obtenção de revestimentos com quaisquer materiais metálicos, cermets e cerâmicos. Como exemplos, a deposição de zircônia pode ser realizada pelo processo HVOF, utilizando o combustível acetileno, devido a seu alto poder de chama, elevando muito a temperatura de deposição [86].

Alguns elementos são muito utilizados nos processos HVOF, como no caso dos Carbonetos, pois não requerem que sejam totalmente fundidos para se depositar e formar uma superfície efetiva contra o desgaste. As composições típicas ficam entre 8 a 30% de

conteúdo ligante para as partículas de carbonetos [86]. Uma das ligas mais utilizadas para melhorar o desempenho de metais contra o desgaste tem sido a liga WC-Co, muitas vezes ligadas com outros elementos, como Ni e Cr, favorecendo uma melhora na resistência a corrosão e desgaste [85].

Neste trabalho será utilizado o processo de aspersão térmica por chama hipersônica (HVOF) para obtenção dos revestimentos, pois apresenta melhores características, como ótima aderência, baixa porosidade quando comparados com outros processos.

#### *3.4.2 Preparação do Substrato*

Com a determinação da técnica de aspersão térmica e do material de aporte, o próximo passo é a preparação superficial do substrato que receberá o revestimento. A preparação da superfície consiste na limpeza superficial do substrato, a rugosidade superficial e no pré-aquecimento do substrato.

A etapa da limpeza superficial consiste em eliminar quaisquer tipos de impurezas sólidas, líquidas ou pastosas, como carepas, óxidos resultantes de tratamentos térmicos, graxas, óleos e umidades [14,85,87]. Na sequência, é fundamental que a superfície que receberá o revestimento apresente uma determinada rugosidade, obtida por jateamento abrasivo ou usinagem, pois a aderência do revestimento ao substrato ocorre por ancoragem mecânica.

##### *3.4.2.1 Limpeza da Superfície*

É uma fase importante do processo que implica em eliminar produtos que impedem ou prejudicam o contato entre o revestimento e o substrato, sendo fundamental para uma boa aderência. Sendo assim a limpeza superficial é realizada seguindo algumas etapas:

- Processos químicos, como desengraxe e decapagem ácida;
- Processo térmico como queima em fornos ou chama direta;
- Processos mecânicos, como usinagem ou jateamento abrasivo.

Os materiais metálicos, quando expostos ao ar atmosférico, mesmo que por poucos períodos de tempo, adquirem em sua superfície um filme de óxido. Portanto, após a limpeza não se pode demorar a aplicar o revestimento. A limpeza pode ser realizada pela forma química ou mecânica. No processo mecânico, a limpeza consiste na remoção de uma camada superficial através da abrasão de materiais com maior dureza, como lixamento, escovação ou jateamento abrasivo [14,85].

### 3.4.2.2 Jateamento Abrasivo

Para que o revestimento possua uma boa adesão ao substrato é necessário que o mesmo tenha uma rugosidade adequada. Esta rugosidade, no processo de aspensão térmica é obtida através do jateamento abrasivo, que é qualificado pelas características do abrasivo utilizado, como tamanho, dureza e forma, e os parâmetros de jateamento, como distância de projeção, pressão de ar comprimido, tipo de equipamento e ângulo de incidência das partículas ao substrato [85,88].

Para abrasivos de forma de esfera, não é recomendado seu uso com a intensão de se obter rugosidades, pois a forma esférica resulta em uma superfície lisa por “*peening*”, prejudicando a aderência do revestimento ao substrato. Já os abrasivos de forma angular podem penetrar e ficar incrustados aos substratos moles, como o alumínio, porém são os mais indicados pelo alto poder de limpeza, possibilitando obter a rugosidades superficiais desejada [85,88].

Para substratos que possuam dureza superior a 360 HV, são recomendados abrasivos de óxidos de alumínio, pois suas arestas de cortes propiciam maiores rendimentos [89]. Além disso, os abrasivos a base de óxidos de alumínio com granulometria de 18 a 25 são indicados para obter rugosidade superficial de 13  $\mu\text{m}$  (Ra), a qual favorece a deposição de revestimentos com espessura superiores a 200  $\mu\text{m}$  [89].

O jateamento abrasivo pode ser realizado de três métodos: sistema de jateamento por pressão, por sucção e por força centrífuga [82]. Quando se utiliza jato por pressão tendo óxido de alumínio como abrasivo a pressão mínima recomendada é 345 kPa e a máxima 414 kPa. Já para jateamento por sucção utilizando o mesmo abrasivo, a pressão máxima recomendada é 517 kPa [89].

O tempo necessário de jateamento para obter-se uma rugosidade adequada, segundo a norma PETROBRAS 2568 [90] é na faixa de 3 a 4 segundos. Se o tempo de jato ocorrer em menores tempos (menor 3 segundos), a rugosidade Ra também irá diminuir, mas se o tempo de jato for maior que 4 segundos, a rugosidade Ra não aumentará. Outro fator importante é a distância do bocal de aplicação, sendo que esta não pode ser superior a 100 mm, pois as partículas podem colidir entre si antes de atingir o substrato, perdendo energia e prejudicando o processo [14,82,85]. Após jateamento abrasivo, ainda segundo a norma PETROBRAS 2568, é recomendado que o processo de deposição do revestimento por aspensão térmica não exceda os 30 minutos após o jateamento, a fim de evitar possíveis formações de óxidos.

### 3.4.2.3 Pré-Aquecimento do Substrato

O pré-aquecimento tem como objetivo, ao ponto de vista da limpeza, a queima e volatilização de graxas, óleos e da umidade que ficam retidos na superfície do metal. Contudo, deve-se evitar a exposição prolongada do metal a altas temperaturas, pois podem resultar em espessas camadas de óxidos [14]. A queima pode ser feita pela própria chama da pistola de aspersão térmica, por um equipamento independente ou indução térmica [89]. A temperatura de pré-aquecimento influencia ainda as tensões térmicas residuais no revestimento, do substrato e suas propriedades físicas. É através ainda do pré-aquecimento do substrato que as tensões internas são reduzidas, favorecendo a aderência do revestimento [88]. Ao se chocarem com o substrato, as partículas aquecidas, resfriam rapidamente, contraindo a superfície do substrato. Já o substrato se dilata, devido a sua temperatura ser inferior ao das partículas aspergidas, absorvendo energia. Contudo, ocorrem tensões contrárias na interface substrato-revestimento, que por sua vez podem ser reduzidas ou melhores distribuídas com o pré-aquecimento do substrato. A temperatura recomendada para aquecimento do substrato varia entre 90 a 150 °C [82,91].

