

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

KAUÊ BERTUOL

**ESTUDO DO EFEITO SINÉRGICO CAVITAÇÃO/EROSÃO EM
REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE CROMO E TUNGSTÊNIO
DEPOSITADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA DE ALTA VELOCIDADE**

DISSERTAÇÃO

PONTA GROSSA

2020

KAUÊ BERTUOL

**ESTUDO DO EFEITO SINÉRGICO CAVITAÇÃO/EROSÃO EM
REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE CROMO E TUNGSTÊNIO
DEPOSITADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA DE ALTA VELOCIDADE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração: Fabricação Mecânica e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2020

Ficha catalográfica elaborada pelo Departamento de Biblioteca
da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa
n.14/20

B552 Bertuol, Kauê

Estudo do efeito sinérgico cavitação/erosão em revestimentos de carboneto de cromo e tungstênio depositados por aspersão térmica de alta velocidade. / Kauê Bertuol, 2020.

121 f. : il. ; 30 cm.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2020.

1. Cavitação. 2. Erosão. 3. Partículas (Física, química, etc.). 4. Revestimentos. 5. Aspersão térmica. I. Pukasiewicz, Anderson Geraldo Marena. II. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. IV. Título.

CDD 620.1

Elson Heraldo Ribeiro Junior. CRB-9/1413. 11/03/2020.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Título de Dissertação Nº 38/2020

"ESTUDO DO EFEITO SINÉRGICO CAVITAÇÃO/EROSÃO EM REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE CROMO E TUNGSTÊNIO DEPOSITADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA DE ALTA VELOCIDADE"

Por

KAUÊ BERTUOL

Esta dissertação foi apresentada às 14 horas do dia 14 de fevereiro de 2020 como requisito parcial para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, com Área de Concentração em Fabricação Mecânica e Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora, composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo
(UEPG)

Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal
Fals (UTFPR)

Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena
Pukasiewicz (PPGEM - UTFPR) –
Orientador



Visto do Coordenador:

Prof. Dr. Gerson Henrique dos Santos
Coordenador do PPGEM
UTFPR – Campus Ponta Grossa

- A Folha de Aprovação assinada encontra-se arquivada na Secretaria Acadêmica -

AGRADECIMENTOS

Agradeço à toda minha família, meus pais Suzana e Rodolfo, meu irmão Thuã e à minha futura noiva Morgana por terem sempre me apoiado, e também agradeço por cederem parte do nosso tempo juntos me possibilitando desenvolver este trabalho.

Agradeço em especial ao meu orientador Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz por ter me acompanhado por toda esta jornada, dedicando seu tempo, conhecimento e estrutura para a realização desta pesquisa.

Agradeço aos meus amigos e colegas de laboratório, pela força e auxílio na realização dos experimentos e desenvolvimento do texto deste trabalho.

Agradeço à UTFPR - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa, por me disponibilizar espaço e equipamentos necessários.

Agradeço ao LACTEC (Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento) e a empresa hidrelétrica SAE (Santo Antônio Energia) por disponibilizar materiais, equipamentos e muito conhecimento técnico comercial para realização deste trabalho, além, é claro, do apoio financeiro da LACTEC por toda esta jornada.

E por fim, a todos que direta ou indiretamente contribuíram na realização desta pesquisa.

“An investment in knowledge pays the best interest”

Benjamin Franklin

RESUMO

BERTUOL, Kauê. **Estudo do efeito sinérgico cavitação/erosão em revestimentos de carboneto de cromo e tungstênio depositados por aspersão térmica de alta velocidade.** 2020. 121 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2020.

Desgastes por cavitação, erosão por partículas sólidas e sinérgicos cavitação/erosão são problemas comuns em usinas hidrelétricas, os mesmos causam o desgaste dos componentes hidráulicos e geram elevados custos na produção de energia elétrica. Uma forma de melhorar a resistência superficial destes componentes é por meio da deposição de materiais de alta resistência ao desgaste, como o caso de revestimentos de carbonetos. Deste modo, neste trabalho é proposto a deposição do Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr por HVOF, objetivando estudar o comportamento destes revestimentos na resistência ao desgaste por cavitação, erosão e sinérgicos. Após o processo de aspersão, a porosidade, fases presentes, dureza e tenacidade à fratura dos revestimentos foram analisadas. Foi avaliada a perda de massa e os mecanismos de desgastes destes revestimentos em ensaios como: cavitação em água destilada, cavitação em fluido com micropartículas de areia e ensaio de erosão por jato de lama sob diferentes ângulos de impacto. A porosidade encontrada no revestimento de Cr_3C_2 25NiCr foi menor que o WC 10Co4Cr. A maior tenacidade à fratura do Cr_3C_2 25NiCr foi atribuída a alta concentração da matriz metálica de NiCr e a baixa porosidade do revestimento. Nos ensaios de cavitação, a taxa de desgaste do revestimento Cr_3C_2 25NiCr foi menor que a do WC 10Co4Cr, e ambos maiores que o CA6NM. Fatores como porosidade e tenacidade à fratura foram importantes na resistência à cavitação dos materiais. Nos ensaios de desgastes sinérgicos cavitação/erosão com areia foi notado um claro aumento na taxa de desgaste de ambos os revestimentos. O Cr_3C_2 25NiCr se destacou como o mais sensível ao efeito erosivo das micropartículas durante o processo de cavitação, aumentando a taxa de desgaste em aproximadamente 260% após adição de areia. O desgaste por cavitação se iniciou preferencialmente nos poros e defeitos pré-existentes na superfície, porém a formação de microtrincas, o desprendimento e a fissura de carbonetos podem ter se intensificados com a presença de areia impactando a superfície dos revestimentos. Nos ensaios com jato de lama, o WC 10Co4Cr apresentou maior resistência ao desgaste que o Cr_3C_2 25NiCr, e ambos maiores que o aço CA6NM. Com ângulo de impacto de 90°, os revestimentos apresentaram mecanismos de desgaste por microsulcamento da matriz metálica e desprendimento dos carbonetos, enquanto o Cr_3C_2 25NiCr apresentou desgaste mais homogêneo de matriz e carbonetos, no WC 10Co4Cr foi observado a fissura de carbonetos. O CA6NM apresentou basicamente deformação plástica do tipo microsulcamento. O comportamento dúctil ou frágil dos materiais nos ensaios de jato de lama sob diferentes ângulos de impacto foi determinante na intensidade e no mecanismo de desgaste. Em 30° ambos os revestimentos apresentaram queda na taxa de desgaste erosivo, enquanto o CA6NM aumentou com o decréscimo do ângulo de impacto.