## 3.5 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES REQUERIDAS DOS REVESTIMENTOS

### 3.5.1 Microestrutura

Como já mencionado, a microestrutura dos revestimentos obtidos através do processo de aspersão térmica, é construída pela colisão das partículas ao substrato, formando uma estrutura lamelar devido a este processo de martelamento é constituída de partículas não fundidas e inclusões de óxidos (para revestimentos com metais), além de poros. A ligação entre o depósito aspergido e o substrato pode ser mecânica, metalúrgica, química, física ou uma combinação destas formas [91]. Para compreender a microestrutura dos revestimentos depositados, é necessário entender a solidificação das lamelas individualmente, compreendendo a influência que cada parâmetro de aspersão térmica HVOF exerce sobre o desempenho do revestimento.

O processo de solidificação das lamelas vai depender de como a lamela irá encontrar a superfície do substrato, sendo que sua alta taxa de solidificação está relacionada no contato ideal entre a lamela e o substrato. Outro fator importante na solidificação é o achatamento da lamela que acelera a perda de calor por aumentar a área

de transferência térmica. Sendo que altas taxas de resfriamento resultam em altas taxas de nucleação, gerando assim lamelas com estrutura de grãos muito finos. Muito menores que os obtidos por processos convencionais de solidificação [14].

A formação da morfologia do revestimento sofre influência direta de fatores como, a temperatura do substrato e a temperatura de interpasse, sendo que em temperaturas mais levadas há um favorecimento na formação de lamelas mais contínuas e homogêneas [14]. Outros fatores, como tamanho, morfologia e uniformidade química das partículas são determinantes para a construção do revestimento.

A homogeneidade das partículas resulta em maiores controles sobre as propriedades finais dos revestimentos obtidos por aspersão térmica. O controle na distribuição granulométrica das partículas se faz importante, pois durante o processo de deposição as partículas menores ocupam as periferias da chama, enquanto as partículas maiores o seu centro. Nas zonas de menor temperatura as partículas maiores não conseguem atingir um estado de alta plasticidade, não se espalhando de forma conveniente no substrato, ocasionando um aumento de porosidade [92]

Outro fator que interfere na formação da microestrutura do revestimento é a velocidade de solidificação nas interfaces entre lamela/substrato e lamela/lamela, pois um revestimento é constituído de inúmeros passes. Quando a primeira aplicação é realizada, o material que está sendo depositado fará interface com o substrato, tendo um determinado fluxo de calor, já nas próximas deposições, o material que está sendo depositado fará interface com as lamelas já depositadas, as quais terão diferente fluxo de calor. Para os diferentes tipos de materiais, a resistência térmica entre lamela/substrato é menor do que a resistência térmica lamela/lamela [14].

Murugan et al. [93] estudando a relação do volume dos gases GLP e oxigênio na formação estrutural do revestimento de WC-10Co-4Cr depositado pelo processo HVOF. Observaram que o aumento do fluxo do gás combustível eleva a pressão na câmara de combustão, e conseqüentemente eleva a velocidade de partículas durante a deposição. Isso proporciona maior achatamento nas partículas anteriormente depositadas, conseqüentemente resultando no aumento da porosidade no revestimento. Ainda encontram que o aumento do gás oxigênio induz a elevação da energia térmica da chama, fundindo dessa forma as partículas de pó, conduzindo a uma boa coesão do revestimento, diminuindo assim a sua porosidade e melhorando sua adesão ao substrato.

Baez et al. [94] estudaram a velocidade e a temperatura das partículas durante a deposição por aspersão térmica (HVOF), influenciadas pela relação

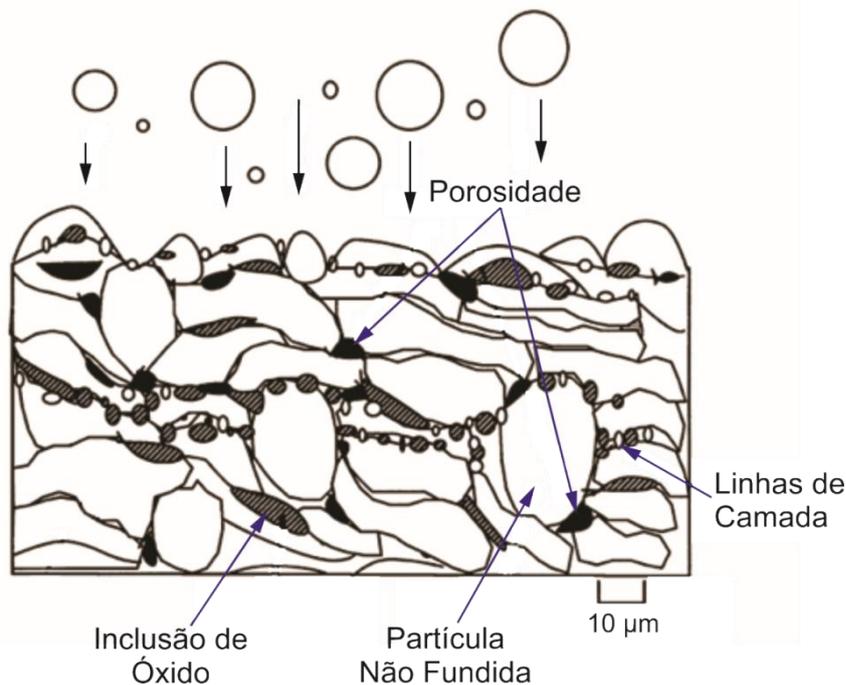
combustível/oxigênio ( $\gamma$ ) na formação do revestimento obtido pelo processo, assim como a distância de pulverização. Para os autores, menores distâncias de aspersão térmica, próximas a 210 mm, assim com a relação combustível/oxigênio ( $\gamma = 0,216$ ), contribuem para que as partículas se oxidem menos, controlando o tempo de exposição das partículas ao oxigênio durante o voo, através da concentração de oxigênio e da velocidade das partículas. Ainda segundo Baez et al. [94], grandes distâncias de deposição (280 mm) favorecem a descarbonização das partículas, reduzindo a coesão entre as lamelas que compõem a camada do revestimento, resultando em menores durezas.

### *3.5.2 Porosidade*

A porosidade é uma característica que influencia fortemente as propriedades do revestimento. A presença elevada da porosidade gera revestimentos com pouca coesão e altas taxas de desgaste e corrosão. Normalmente a porosidade está associada a um número elevado de partículas não fundidas e fundidas presas no revestimento, como mostrado na Figura 19. Baixas temperaturas, assim como baixa velocidade de impactos, as partículas grandes tendem a aumentar a porosidade do revestimento [14].

Porosidade elevada do revestimento pode interligar com a interface do substrato, permitindo que elementos corrosivos possam atacar o substrato, podendo diminuir sua resistência à corrosão. A elevada porosidade do revestimento também acaba diminuindo a dureza do revestimento e contribuindo com um acabamento superficial ruim, reduzindo a resistência ao desgaste do revestimento [14].

Figura 19. Características da microestrutura do revestimento de Aspersão Térmica.



Fonte: adaptado de Davis, 2004 [14].

Ainda, revestimentos porosos podem favorecer sua fragmentação possibilitando que estes fragmentos se comportem como abrasivos, aumentando a taxa de desgaste do revestimento.

Em estudos feitos por Sundararajan et al. [95], apresentaram que a porosidade do revestimento claramente influencia no desempenho dos revestimentos quanto ao desgaste por erosão e abrasão, sendo o efeito muito semelhante ao que a porosidade tem sobre a microdureza.

Para Hearley et al. [96] que estudaram a relação da porosidade com a vazão dos gases em revestimentos de Ni-Al aplicados por aspersão térmica HVOF, utilizando como gás combustível o propileno. Neste estudo, observaram que a porosidade do revestimento aumentou quando se aumentou a vazão do propileno e manteve a vazão do oxigênio constante, e diminuiu quando aumentou a vazão do oxigênio e manteve a vazão do propileno constante. Isso se deve ao fato do aumento da vazão do propileno proporcionar diminuição da temperatura de chama e o aumento do oxigênio acarretar aumento da temperatura da chama. Neste estudo, verificou-se a dependência entre a temperatura e velocidade de partículas com a porosidade do revestimento.

### 3.5.3 Dureza

A dureza dos revestimentos obtidos pelos processos de aspersão térmica, em muitas vezes, pode ser relacionada com a resistência ao desgaste e fadiga, sendo que a relação da dureza com parâmetros de processo, como a vazão dos gases, temperatura e velocidade de partículas tem sido relatados em trabalhos realizados por Hearley et al. [96] e Zhao et al. [97].

Para Hearley et al. [96] que estudaram a relação da vazão dos gases na microestrutura dos revestimentos de Ni-Al, o aumento da dureza com a vazão do oxigênio ocorre a uma maior quantidade de óxidos dispersos na microestrutura, principalmente nos contornos das lamelas. Já no aumento de propileno, a dureza foi menor, pois diminuiu a temperatura de chama, fazendo com que as partículas chegassem até o substrato com uma temperatura muito baixa, diminuindo assim a capacidade de se deformarem, formando vazios entre as camadas depositadas.

Zhao et al. [97] estudaram revestimentos de WC-Co-Cr depositados por HVOF, onde os resultados mostram a relação da vazão dos gases com a dureza do revestimento, assumindo diretamente a importância dos parâmetros temperatura e velocidade de partículas no processo de aspersão térmica HVOF. Neste sentido, o aumento da temperatura e velocidade de partícula, resulta em menores porosidades e maiores durezas, obtendo melhora na resistência ao desgaste do revestimento.

### 3.5.4 Aderência

A aderência que o revestimento tem sobre o substrato, ocorre pela capacidade do revestimento resistir há um arrancamento por meio de tração, e pela coesão entre as várias camadas de partículas depositadas. Os valores de aderência são um indicativo dos mecanismos atuantes entre o revestimento aspergido e o substrato.

Neste sentido, para que a adesão ocorra sem problemas, um contato íntimo entre a camada e o substrato é de extrema importância, sendo que o substrato esteja limpo, livre de qualquer contaminante que dificulte o mecanismo de ligação. A fim de se obter uma melhor aderência, é interessante um nível adequado de rugosidade superficial do substrato. Neste contexto, o jateamento abrasivo é a técnica utilizada para obtenção da limpeza e rugosidade superficial do substrato, utilizando partículas abrasivas de  $Al_2O_3$  (óxido de alumínio), conforme sugere a norma PETROBRAS N2568 [90].

Para Planche et al. [98], que estudou a influência dos processos de aspersão térmica nas propriedades dos revestimentos de NiCrBSi, os ensaios de adesão que seguiram a norma ASTM C633, mostraram a influência da porosidade, a dureza e a aderência para os revestimentos aplicados. Sendo que a alta velocidade de partícula do processo de HVOF proporciona um revestimento mais denso e coeso, proporcionando maior aderência do revestimento ao substrato em comparado a outros processos de aspersão [98].

Para Torres et al. [99], que estudou revestimentos liga de magnésio AZ91 sobre uma liga de magnésio AZ91 pelo processo de aspersão térmica HVOF, observou que a adesão do revestimento pode ser aumentada alterando algumas etapas do processos, como: distância entre a pistola e o substrato, velocidade da pistola e espessura de camada.

### *3.5.5 Espessura de Camada*

A espessura do revestimento é determinada pela granulometria do pó, considerando o fluxo do material e velocidade de movimentação da pistola. Outro fator importante na determinação da espessura é o número de passes dados. Estes parâmetros também são responsáveis pela variação na densidade do revestimento, assim como sua dureza. Para obter revestimentos mais densos, é importante menores velocidades de movimentação da pistola e menos passes [14].

Velocidades elevadas da pistola, ocasionando maiores números de passes para obter a mesma espessura, proporcionando aos revestimentos maiores microdureza, pois a espessura de cada passe seria menor, dissipando mais rapidamente o calor [14].