Palavras-chave: Carboneto de Cromo. Carboneto de Tungstênio. Cavitação. Erosão por Partículas Sólidas. Sinergismo Cavitação/Erosão.

ABSTRACT

BERTUOL, Kauê. **Study of synergistic cavitation/erosion effect on chromium and tungsten carbide coatings deposited by high velocity oxy-fuel.** 2020. 121 p. Thesis (Master's Degree in Mechanical Engineering) - Federal University of Technology - Paraná, Ponta Grossa, 2020.

Cavitation wear, solid particle erosion and synergistic cavitation/erosion are common problems in hydroelectric plants, as they cause hydraulic component wear and generate high costs in the production of electricity. One way to improve the surface resistance of these components is by depositing high wear resistant materials, such as carbide coatings. Thus, this work proposes the deposition of Cr_3C_2 25NiCr and WC 10Co4Cr by HVOF, aiming to study the behaviour of these coatings in cavitation, erosion and synergistic wear resistance. After the spraying process, the porosity, present phases, hardness and fracture toughness of the coatings were analysed. The mass loss and wear mechanisms of these coatings were evaluated in tests such as: pure distilled water cavitation, cavitation on fluid with sand microparticles and slurry jet erosion at different impact angles. The porosity found in the Cr_3C_2 25NiCr coating was smaller than the WC 10Co4Cr. The higher fracture toughness of Cr_3C_2 25NiCr was attributed to the high concentration of the NiCr metal matrix and the low porosity of the coating. In the cavitation tests, the wear rate of Cr_3C_2 25NiCr coating was lower than WC 10Co4Cr, and both coatings higher than CA6NM. Factors such as porosity and fracture toughness were important in the cavitation resistance of the materials. In the sand cavitation/erosion synergistic wear test, a clear increase in the wear rate of both coatings was noted. Cr_3C_2 25NiCr stood out as the most sensitive coating to the erosive effect of microparticles during the cavitation process, increasing the wear rate by approximately 260% after adding sand. Cavitation wear started preferentially in the pores and pre-existing surface defects, but the formation of cracks, detachment and cracking of carbides may have intensified with the presence of sand impacting the surface of the coatings. In slurry jet erosion test, WC 10Co4Cr showed greater wear resistance than Cr_3C_2 25NiCr, and both were higher than CA6NM steel. With an angle of impact of 90° , coatings showed microploughing of the metal matrix and carbide detachment, while Cr_3C_2 25NiCr showed more homogeneous wear of matrix and carbides, in WC 10Co4Cr carbide cracking was observed. CA6NM presented basically plastic deformation of the microploughing type. The ductile or brittle behaviour of materials in slurry jet erosion test under different impact angles was decisive in the intensity and mechanism of wear. At 30° both coatings showed a decrease in the erosive wear rate, while CA6NM increased with the decrease of the impact angle.

Keywords: Chromium Carbide. Tungsten Carbide. Cavitation. Solid Particle Erosion. Cavitation/Erosion Synergism.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fases microestruturais do aço CA6NM; (a) Diagrama de fases do aço (b) Imagem da microestrutura do aço quando temperado e revenido	24
Figura 2 - Rotor Francis da turbina hidráulica de Itaipu fabricada em aço CA6NM...	25
Figura 3 - Esquema de funcionamento do processo de aspersão térmica.....	27
Figura 4 - Classificação dos principais processos de aspersão de acordo com a sua fonte geradora de calor	29
Figura 5 - Modelo esquemático da tocha de HVOF com combustível gasoso	31
Figura 6 - Seção transversal do substrato aspergido por uma única partícula de carboneto de tungstênio	31
Figura 7 - Imagem ilustrativa da microestrutura de revestimentos aspergidos	32
Figura 8 - Microestrutura de revestimento depositado por HVOF	33
Figura 9 - Microestrutura do revestimento Cr ₃ C ₂ 25NiCr aspergido por HVOF	34
Figura 10 - Seção transversal do revestimento Cr ₃ C ₂ 25NiCr sobre o substrato	35
Figura 11 - Microestrutura do revestimento WC 10Co4Cr aspergido por HVOF	38
Figura 12 - Seção transversal do revestimento WC 10Co4Cr sobre o substrato	38
Figura 13 - Desenvolvimento do desgaste por cavitação dos revestimentos de WC e Cr ₃ C ₂	39
Figura 14 - Representação esquemática do escoamento e formação de bolhas de vapor no processo de cavitação em pás de turbinas	42
Figura 15 - Cavitação em pás de descarga de uma turbina Francis	43
Figura 16 - Micrografia da superfície do revestimento sob o efeito da cavitação em diferentes intervalos de tempo; (a) Antes do ensaio; (b) 16 min; (c) 32 min; (d) 64 min	46
Figura 17 - Esquemático do mecanismo de desgaste gerado por erodente intermediário sub-retangular.....	54
Figura 18 - Imagem da superfície do aço CA6NM com a presença de microcortes e microsulcos gerados por jato de lama	54
Figura 19 - Mecanismos de desgastes presentes após ensaio de erosão por jato de lama de diferentes materiais; (a) Aço AISI 316; (b) Revestimento WC 10Co4Cr.....	55