Outro fator influenciado pela espessura do revestimento é a aderência, que em revestimentos mais espessos possuem maiores tensões internas, prejudicando dessa forma a aderência do revestimento [14].

Dessa forma, a espessura do revestimento a ser aplicado pelo processo de aspersão térmica, é definida pela otimização de alguns fatores, como a aplicação (desempenho) e o custo. A espessura mínima deve ser definida de tal forma que possibilite desenvolver o desempenho adequadamente, assim como a espessura máxima, evitando a inviabilização da aplicação do revestimento.

### 3.5.6 Erosão em revestimentos *Cermet*

Em condições de desgaste na qual há mistura de mecanismos, os revestimentos aspergidos a base de WC-Co são muito efetivos, sendo muito utilizados para aplicações com diferentes formas de desgaste e em diversas aplicações industriais de extrema exigência [100]. Estes revestimentos de WC ligado em matriz de Co são amplamente utilizados devido a seu excelente desempenho quanto a erosão, no entanto quando expostos a temperaturas elevadas associados a ambientes agressivos, sua baixa resistência à corrosão restringe suas aplicações. Nestes casos, adotam-se o uso de outros ligantes para a matriz metálica, como ferro, níquel ou cromo [101].

A capacidade de o revestimento aspergido proteger o substrato contra a erosão não depende apenas na composição e microestrutura do revestimento, mas também de suas propriedades físicas e mecânicas [100].

O revestimento *cermet* quando comparado a materiais dúcteis ou frágeis, se destaca pela combinação de propriedades físicas e mecânicas dos cerâmicos com os metais, elevando o ponto de fusão dos carbetos, conseqüentemente dos *cermet*.

A resistência ao desgaste das ligas contendo WC aplicados pelos processos de aspersão térmica e fusão se mostra adequada quanto à eficiência e ao custo. Ligas metálicas a base de MCrBSi, onde M pode ser Ni, Co ou Fe podem ser fundidas em temperaturas de 1050 °C, resultado baixa porosidade e alta aderência ao substrato, proporcionando boa resistência e carregamento ao impacto, podendo ser empregados em aplicações onde se faz necessário a resistência ao desgaste e à corrosão [100].

Para Hawthorne et al. [102] que relacionaram os mecanismos de desgastes responsáveis pela erosão a partir da inserção de fases duras em revestimentos puramente metálicos, a resistência à erosão de *cermets* depende além do ângulo de ataque, da quantidade de carbetos inseridos na matriz. Ainda foi observado que o aumento da concentração de carbetos e do ângulo de impacto geralmente proporciona maior resistência à erosão dos revestimentos de WC com matriz de cobalto.

Para Kulu e Phil [103] que estudaram a influência das fases duras em revestimentos, observaram que pequenos e médios ângulos de impacto nos ensaios de erosão, a taxa de desgaste diminui com o aumento de dureza, e mecanismos de micro-cortes são dominantes.

### 3.6 INFLUÊNCIAS DA POROSIDADE SOBRE A RESISTÊNCIA AO DESGASTE NOS REVESTIMENTOS

Conforme resultados de Sundararajan et al. [95], o aumento da porosidade pode resultar em uma diminuição da microdureza, isso para porosidades de até 2 %. Para os autores, a influência da porosidade na resistência ao desgaste é muito semelhante à influência que a porosidade tem na microdureza. Pois a porosidade não afeta diretamente na dureza do revestimento, ela pode influenciar na medida de dureza, facilitando a penetração do indentador pela ausência de material nos poros. Ainda foi constatada a relação da dureza e a resistência ao desgaste abrasivo para diferentes tipos de revestimentos, ficando evidente a influência do aumento da dureza com o aumento da resistência ao desgaste abrasivo.

Torres et al. [99] avaliaram os parâmetros de deposição dos revestimentos de Al/SiCp e Al11Si/SiCp depositados sobre o AZ91 Mg por aspersão térmica HVOF. Para os autores, os parâmetros do processo de deposição são fundamentais para determinar o tipo de revestimento. Como no caso da distância da pistola de deposição, que em menores distâncias a dureza do revestimento aumenta. Isso ocorre pelo fato de a menor distância elevar a temperatura do pó possibilitando maior deformação do mesmo, resultando em um revestimento mais compacto e com menor porosidade.

Hong et al. [104] estudou revestimento de WC-10Co-4Cr depositado por aspersão térmica HVOF e comparou com revestimentos de cromo duro depositados sobre o aço AISI 1045. O revestimento obtido por aspersão térmica com espessura de 200  $\mu\text{m}$  apresentou baixa porosidade (0,85 %), estrutura densa e uma mistura de fase amorfa e nanocluster, características que fizeram com que o revestimento apresentasse melhor desempenho frente à corrosão quando comparado com revestimento de cromo duro.

Hong et al. [105] realizaram um estudo utilizando o método Taguchi para determinar parâmetros de deposição, como a distância da pistola, vazão de oxigênio e vazão do gás combustível, com a finalidade de reduzir a porosidade dos revestimentos de WC-10Co-4Cr depositados por aspersão térmica HVOF sobre o substrato de aço AISI 1045. Segundo os autores, a redução da distância da pistola de deposição é o fator mais significativo para redução da porosidade, tendo obtido uma porosidade de 0,46 %, fazendo com que os revestimentos de WC-10Co-4Cr tivessem uma melhora significativa no desempenho a corrosão por análises eletroquímicas.

Kulu et al. [100] estudaram a influência da quantidade de carbeto, porosidade e ângulo de impacto. Observou-se que independente da porosidade (0,7 a 3%), desgastes em altos ângulos de impacto resulta da fratura dos carbeto ou remoção de micro-partículas devido a um processo de fadiga de baixo ciclo. Já para os baixos ângulos de impacto os processos de micro-corte são dominantes na matriz metálica do revestimento. Nos revestimentos com pouca matriz metálica, processos de fratura e fadiga de baixo ciclo são dominantes, assim como o desgaste diminui com o aumento da dureza (maior fase dura).