Figura 20 - Simulação por CFD do comportamento do jato de lama em diferentes ângulos de impacto	56
Figura 21 - Etapas do procedimento metodológico	59
Figura 22 - Equipamento de HVOF utilizado no processo de aspersão; (a) Diamond Jet DJ2700; (b) Dispositivo de fixação das amostras	61
Figura 23 - Imagens do pó de Cr_3C_2 25NiCr (WOKA 7205) obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura; (a) Ampliação de 500x; (b) Vista em corte em ampliação de 3000x	62
Figura 24 - Imagens do pó de WC 10Co4Cr (WOKA 3653) obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura; (a) Ampliação de 500x; (b) Vista em corte em ampliação de 3000x	63
Figura 25 - Representação esquemática do equipamento para ensaio de cavitação	68
Figura 26 - Representação esquemática da instalação da bomba de água para circulação da solução de água com areia	70
Figura 27 - Imagens das micropartículas de areia utilizadas nos ensaios de cavitação obtidas pelo MEV em ampliação de 100x; (a) Areia 300; (b) Areia 100	71
Figura 28 - Esquemático dos componentes do jato de lama.....	73
Figura 29 - Seção transversal das amostras aspergidas por HVOF; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr.....	76
Figura 30 - Microestrutura das amostras aspergidas por HVOF; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr.....	77
Figura 31 - Evolução do desgaste por cavitação do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr; (a) Superfície polida sem cavitação; (b) Após 8 min; (c) Após 16 min; (d) Após 32 min	90
Figura 32 - Evolução do desgaste por cavitação do revestimento de WC 10Co4Cr; (a) Superfície polida sem cavitação; (b) Após 8 min; (c) Após 16 min; (d) Após 32 min	91
Figura 33 - Mecanismo de desgaste presente no revestimento WC 10Co4Cr sob efeito do fenômeno da cavitação; (a) Ampliação de 500x; (b) Ampliação de 5000x	92
Figura 34 - Mecanismo de desgaste presente no revestimento Cr_3C_2 25NiCr sob efeito do fenômeno da cavitação	93
Figura 35 - Superfície do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr desgastada por cavitação com areia 300 em diferentes intervalos de tempo; (a) 4 minutos de ensaio; (b) 16 minutos de ensaio.....	94
Figura 36 - Superfície do revestimento de WC 10Co4Cr desgastada por cavitação com areia 300 em diferentes intervalos de tempo; (a) 4 minutos de ensaio; (b) 16 minutos de ensaio.....	94

Figura 37 - Mecanismos de desgastes presentes nos ensaios de cavitação com areia dos diferentes revestimentos aspergidos; (a) Cr ₃ C ₂ 25NiCr e Areia 100; (b) WC 10Co4Cr e Areia 300.....	95
Figura 38 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de cavitação com areia 300 do revestimento de Cr ₃ C ₂ 25NiCr.....	96
Figura 39 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama a 90° do Cr ₃ C ₂ 25NiCr; (a) 2 minutos de ensaio; (b) 8 minutos de ensaio	103
Figura 40 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama do Cr ₃ C ₂ 25NiCr em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°	104
Figura 41 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama a 90° do WC 10Co4Cr; (a) 30 segundos de ensaio; (b) 8 minutos de ensaio	105
Figura 42 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama do WC 10Co4Cr em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°	106
Figura 43 - Mecanismo de desgaste dominante no ensaio de jato de lama a 90° do CA6NM.....	107
Figura 44 - Mecanismo de desgaste dominante no ensaio de jato de lama do CA6NM em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°	108

LISTA DE FOTOGRAFIAS

Fotografia 1 - Equipamentos para preparação das amostras; (a) Máquina de corte de precisão ISOMET; (b) Lixadeira e politriz semiautomática Buehler Beta	64
Fotografia 2 - MEV modelo Vega 3LM Tescan.....	65
Fotografia 3 - Durômetro Vickers modelo Shimadzu HMV-620 Series.....	67
Fotografia 4 - Equipamento para ensaio de cavitação	68
Fotografia 5 - Mini bomba centrífuga instalada no recipiente do fluido para ensaio de cavitação com areia	71
Fotografia 6 - Equipamento Jato de Lama DUCOM utilizado nos ensaios de desgaste erosivo; (a) Imagem geral do equipamento; (b) Vista aproximada do bocal e suporte	73
Fotografia 7 - Suporte do equipamento jato de lama posicionado nos diferentes ângulos de impacto do jato estudados; (a) Ângulo de impacto de 30°; (b) Ângulo de impacto de 60°; (c) Ângulo de impacto de 90°	75

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Desgaste por cavitação (taxa de perda de massa) de algumas ligas comerciais	26
Gráfico 2 - Perda de massa por desgaste abrasivo dos revestimentos (Cr_3C_2 e WC) versus o número de ciclos.....	36
Gráfico 3 - Desgaste erosivo do revestimento WC aspergido e aço inox F6NM.....	41
Gráfico 4 - Diferentes períodos de desenvolvimento de perda de massa durante o processo de cavitação.....	43
Gráfico 5 - Perda de massa por cavitação/erosão do aço SAE 1045 sob diferentes granulometrias de areias	48
Gráfico 6 - Perda de massa por cavitação/erosão do aço SAE 1045 sob diferentes concentrações de areias	49
Gráfico 7 - Comportamento do revestimento Cr_3C_2 NiCr em ensaio de cavitação sob diferentes concentrações de areia	50
Gráfico 8 - Perda de massa de diferentes materiais submetidos ao ensaio de jato de lama	51
Gráfico 9 - Perda volumétrica de diferentes materiais submetidos ao ensaio de jato de lama	52
Gráfico 10 - Desgaste por jato de lama de materiais dúcteis e frágeis nos diferentes ângulos de impacto	57
Gráfico 11 - Difractogramas obtidos por DRX dos diferentes revestimentos aspergidos; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr	78
Gráfico 12 - Perda de massa por cavitação dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr.....	83
Gráfico 13 - Perda de volume por cavitação dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr.....	83
Gráfico 14 - Perda de volume por cavitação do aço CA6NM	85
Gráfico 15 - Perda de volume dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr no processo de cavitação em fluido com e sem areia.....	86
Gráfico 16 - Taxa de desgaste dos revestimentos nos diferentes ensaios de cavitação	87
Gráfico 17 - Perda de volume do aço CA6NM no processo de cavitação em fluido com e sem areia.....	89

Gráfico 18 - Perda de massa por jato de lama dos revestimentos de Cr ₃ C ₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr ensaiados com ângulo de impacto de 90°	97
Gráfico 19 - Perda de massa por jato de lama dos revestimentos de Cr ₃ C ₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr ensaiados com ângulo de impacto de 90°	98
Gráfico 20 - Perda de volume por jato de lama do Cr ₃ C ₂ 25NiCr em diferentes ângulos de impacto.....	100
Gráfico 21 - Perda de volume por jato de lama do WC 10Co4Cr em diferentes ângulos de impacto.....	101
Gráfico 22 - Perda de volume por jato de lama do CA6NM em diferentes ângulos de impacto.....	101
Gráfico 23 - Taxa de desgaste erosivo dos revestimentos nos diferentes ensaios de jato de lama.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço CA6NM.....	23
Tabela 2 - Parâmetros utilizados no jateamento das chapas metálicas	60
Tabela 3 - Parâmetros de deposição utilizados nos revestimentos por HVOF	61
Tabela 4 - Composição química dos pós WOKA 7205 e WOKA 3653.....	63
Tabela 5 - Parâmetros do ensaio de cavitação	69
Tabela 6 - Características do fluido utilizado no processo de cavitação com areia...72	
Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de desgaste por jato de lama	74
Tabela 8 - Nível de porosidade e espessura média dos revestimentos aspergidos..77	
Tabela 9 - Microdureza Vickers dos revestimentos aspergidos	79
Tabela 10 - Tenacidade à fratura dos revestimentos aspergidos.....	81
Tabela 11 - Taxa de desgaste por cavitação dos revestimentos aspergidos	84
Tabela 12 - Taxa de desgaste erosivo por jato de lama a 90° dos materiais estudados	99

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

ACI	Instituto de ligas fundidas, do inglês <i>Alloy Casting Institute</i>
AISI	Instituto americano de ferro e aço, do inglês <i>American Iron and Steel Institute</i>
APS	Processo de soldagem por plasma, do inglês <i>Air Plasma Spray</i>
AS	Processo de soldagem por arco elétrico, do inglês <i>Arc Spraying</i>
ASTM	Sociedade americana de testes e materiais, do inglês <i>American Society for Testing and Materials</i>
C ₃ H ₈	Propano
CA6NM	Aço inoxidável martensítico fundido
CAV	Taxa de desgaste por cavitação do revestimento
CFD	Fluidodinâmica computacional, do inglês <i>Computational Fluid Dynamics</i>
CoCr	Matriz metálica de Cobalto e Cromo
Cr ₃ C ₂	Carboneto de Cromo
CS	Processo de aspersão a frio, do inglês <i>Cold Spraying</i>
DRX	Difração de raios-X
ERO	Taxa de desgaste erosivo causado pela areia no ensaio de cavitação
HVAF	Processo ar-combustível de alta velocidade, do inglês <i>High Velocity Air-fuel</i>
HVOF	Processo oxi-combustível de alta velocidade, do inglês <i>High Velocity Oxy-fuel</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
NiCr	Matriz metálica de níquel e cromo
SAE	Sociedade de engenharia automotiva, do inglês <i>Society of Automotive Engineers</i>
SIN	Taxa de desgaste sinérgico gerado no ensaio de cavitação com areia
WC	Carboneto de tungstênio

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
1.1. OBJETIVOS.....	19
1.1.1. Objetivo Geral	19
1.1.2. Objetivos Específicos.....	19
1.2. JUSTIFICATIVA.....	20
1.3. ESTRUTURA DO TRABALHO	21
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	23
2.1. AÇO ASTM A743 - CA6NM	23
2.1.1. Aplicação do CA6NM em Usinas Hidrelétricas	25
2.2. ASPERSÃO TÉRMICA	27
2.2.1. Classificação dos Processos de Aspersão Térmica	28
2.2.2. <i>High Velocity Oxy-Fuel</i> (HVOF) com Combustível Gasoso	29
2.2.2.1. Equipamentos e características do processo de aspersão por HVOF	30
2.3. REVESTIMENTOS ASPERGIDOS RESISTENTES AO DESGASTE	34
2.3.1. Revestimento de Carboneto de Cromo (Cr_3C_2 25NiCr)	34
2.3.2. Revestimento de Carboneto de Tungstênio (WC 10Co4Cr)	37
2.4. FENÔMENO DE DESGASTE POR CAVITAÇÃO	41
2.4.1. Desgaste por Cavitação em Revestimentos Aspergidos	44
2.4.2. Desgaste Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas.....	47
2.5. FENÔMENO DE DESGASTE EROSIVO POR JATO DE LAMA.....	50
2.5.1. Desgaste por Jato de Lama Sob Diferentes Ângulos de Impacto.....	56
3. METODOLOGIA	59
3.1. ASPERSÃO TÉRMICA PELO PROCESSO DE HVOF	60
3.1.1. Preparação dos Corpos de Prova para Deposição	60
3.1.2. Processo de Jateamento do Material para Deposição.....	60
3.1.3. Determinação dos Parâmetros e Revestimentos da Aspersão Térmica...61	

3.2. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA E PROPRIEDADES MECÂNICAS	63
3.2.1. Preparação Metalográfica dos Corpos de Prova	64
3.2.2. Análise da Porosidade e Microscopia dos Revestimentos Aspergidos	65
3.2.3. Análise das Fases Presentes nos Revestimentos Aspergidos	66
3.2.4. Ensaio de Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos Aspergidos	66
3.3. ENSAIO DE CAVITAÇÃO.....	68
3.3.1. Ensaio Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com a Presença de Partículas Sólidas	70
3.4. ENSAIO DE EROSÃO POR JATO DE LAMA	72
3.4.1. Ensaio de Erosão por Jato de Lama Sob Diferentes Ângulos de Impacto	74
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	76
4.1. CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS.....	76
4.1.1. Análise da Microestrutura e Fases Presentes dos Revestimentos Aspergidos	76
4.1.2. Análise da Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos Aspergidos	79
4.2. ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO.....	82
4.2.1. Avaliação do Desgaste por Cavitação	82
4.2.2. Avaliação do Desgaste Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas	85
4.2.3. Mecanismo de Desgaste por Cavitação.....	90
4.2.4. Mecanismo de Desgaste Após Ensaio Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas.....	93
4.3. ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR JATO DE LAMA.....	97
4.3.1. Avaliação do Desgaste Erosivo por Jato de Lama.....	97
4.3.2. Avaliação do Desgaste Erosivo por Jato de Lama sob Diferentes Ângulos de Impacto	100
4.3.3. Mecanismo de Desgaste Erosivo por Jato de Lama.....	103
5. CONCLUSÕES	109
REFERÊNCIAS.....	111

1. INTRODUÇÃO

O Brasil apresenta como principal fonte geradora de energia elétrica as usinas hidrelétricas, as quais utilizam o abundante potencial hidráulico do país. Pesquisadores então, vem constantemente estudando e buscando desenvolver novas técnicas para tornar seus processos de geração de energia ainda mais eficientes e com materiais mais resistentes ao desgaste. Com a crescente demanda de energia elétrica, a disponibilidade das turbinas hidráulicas deve ser elevada, e paradas para manutenção devem ser minimizadas e otimizadas (ANEEL, 2017).