Wang et al. [22] estudaram dois revestimentos de WC-10Co-4Cr depositados por aspersão térmica HVOF e HVAF e comparados com o substrato de aço AISI 316. A intenção do estudo foi estudar suas resistências a cavitação e erosão. Na cavitação e na erosão os revestimentos de HVOF e HVAF apresentaram menores perdas de massa do que o substrato de aço AISI 316, atribuindo a maior dureza dos revestimentos, que ficaram entre 1100 a 1230 HV, muito superior ao substrato (+/- 200 HV). O revestimento obtido por HVAF obteve uma pequena vantagem do que o processo HVOF em relação a perda de massa, atribuindo este fato a menor porosidade, que foi de 0,90 % para o HVOF e 0,47 % para o HVAF.

Para Wang et al. [71] que compararam os revestimentos FeCrMoMnWBCSi depositados pelos processos HVOF e HVAF, em relação a corrosão-erosão. O revestimento obtido pelo processo HVAF apresentou porosidade de 1,03 %, enquanto o obtido por HVOF apresentou 1,25 %. No desgaste corrosão-erosão, o revestimento obtido por HVAF apresentou melhor desempenho do que o obtido por HVOF, atribuindo este desempenho a maior porosidade do revestimento obtido por HVOF, pois o desgaste por corrosão-erosão ataca principalmente os defeitos do revestimento como poros e inclusões de óxidos.

### 3.7 CARACTERÍSTICAS DO EQUIPAMENTO DE EROSÃO EM MEIO AQUOSO

Turbinas hidrelétricas são equipamentos que exercem suas atividades em ambientes agressivos, pois seus componentes ficam em contato diretamente com a água e diversos tipos de particulados que podem ser arrastados junto, agindo como abrasivo.

Todo este sistema possibilita que as pás das turbinas, que estão submersas na água, sofram desgastes oriundos da corrosão, cavitação e erosão em meio aquoso.

Alguns autores [106,107] realizaram testes de erosão utilizando jato de ar, e como abrasivos de sílica e óxido de alumínio. Neste método, alguns fatores podem agravar a erosão, como a velocidade de impacto do abrasivo, que pode variar entre 30 e 90 m/s, a distância da pistola ao corpo de prova, vazão das partículas, assim como o ângulo de impacto de 30 ° a 90 °. E como resultado do ensaio, os corpos de provas são analisados e comparados quanto a perda de massa, resultando em um gráfico perda de massa em função do tempo de exposição.

No entanto, a caracterização dos corpos de prova relacionados com a erosão em meio aquoso, ficam comprometidas, isto devido à falta de equipamento devidamente normalizado para realização destes ensaios, pois ainda não se tem uma norma específica para tais ensaios.

Para Wang et al. [22] a erosão em pás de turbinas hidrelétricas dificilmente podem ser evitadas durante sua utilização, principalmente pela presença de particulado nos rios, como  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{CaO}$ , e outros compostos que podem estar presentes no lodo. Neste sentido, grande parte das falhas que ocorrem nos componentes das hidrelétricas é induzida pelo ataque compartilhado de cavitação e erosão.

Neste sentido, se faz necessário um estudo mais aprofundado sobre o desgaste por erosão em meio aquoso em dispositivos que compõem as turbinas hidráulicas utilizadas em hidrelétricas, buscando uma maior aproximação dos ensaios em laboratório as reais utilizações dos equipamentos em seus locais de utilização.

## REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

---

- [1] Boletim Mensal de Monitoramento do Sistema Elétrico Brasileiro, setembro de 2019. [http://www.mme.gov.br/web/guest/secretarias/energia-eletrica/publicacoes/boletim-de-monitoramento-do-sistema-eletrico?\\_20\\_displayStyle=descriptive&p\\_p\\_id=20](http://www.mme.gov.br/web/guest/secretarias/energia-eletrica/publicacoes/boletim-de-monitoramento-do-sistema-eletrico?_20_displayStyle=descriptive&p_p_id=20), acessado em 25/01/2019.
- [2] J. D. Crawford, CA6NM an Update. In; 29th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference, p. 1-13, 1974.
- [3] P. D. Bilmes, C. L. Lorente, I. J. Pérez. Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high strength steel welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 09, p. 609-615, 2000.
- [4] D. Ferreño, J. A. Álvarez, E. Ruiz, D. Méndez, L. Rodríguez, D. Hernández. Failure analysis of a Pelton turbine manufactured in soft martensitic stainless steel casting. *Engineering Failure Analysis*, v. 18, p. 256-270, 2011.
- [5] P. Kumar, R. P. Saini. Study of cavitation in hydro turbines - A review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 14, p. 374-383, 2010.
- [6] P. Gohil, R. P. Saini. Coalesced effect of cavitation and silt erosion in hydro turbines- A review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, v. 33, p. 280-289, 2014.
- [7] B. Mahmoudi, M. J. Torkamany, A. R. Sabour Aghdam, J. Sabbaghzadeh. Effect of laser surface hardening on the hydrogen embrittlement of AISI 420: Martensitic stainless steel. *Materials and Design*, v. 32, p. 2621-2627, 2011.
- [8] C. Godoy, R. D. Mancosu, M. M. Lima, D. Brandão, J. Housden, J. C. Avelar-Batista. Influence of plasma nitriding and PAPVD Cr1 – xNx coating on the cavitation erosion resistance of an AISI 1045 steel. *Elsevier Surface and Coatings Technology*, v. 200, p. 5370-5378, 2006.
- [9] L. A. Espitia, L. Varela, C. E. Pinedo, A. P. Tschiptschin. Cavitation erosion resistance of low temperature plasma nitride martensitic stainless steel. *Wear*, v. 301, p. 449-456, 2013.
- [10] J. F. Santa, J. C. Baena, A. Toro. Slurry erosion of thermal spray coatings and stainless steels for hydraulic machinery. *Wear*, v. 263, p. 258-264, 2007.
- [11] E. Lugscheider, H. Eschnauer, U. Muller, T. H. Webwe. Quo vadis , thermal spray technology. *Powder metallurgy international*, v. 23, n. 1, p. 33 - 39, 1991.
- [12] R. W. Smith, R. Novak. Advanced and applications in U.S. thermal spray technology. *Powder metallurgy international*, v. 23, n. 3, p. 147-154, 1991.
- [13] American Welding Society. *Thermal spraying technology*. Miami, 1985.
- [14] J. R. Davis. *Handbook of Thermal Spray Technology*. ASM International, 2004.
- [15] B. Irwing, B. Knight, R. R. Smith. The HVOF process-the hottest topic in the thermal spray industry. *welding journal*, v. 7, p. 25-30. 1993.
- [16] M. C. Nestler, G. Prenzel, T. Seitz. HVOF spraying vs. hard chrome plating – coating characteristics and aircraft applications. In: *Proceeding of the 15th international thermal spray conference*. p. 1073-1078. 1998.
- [17] M. Friisa, C. Persson, J. WIngren. Influence of particle in-flight haracteristics on the microstructure of atmospheric plasma sprayed yttria stabilized ZrO<sub>2</sub>. *Surface and Coatings Technology*, v. 141, p. 115-127. 2001.
- [18] Y. Wu, S. Hong, J. Zhang, Z. He, W. Guo, Q. Wang, G. Li. Microstructure and cavitation erosion behavior of WC–Co–Cr coating on 1Cr18Ni9Ti stainless steel by HVOF thermal spraying. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 32, p. 21-26, 2012.

- 
- [19] C. N. Machio, G. Akdogan, M. J. Witcomb, S. Luyckx. Performance of WC–VC–Co thermal spray coatings in abrasion and slurry erosion tests. *Wear*, v. 258, p. 434-442. 2005.
- [20] M. Jones, A. J. Horlock, P. H. Shipway, D. G. McCartney, L. V. Wood. Microstructure and abrasive wear behaviour of FeCr–TiC coatings deposited by HVOF spraying of SHS powders. *Wear*, v. 249, p. 246-253. 2001.
- [21] B. Lotfi, P. H. Shipway, D. G. McCartney, H. Edris. Abrasive wear behaviour of Ni(Cr)–TiB<sub>2</sub> coatings deposited by HVOF spraying of SHS-derived cermet powders. *Wear*, v. 254, p. 340-349, 2003.
- [22] Q. Wang, Z. Tang, L. Cha. Cavitation and Sand Slurry Erosion Resistances of WC-10Co-4Cr Coatings. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 24, p. 2435-2443, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1496-z>
- [23] J. R. Laguna-Camacho, A. Marquina-Chavez, J. V. Méndez-Méndez, M. Vite-Torres, E. A. Gallardo-Hernández. Solid particle erosion of AISI 304, 316 and 420 stainless steels. *Wear*, v. 301, p. 398-405, 2013.
- [24] S. Hong, Y. Wu, Y. Zheng, B. Wang, W. Gao, J. Lin. Microstructure and electrochemical properties of nanostructured WC-10Co-4Cr coating prepared by HVOF spraying. *Surface and Coatings Technology*, v. 235, p. 582-588, 2013. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.08.029>
- [25] M. Lindgren, J. Perolainen. Slurry pot investigation of the influence of erodent characteristics on the erosion resistance of titanium. *Wear*, v. 321, p. 64-69, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.10.005>
- [26] B. S. Mann, V. Arya. Abrasive and erosive wear characteristics of plasma nitriding and HVOF coatings: their application in hydro turbines. *Wear*, v. 249, p. 354-360, 2001.
- [27] X. Ding, X. Cheng, X. Yu, C. Li, C. Yuan, Z. Ding. Structure and cavitation erosion behavior of HVOF sprayed multi-dimensional WC-10Co-4Cr coating. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, v. 28, p. 487-494, 2018. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64681-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64681-3)
- [28] E. Sarlin, M. Lindgren, R. Suihkonen, S. Siljander, M. Kakkonen, J. Vuorinen. High temperature slurry erosion of vinyl ester matrix composites – The effect of test parameters. *Wear*, v. 328-329, p. 488-497, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.03.021>
- [29] [http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/atlas/energia\\_hidraulica/4\\_6.htm](http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/atlas/energia_hidraulica/4_6.htm). Acessado em 15/04/2019.
- [30] <https://www.itaipu.gov.br/energia/geracao>. Acessado em 25/01/2019.
- [31] <http://www.portalsaofrancisco.com.br/geografia/energia-hidreletrica>. Acessado em: 31 março 2018.
- [32] U.S. ARMY CORPS OF ENGINEERS, *Wikimedia*. Disponíveis em: <http://www.infoescola.com/energia/usina-hidreletrica/>. Acessado em: 15 abril 2017.
- [33] Y. Y. Song, D. H. Ping, F. X. Yin, X. Y. Li, Y. Y. Li. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe–13% Cr–4% Ni–Mo martensitic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, A 527, p. 614-618, 2010.
- [34] A. N. Allenstein, C. M. Lepienski, A. J. A. Buschinelli, S. F. Brunatto. Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided CA6NM martensitic stainless steel. *Wear*, v. 309, p. 159-165, 2014.
- [35] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM A743/A743M-13 Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application. ASTM International, 2014.
- [36] A. Garcia. *Fundamentos de Solidificação*. Ed. UNICAMP. São Paulo, 2001.
- [37] V. Chiaverini. *Aços e Ferros Fundidos*, 7 ed., São Paulo, 2002.