Deste modo, muitas turbinas hidráulicas são constituídas em aço inoxidável CA6NM, devido às suas ótimas propriedades mecânicas, boa soldabilidade e fácil fabricação (ALLENSTEIN, 2007). Destacando-se principalmente a elevada tenacidade deste material, propriedade a qual, é fundamental quando se refere ao desgaste por cavitação em pás de turbinas hidráulicas. Salientando que, apesar de apresentar alta tenacidade e resistência mecânica, o CA6NM ainda sofre os efeitos do desgaste pelo fenômeno da cavitação (PUKASIEWICZ, 2002).

Um dos motivos de paradas para manutenção de turbinas são os reparos necessários em função dos problemas gerados pelos fenômenos de desgaste por cavitação, erosão de partículas sólidas e sinérgicos que ocorrem em função do perfil hidráulico das pás e de sedimentos existentes na água (ANEEL, 2017).

O fenômeno da cavitação acontece devido ao crescimento e colapso de microbolhas geradas na variação de pressão durante o escoamento do fluido. Em turbinas hidráulicas, o desgaste por cavitação é gerado principalmente pela diferença de pressão existente ao longo das pás, oriundas da variação do fluxo hidráulico sobre as mesmas (HARVEY; MCELROY; WHITELEY, 1947; PUKASIEWICZ *et al.*, 2012).

O desgaste erosivo pode ser definido como um mecanismo de desgaste gerado por partículas sólidas que em contato com a superfície do material podem danificar a superfície do mesmo. Já o desgaste erosivo causado por jato de lama pode ser expresso como o desgaste gerado por um jato de uma mistura entre líquido e partículas sólidas que incidem com alta energia sobre a superfície do material, podendo gerar desgastes erosivos severos nas superfícies do mesmo (MORE; BHATT; MENGHANI, 2017).

Rios com elevadas cargas de sedimentos, como o caso do rio Madeira que banha os estados de Rondônia e do Amazonas no Brasil, podem afetar diretamente

os equipamentos das hidrelétricas ali localizados. A presença de micropartículas sólidas na água proporciona um ambiente mais agressivo de trabalho e pode tornar mais severo o desgaste dos equipamentos trabalhados nesses ambientes, principalmente decorrente do efeito sinérgico de desgaste por cavitação e erosão nos equipamentos. Características como concentração, tamanho e formato das micropartículas de areia presentes no fluido podem alterar no modo de desgaste dos materiais (ANEEL, 2017; CHEN *et al.*, 2007; FEARNSIDE, 2014; GOU *et al.*, 2018; GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013; JIN *et al.*, 1986).

Turbinas hidráulicas, quando trabalhadas em águas arenosas, se desgastam com mais intensidade e são danificadas mais rapidamente. O dano é muito mais grave, uma vez que, pode ser causado puramente tanto pela erosão da areia, quanto pela cavitação por si só. Desta forma, a eficiência hidráulica pode ser bastante afetada, forçando-as a efetuar paradas para manutenção que geram elevados prejuízos, tanto dos custos oriundos diretamente do reparo por soldagem, como pela inevitável interrupção na geração de energia elétrica (ANEEL, 2017; FEARNSIDE, 2014; JIN *et al.*, 1986).

Tais problemas podem ser minimizados através do desenvolvimento de materiais e revestimentos mais resistentes ao desgaste e/ou por meio da utilização de processos de deposição por aspensão térmica que aumentem a resistência ao desgaste destes materiais. Dentre as técnicas de deposição existentes destacam-se, *Plasma Spray* (Plasma APS), *Cold spray* (CS), *Arc Spraying* (Arco Elétrico AS), *Flame Spraying* (Chama), *High Velocity Air Fuel* (HVOF) e principalmente o *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) (PAREDES, 2009; PAWLOWSKI, 2008).

O processo de HVOF é um dos processos de aspensão térmica mais desenvolvidos, isto é dado pelas vantagens apresentadas quando comparado com os diversos processos existentes. O mesmo é capaz de depositar revestimentos de metais, cermet e cerâmicas sobre peças que requerem resistência ao desgaste à trabalhos em condições extremas (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005). Deste modo, revestimentos por HVOF são muito aplicados em plantas hidroelétricas, e apresentam ser uma técnica alternativa em substituição ao método tradicional de soldagem (LAVIGNE *et al.*, 2017).

Visando melhorar a resistência dos componentes ao desgaste, revestimentos com carbonetos são normalmente aplicados nestes casos, como exemplo do carboneto de cromo (Cr_3C_2) e carboneto de tungstênio (WC) aspergidos por HVOF.

Por apresentarem níveis de dureza elevadas e baixa porosidade, estes revestimentos normalmente são recomendados para componentes em ambientes agressivos de trabalho (MARQUES *et al.*, 2018; PRASANNA *et al.*, 2018).

Revestimentos de Cr_3C_2 e WC proporcionam à superfície dos componentes alta resistência ao desgaste, pois apresentam elevada resistência à erosão, corrosão e cavitação (MARQUES *et al.*, 2018; VICENZI, 2007).

Sendo assim, neste trabalho é proposta a deposição de compósitos a base de carboneto de cromo (Cr_3C_2 25NiCr) e a base de carboneto de tungstênio (WC 10Co4Cr) pelo processo de aspersão de alta velocidade (HVOF), visando avaliar o comportamento destes revestimentos quanto a resistência ao desgaste por cavitação, erosão por jato de lama e o mecanismo sinérgico da cavitação/erosão em ambiente sujeito a cavitação com a presença de areia.

1.1. OBJETIVOS

1.1.1. Objetivo Geral

Estudar o comportamento de revestimentos a base de carboneto de cromo e de tungstênio depositados por HVOF, buscando-se avaliar como a resistência destes revestimentos é alterada em modos de desgaste por cavitação pura, desgaste sinérgico de cavitação/erosão utilizando-se de micropartículas de areia, assim como o desgaste de erosão por jato de lama.