- 
- [38] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM STP 756, Stainless Steels Castings. ASTM International, 1982.
- [39] ASM Specialty Handbook, Stainless Steel, 2th ed, 1996.
- [40] K. K. Jeong, H. K. Yeong, S. L. Jong, Y. K. Kyoo. Effect of chromium content on intergranular corrosion and precipitation of Ti-stabilized ferritic stainless steels. *Corrosion Science*, v. 52, p. 1847-52, 2010.
- [41] ASM, American Society of Materials. Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. *Metals Handbook*, v. 1 Ohio, 1993.
- [42] C. J. Heathcock, B. E. Protheroe, A. Ball. Cavitation Erosion of Stainless Steels. *Wear*, v. 81, p. 311-327, 1982.
- [43] D. Muthukannan, G. Rolf, W. Volker, L. M. Barry, R. Rolf, O. Jörg. Cavitation erosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel laser-clad with nickel aluminide intermetallic composites and matrix composites with TiC reinforcement. *Surface and Coatings Technology*, v. 201, p. 1289-1295, 2006.
- [44] A. F. Padilha, L. C. Guedes. Aços Inoxidáveis Austeníticos. Microestruturas e propriedades, 3 ed., 1998.
- [45] C. T. P. Tebecherani. Aços Inoxidáveis. Disponível em [http://www.pipesystem.com.br/Artigos\\_Tecnicos/Aco\\_Inox/body\\_aco\\_inox.html](http://www.pipesystem.com.br/Artigos_Tecnicos/Aco_Inox/body_aco_inox.html). Acessado em 25/09/2015.
- [46] Steel Castings Handbook, Supplement 8 - High Alloy Data Sheets Corrosion Series, Steel Founders Society of America, 2004.
- [47] B. S. Thapa, B. Thapa, O. G. Dahlhaug. Empirical modelling of sediment erosion in Francis turbines. *Energy*, v. 41, p. 386-391, 2012.
- [48] R. Koirala, B. Thapa, H. P. Neopane, B. Zhu, B. Chhetry. Sediment erosion in guide vanes of Francis turbine: A case study of Kaligandaki Hydropower Plant, Nepal. *Wear*, v. 362-363, p. 53-60, 2016.
- [49] ASM, American Society of Materials. Friction, Lubrication and Wear Technology. *Metals Handbook*, v. 18, Ohio, 1993.
- [50] M. B. Peterson. Classification of wear processes. *Wear control handbook*, New York, 1980.
- [51] American Society for Testing and Materials, ASTM G40-13. Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. ASTM International, 2013.
- [52] J. T. Burwell, C. D. Strang. On the Empirical Law of Adhesive Wear. *Journal of Applied Physics*, v. 23, p. 18-28, 1952.
- [53] ASM, American Society of Materials. Corrosion. *Metals Handbook*, v. 13, Ohio, 1992.
- [54] D. Abd-El-Kader. Wear-corrosion mechanism of stainless steel in chloride media. *Corrosion Science*, v. 26, p. 647-653, 1986.
- [55] L. V. Ramanathan. Corrosão e seu controle. Hemus, São Paulo, 2003.
- [56] M. Parsia, K. Najmi, F. Najafifard, S. Hassani, B. S. Mclaury, S. A. Shirazi. A comprehensive review of solid particle erosion modeling for oil and gas wells and pipelines applications. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, v. 21, p. 850-873, 2014.
- [57] B. S. Mann. High-energy particle impact wear resistance of hard coatings and their application in hydro turbines. *Wear*, v. 237, p. 140-146, 2000.
- [58] G. R. Desale, B. K. Gandhi, S. C. Jain. Particle size effects on the slurry erosion of aluminium alloy (AA 6063). *Wear*, v. 266, p. 1066-1071, 2009.
- [59] I. Finnie. Erosion of Surfaces by Solid Particles. *Wear*, v. 3, p. 87-103, 1960.
- [60] I. Finnie. Some reflections on the past and future of erosion. *Wear*, v. 186-187, p. 1-10, 1995.

- 
- [61] J. G. A. Bitter. A Study of Erosion Phenomena – Part I. *Wear*, v. 6, p. 5 – 21, 1963.
- [62] J. G. A. Bitter. A Study of Erosion Phenomena – Part II. *Wear*, v. 6, p. 169 – 190, 1963
- [63] L. M. Berger, S. Saaro, T. Naumann, M. Wiener, V. Weihnacht, S. Thiele, J. Suchánek. Microstructure and properties of HVOF-sprayed chromium alloyed WC– Co and WC– Ni coatings. *Surface and Coatings Technology*, v. 202, p.4417 - 4421, 2008.
- [64] S. Bahadur, R. Badruddin. Erodent Particle Characterization and the Effect of Particle Size and Shape on Erosion, *Wear*, v. 138, p. 189-208, 1990.
- [65] J. C. Arnold, I. M. Hutchings. Flux Rate Effects in the Erosive Wear of Elastomers. *Journal of Materials Science*, v. 24, p. 833-839, 1989.
- [66] L. O. A. Affonso. Equipamentos Mecânicos: Análise de Falhas e Solução de Problemas. 3 ed. Rio de Janeiro: Qualitymark, 2012.
- [67] L. A. Espitia, H. Dong, X-Y. LI, C. E. Pinedo, A. P. Tschiptschin. Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel. *Wear*, v. 332-333, p. 1070-1079, 2015.
- [68] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM G32-10. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. ED. ASTM International. ASTM International, 2010.
- [69] R. Pileggi, M. Tului, D. Stocchi, S. Lionetti. Tribo-corrosion behaviour of chromium carbide based coatings deposited by HVOF. *Surface and Coatings Technology*, v. 268, p. 247-251, 2015.
- [70] H. C. M. J. S. Fófano. Corrosão-Fundamentos, Monitoração e Controle. Ed. Ciência Moderna. Rio de Janeiro, 2008
- [71] Y. Wang, Z. Z. Xing, Q. Luo, A. Rahman, J. Jiao, S. J. Qu, Y. G. Zheng, J. Shen. Corrosion and erosion–corrosion behaviour of activated combustion high-velocity air fuel sprayed Fe-based amorphous coatings in chloride-containing solutions. *Corrosion Science*, v. 98, p. 339-353, 2015.
- [72] L. Pawlowski. The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings, John Wiley & Sons, 2008.
- [73] P. Heinrich. Thermal spraying. Facts and State-of-the-art. *Sonder e Druck. Hoellriegelskrevth*, v. 10, p. 3-28, 1992.
- [74] J. H. Clare, D. E. Crawmer. Thermal Spray Coating. In: American Society for Metals. *Surface Cleaning, Finishing and Coating*. Ohio, v. 5, p. 361-74. 1982.
- [75] AWS - American Welding Society, Inc. Thermal Spraying. Practice, Theory, and Applications. 1985.
- [76] O. Knotek. Thermal Spraying and Detonation Gun Processes IN: Handbook of Hard Coating. Ed. Noyex Publications, New York-USA, 2001.
- [77] Osaka Fuji Corporation, Disponível em:  
[http://www.ofic.co.jp/en/r\\_and\\_d/thermalspraying/](http://www.ofic.co.jp/en/r_and_d/thermalspraying/). Acessado em: 19 março 2015.
- [78] C. R. Lima. Aspersão térmica – Fundamentos e Aplicações. São Paulo, 2003.
- [79] M. S. Morsi, S. A. A. El Gwad, M. A. Shoeib, K. F. Ahmed. Effect of Air Plasma Sprays Parameters on Coating Performance in Zirconia–Based Thermal Barrier Coatings. *International Journal of Electrochemical Science*, v. 7, p. 2811-2831. 2012.
- [80] B. Sartwell, K. Legg. Hard Chrome Alternatives Team – Tri Serice Validation of HVOF Thermal Spray as a Chrome Replacement for Aircraft. Rowan Technology Group, 2001. Documento em formato PDF, disponível para download em <[www.hcat.org](http://www.hcat.org)>
- [81] S. Hong, Y. Wu, J. Zhang, Y. Zheng, Y. Qin, W. Gao, G. Li. Cavitation Erosion Behavior and Mechanism of HVOF Sprayed WC-10Co-4Cr Coating in 3.5 wt% NaCl Solution. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, v. 68, p. 151-159, 2015.