1.1.2. Objetivos Específicos

- Realizar um estudo do processo de aspersão térmica de alta velocidade (HVOF), quanto à microestrutura e propriedades mecânicas dos revestimentos de carboneto de cromo e de tungstênio;
- Avaliar o comportamento destes revestimentos quanto à resistência à cavitação em água destilada;
- Estudar o desgaste sinérgico cavitação/erosão destes revestimentos em ambiente sujeito a cavitação com a presença de micropartículas de areia;

- Estudar a resistência ao desgaste por erosão nos revestimentos submetidos ao ensaio de jato de lama em diferentes ângulos de incidência;
- Avaliar os mecanismos de perda de massa da análise da superfície desgastada por cavitação, processo sinérgico e pelo jato de lama.

1.2. JUSTIFICATIVA

O entendimento dos mecanismos de desgastes dos materiais, tanto gerado pela erosão de partículas sólidas, quanto pelo fenômeno da cavitação são fundamentais para o aprimoramento da vida útil de componentes sujeitos a esses desgastes (GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013; SANTA *et al.*, 2009), uma vez que são problemas comuns em vários campos e aplicações da engenharia, como exemplo em bombas e turbinas de usinas hidrelétricas (MORE; BHATT; MENGHANI, 2017; OJALA *et al.*, 2016).

O estudo do fenômeno da cavitação em revestimentos aspergidos termicamente pode ser útil no entendimento da resistência destes materiais sujeitos aos efeitos deste fenômeno, ressaltando que a cavitação pode ocorrer em qualquer dispositivo onde existe o fluxo e escoamento de fluidos. A cavitação causa o desgaste no maquinário de usinas hidrelétricas gerando o aumento de custos devido a instabilidades de fluxo e principalmente ao dano gerado nas pás (ESCALER *et al.*, 2006; HARVEY; MCELROY; WHITELEY, 1947; XIANG *et al.*, 2018). Por este motivo, uma análise do comportamento e dos mecanismos de desgastes por cavitação se faz importante.

O fenômeno de desgaste erosivo por jato de lama pode gerar desgastes erosivos severos nas superfícies dos componentes sujeitos a esse desgaste, podendo variar em função de diversas características da mistura, do material alvo e do processo, com destaque ao ângulo de impacto do jato (GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013; MORE; BHATT; MENGHANI, 2017; OJALA *et al.*, 2016; SHITOLE *et al.*, 2015). Jatos em diferentes ângulos de impacto podem resultar em comportamentos de desgaste erosivo bem distintos em função do material ensaiado (SHITOLE *et al.*, 2015). Desta forma, este trabalho busca avaliar o comportamento dos diferentes revestimentos e do aço CA6NM quando submetido aos ensaios com jato de lama em diferentes ângulos de incidência.

Do ponto de vista prático, se faz importante avaliar o comportamento de revestimentos sujeitos ao desgaste sinérgico de cavitação/erosão em ambiente com areia, pois no Brasil existem rios com elevadas cargas de sedimentos, e as partículas sólidas de areia presentes nestes rios podem afetar diretamente no desgaste dos componentes hidráulicos ali localizados, que por consequência, prejudicam a eficiência das turbinas hidráulicas instaladas nessas localidades (FEARNNSIDE, 2014; JIN *et al.*, 1986). Sendo assim, a análise do desgaste sinérgico cavitação/erosão pode trazer bons conhecimentos a um grande setor como é o setor de energia hidráulica e desenvolver o entendimento da atuação de dois tipos de desgastes trabalhando sinergicamente.

Na literatura, poucos estudos abordaram o efeito sinérgico da cavitação/erosão em revestimentos, principalmente quando relacionado a ensaios de cavitação em fluido com a presença de areia. Deste modo, do ponto de vista acadêmico, a importância deste estudo é dada pela ausência de bibliografias que avaliam diferentes desgastes como a cavitação e erosão por partículas sólidas atuando simultaneamente em diferentes revestimentos aspergidos.

Entre os principais materiais de revestimentos aplicados por HVOF para aumento da resistência ao desgaste, destaca-se o carboneto de cromo (Cr_3C_2) e carboneto de tungstênio (WC). Estes revestimentos apresentam boas propriedades tribológicas em ambientes agressivos de trabalho. Os mesmos oferecem elevada dureza, boa adesão e baixa porosidade (MARQUES *et al.*, 2018; PRASANNA *et al.*, 2018; VICENZI, 2007). Deste modo, neste projeto será estudado a influência dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr quanto as suas resistências aos desgastes.

1.3. ESTRUTURA DO TRABALHO

Este trabalho é estruturado de forma que uma revisão teórica dos temas tratados é apresentada no Capítulo 2. Neste capítulo são introduzidas as características do aço inoxidável CA6NM e os conceitos e aplicações do processo de revestimento por aspersão térmica por HVOF. Em seguida são apresentadas algumas aplicações e características dos materiais aspergidos resistentes ao desgaste, destacando-se os revestimentos de carboneto de cromo e carboneto de tungstênio.

Ainda no Capítulo 2, é citado sobre o processo de desgaste por cavitação, e adicionalmente sobre o efeito sinérgico de cavitação/erosão com a adição de partículas sólidas. Na sequência são discutidos conceitos sobre o desgaste erosivo por jato de lama com detalhes sobre jato em diferentes ângulos de impacto.

O Capítulo 3 descreve a metodologia empregada neste trabalho, visando expor todos os detalhes da pesquisa para um melhor entendimento dos resultados e uma possível repetibilidade dos ensaios. Neste capítulo são descritos os materiais utilizados, assim como o método de aspersão térmica. Posteriormente, os métodos empregados na preparação das amostras e os métodos de análise das propriedades mecânicas dos revestimentos são detalhados neste capítulo. Também é apresentado a metodologia para realização dos ensaios de cavitação em água destilada e em água com adição de areia para análises do efeito da cavitação e do efeito sinérgico cavitação/erosão. Ao término, é detalhada a metodologia do ensaio por jato de lama, apresentando o procedimento experimental sob diferentes ângulos de impacto do jato.