- 
- [82] K. E. Schneider, V. Belashchenk, M. Dratwinski, A. Zagorski. Thermal Spraying for Power Generation Components. 1nd ed. Weinheim, Alemanha: editora Wiley-VCH, 2006.
- [83] M. L. Thorpe. Thermal Spray. *Advanced materials and process*, v.143, n.5, p.50-61, 1993.
- [84] ASM, American Society of Materials. Surface Engineering. *Metals Handbook*, v. 5 Ohio, 1997.
- [85] R. S. C. Paredes. Apostila de Aspersão Térmica, Universidade Federal Do Paraná. Curitiba. p. 5, 2009.
- [86] R. Thorpe, H. Kopech, N. Gagne. HVOF thermal spray technology, *Advanced Materials and Preocesses*, v. 157, n. 4, p. 27-29. 2000.
- [87] P. F. Silva. Introdução a corrosão e proteção das superfícies metálicas. Belo Horizonte: Imprensa Universitária, 1981.
- [88] O. Maranhão. Influência da preparação da superfície na aderência de revestimento de alumínio depositado por aspersão térmica. Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis. Outubro, 1996.
- [89] AWS, American Welding Society, Thermal Spraying. Miami, 1985.
- [90] PETROBRAS N2568. Revestimentos Anticorrosivos aplicados por Aspersão Térmica. PETROBRAS, 2011.
- [91] R. TREVISAN, C. C. LIMA. Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações. Editora Artibler, São Paulo, 2001.
- [92] J. Vicenzi. Relação entre Microestrutura e Erosão (A Frio e a Quente) de Revestimentos do Sistema NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> Obtidos por Aspersão Térmica, 2007. Tese de Doutorado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.
- [93] K. Murugan, A. Ragupathy, V. Balasubramanian, K. Sridhar. Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings. *Surface and Coatings Technology*, v. 247, p. 90-102, 2014.
- [94] I. L. Baez, C. A. P. Salas, J. M. Saldaña, L. G. T. Martinez. Effects os the Modification of Processing Parameters on Mechanical Properties of HVOF Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>-25NiCr Coating. *Journal of Thermal Spray Technology*, v. 24, p. 938-946, 2015.
- [95] G. Sundararajan, D. Sen, G. Sivakumar. The tribological behavior of detonation sprayed coatings: the importance of coatings process parameters. *Wear*, v. 258, p.377-391, 2005.
- [96] J. A. Hearley, J. A. Little, A. J. Sturgeon. The effect of spray parameters on the properties of high velocity oxy-fuel NiAl intermetallic coatings. *Surface and Coatings Technology*, v. 123, p. 210-218, 2010.
- [97] L. Zhao, M. Maurer, F. Fischer, R. Dicks, E. Lugscheider. Influence of spray parameters on the particle in-flight properties and the properties of HVOF coating of WC-CoCr. *Wear*, v. 257, p. 41-46, 2004.
- [98] M. P. Planche, H. Liao, C. Coddet. Relationships between in-flight particle characteristics and coating microstructure with a twin wire arc spray process and different working conditions. *Surface and Coatings Technology*, v. 182, p. 215-226, 2004.
- [99] B. Torres, C. Taltavull, A. J. López, M. Campo, J. Rams. Al/SiCp and Al<sub>11</sub>Si/SiCp coatings on AZ91 magnesium alloy by HVOF. *Surface and Coatings Technology*, v. 261, p. 130-140, 2015.
- [100] P. Kulu, I. Hussainova, R. Veinthal. Solid Particle Erosion os Thermal Sprayed Coating. *Wear*, v. 258, p. 488-496, 2005.
- [101] B. Q. Wang, A. Verstak. Elevad Temperature Erosion Of HVOF Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/TiC-NiCrMo Cermet Coating. *Wear*, v. 233-235, p. 342-351, 1999.

- 
- [102] H. M. Hawthorne et al. Comparison of Slurry and dry erosion behavior of some HVOF thermal sprayed coating. *Wear*, v. 225-229, p. 825-834, 1999.
- [103] P. Kulu, T. Pihl. Selection Criteria for Wear Resistant Power Coating Under Extreme Erosive Wear Conditions. *Journal of Thermal Spray Technology – ASM International*, v.11, p. 517-522, 2002.
- [104] S. Hong, Y. Wu, Y. Zheng, B. Wang, W. Gao, J. Lin. Microstructure and electrochemical properties of nanostructured WC-10Co-4Cr coating prepared by HVOF spraying. *Surface and Coatings Technology*, v. 235, p. 582-588, 2013.
- [105] S. Hong, Y. Wu, Y. Zheng, B. Wang, W. Gao, G. Li, G. Ying, J. Lin. Effect of Spray Parameters on the Corrosion Behavior of HVOF Sprayed WC-Co-Cr Coatings. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 23, p. 1434-1439, 2014.
- [106] L-M. Berger, S. Saaro, T. Naumann, M. Wiener, V. Weihnacht, S. Thiele, J. Suchánek. Microstructure and properties of HVOF-sprayed chromium alloyed WC– Co and WC– Ni coatings. *Surface and Coatings Technology*, v. 202, p. 4417 – 4421, 2008.
- [107] N. Vashishtha, R. K. Khatirkar, S. G. Sapate. Tribological behaviour of HVOF sprayed WC-12Co, WC-10Co-4Cr and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr coatings. *Tribology International*, v.105, p. 55–68, 2017.