O Capítulo 4 apresenta os resultados obtidos na pesquisa e discussões realizadas sobre os mesmos, detalhando as caracterizações dos revestimentos, como porosidade, microscopia, análise por difração de raios-X, microdureza e tenacidade à fratura. Resultados de ensaios de desgaste por cavitação em água destilada e em água destilada com areia também são apresentados e discutidos neste capítulo. Além disso, são expostos e analisados os resultados dos ensaios de desgaste erosivo por jato de lama das diferentes amostras dos revestimentos e do aço CA6NM, também são discutidos os resultados do jato de lama em diferentes ângulos de impacto.

Por fim, o Capítulo 5 descreve de forma objetiva as conclusões tiradas sobre os resultados obtidos, relacionando-os principalmente aos objetivos gerais e específicos deste trabalho. Visando expor de maneira direta os principais comportamentos e resultados observados na pesquisa.

Vale destacar que, neste trabalho foi optado por trabalhar com o termo “desgaste por cavitação” apenas ao efeito causado pela implosão das microbolhas no processo, enquanto o termo “desgaste erosivo” foi abordado em referência ao desgaste causado exclusivamente por partículas sólidas. No tocante ao termo “sinergia cavitação/erosão”, o mesmo foi abordado em referência ao ensaio de cavitação em fluido com a presença de partículas sólidas. Apesar do desgaste por cavitação também tratar-se de um tipo de desgaste erosivo, esta abordagem foi cuidadosamente evitada a fim de evitar mal entendimento do leitor.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo são introduzidas definições e aplicações do aço CA6NM, em seguida, são apresentados conceitos do processo de revestimento por aspensão térmica, dando ênfase ao processo de deposição por HVOF. Na sequência, são apresentadas aplicações e características do revestimento Cr_3C_2 25NiCr e do WC 10Co4Cr. Ainda neste tópico, são discutidos os desgastes por cavitação em fluido com e sem adição de micropartículas sólidas. Ao término, são apresentados os desgastes erosivos por jato de lama com detalhes em diferentes ângulos de impacto.

2.1. AÇO ASTM A743 - CA6NM

Na década de 60, foi desenvolvido na Suíça um aço inoxidável macio classificado pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM) como aço martensítico ASTM A743 de grau CA6NM. O mesmo foi desenvolvido visando suprir o mercado onde se requeria resistência à cavitação combinado com boa resistência mecânica e à corrosão (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001).

O aço ASTM A743 de grau CA6NM refere-se a um aço inoxidável martensítico fundido que conforme a *Alloy Casting Institute* é classificado de acordo com sua utilização e composição química. A composição nominal do CA6NM é apresentada na Tabela 1 a seguir.

Tabela 1 - Composição química do aço CA6NM

Elemento químico	C (máx)	Mn (máx)	Si (máx)	Cr	Ni	Mo	P (máx)	S (máx)
Percentual	0,06	1,00	1,00	11,5- 14,0	3,4-4,5	0,4-1,0	0,04	0,03

Fonte: ASTM A743 / A743M (2003)

Visto que o CA6NM trata-se de um aço utilizado quando temperado e posteriormente revenido, uma boa alternativa de se melhorar o desempenho das propriedades mecânicas, para uma mesma composição química, é por meio da otimização dos tratamentos térmicos (GRACIOSO, 2003). A presença de níquel e cromo neste aço, segundo Straube (1988), proporciona uma alta temperabilidade, o

que permite que até mesmo seções de 1 metro de diâmetro formem uma estrutura martensítica em seu núcleo através de resfriamento ao ar.

Silva *et al.* (2017) também descrevem que o aço CA6NM apresenta baixos teores de carbono, e é então, compensado com a adição de níquel em sua composição, gerando assim, uma expansão do campo austenítico do aço. Tal fenômeno proporciona ao aço a capacidade de formação de martensita e manter elevada resistência ao impacto.

A Figura 1 apresenta o diagrama de fases do aço CA6NM, bem como a imagem da microestrutura do aço temperado e revenido.

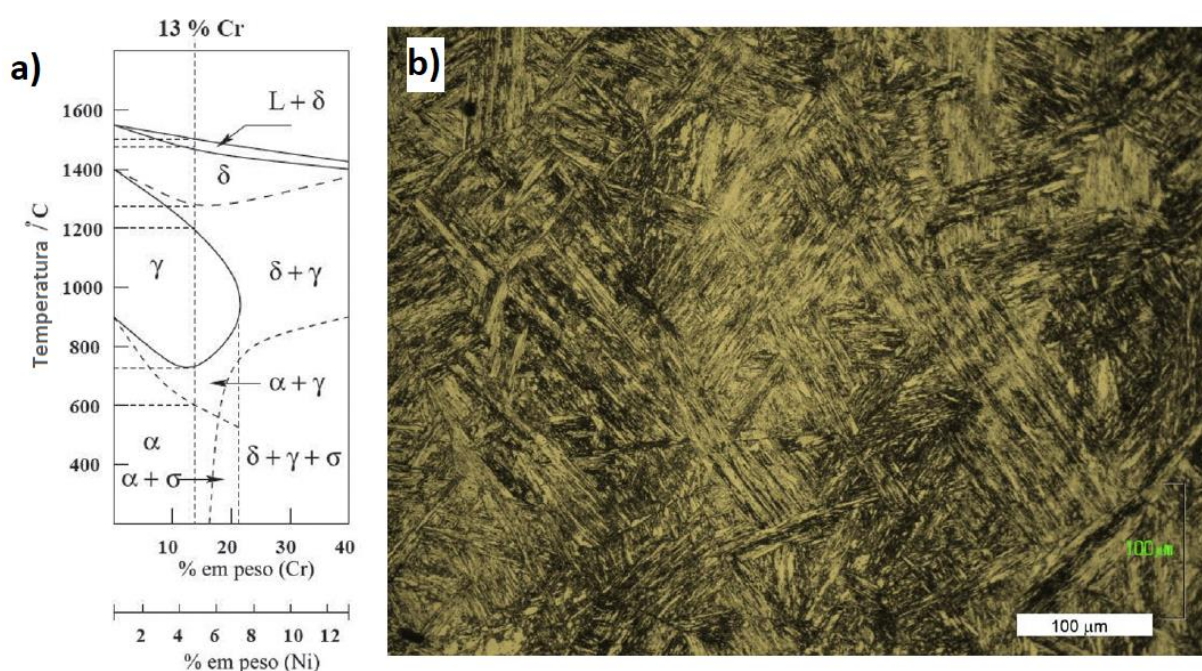


Figura 1 - Fases microestruturais do aço CA6NM; (a) Diagrama de fases do aço (b) Imagem da microestrutura do aço quando temperado e revenido
Fonte: (a) Enerhaug, Grong. e Steinsmo (2001) (b) López *et al.* (2018)

No estudo de López *et al.* (2018), foi realizado o tratamento de têmpera e revenimento do aço CA6NM em temperatura de 610°C por 2 horas, resultando assim na microestrutura composta de martensita e austenita retida, conforme é apresentado na Figura 1b. A presença de austenita retida melhora propriedades mecânicas como a resistência ao impacto do material, e conseqüentemente pode aumentar a vida útil de peças fabricadas com este aço, como exemplo em situações sob efeito de cavitação (SILVA *et al.*, 2017).

Devido a alta tenacidade do aço, na faixa de $250 \text{ MPa.m}^{1/2}$ existem diversas aplicações para o CA6NM, por exemplo, em rotores, bombas e compressores (CHEN; VERREMAN, 2013).

Além das aplicações citadas, o fato do aço inoxidável CA6NM apresentar boa resistência à corrosão e à cavitação, o mesmo é também extensivamente utilizado na manufatura de turbinas hidráulicas (SILVA *et al.*, 2017). Sendo assim, neste trabalho é dedicado um tópico exclusivo para a discussão da aplicação deste aço em usinas hidrelétricas.

2.1.1. Aplicação do CA6NM em Usinas Hidrelétricas

Vem sendo praticada a fabricação de turbinas hidráulicas do tipo Francis e Pelton com a utilização exclusiva do aço CA6NM, uma vez que, além de boas propriedades mecânicas, apresenta boa soldabilidade e fácil fabricação (ALLENSTEIN, 2007). Sendo assim, o CA6NM se tornou a liga metálica mais comumente utilizada na fabricação de peças fundidas de turbinas hidráulicas por oferecer boa resistência à cavitação e à corrosão (SILVA *et al.*, 2017).

A Figura 2 apresenta um rotor do tipo Francis da turbina hidráulica da Usina Hidrelétrica de Itaipu. As pás foram fabricadas em aço inoxidável CA6NM (JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO, 2011).



Figura 2 - Rotor Francis da turbina hidráulica de Itaipu fabricada em aço CA6NM
Fonte: Jornal De Itaipu Eletrônico (2011)

É importante ressaltar que, para aplicações em turbinas hidráulicas, necessita-se de um material com elevada tenacidade e o CA6NM é uma boa escolha para atender a esse requisito (PUKASIEWICZ, 2002).

Tendo em vista a boa tenacidade do CA6NM e sua influência na resistência à cavitação, Ribeiro (2007) destaca no Gráfico 1 o desgaste por cavitação de algumas ligas comerciais, apresentando o comparativo da perda de massa por cavitação de ligas comerciais como o aço carbono SAE 1020 e os aços inoxidáveis, tais como o inox 308, CA6NM e inox 301 (RIBEIRO, 2007).

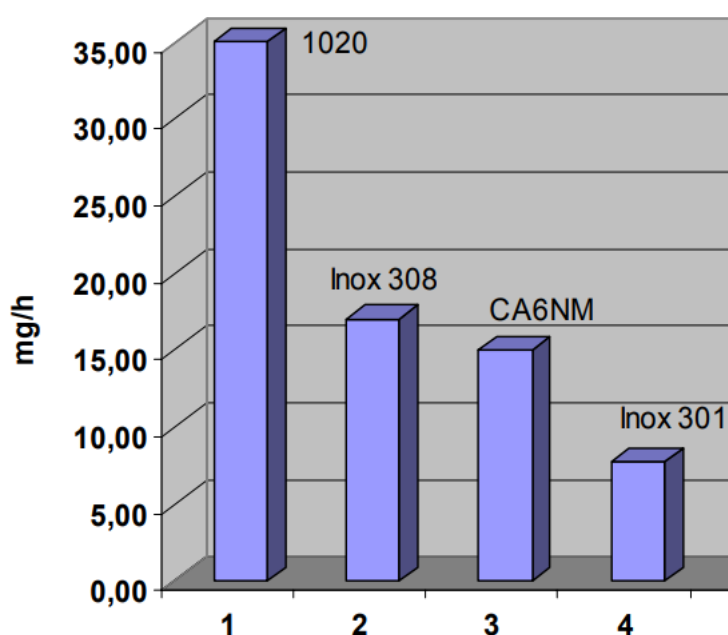


Gráfico 1 - Desgaste por cavitação (taxa de perda de massa) de algumas ligas comerciais
Fonte: Adaptado de Ribeiro (2007)

Baseado no Gráfico 1, pode-se notar a superioridade do aço inox CA6NM quando comparado ao aço carbono SAE 1020, quanto à resistência dos mesmos sob o desgaste por cavitação.

Em estudo realizado por Hamilton, Sharma e Pandel (2017), foi proposto revestir o aço CA6NM com outros materiais e avaliar os mesmos ao desgaste erosivo. Os autores observaram que apesar da boa resistência ao desgaste do aço, as amostras revestidas apresentaram níveis de dureza 3 vezes maiores que os encontrados no substrato de CA6NM, o que resultou em um significativo aumento da resistência à erosão do material. Deste modo, a seguir serão levantadas discussões sobre os processos de deposição por aspersão térmica.

2.2. ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica é o processo no qual há a deposição de materiais, metálicos ou não metálicos, sobre a superfície a ser tratada. O material a ser depositado é então acelerado contra a superfície alvo, e devido ao impacto, o material incidente se deforma plasticamente gerando uma camada de revestimento (PAWLOWSKI, 2008).

As partículas propelidas, necessitam estar fundidas ou suficientemente plásticas para serem depositadas eficientemente sobre a superfície do material. O material aspergido pode ser encontrado na forma de pó, fio ou vareta. Alimentado por uma pistola associada a uma fonte de calor, oriunda de combustão de gases ou arco elétrico (TAKIMI, 2004).

Os gases do ar comprimido, do plasma, inertes, ou gases provenientes da combustão são violentamente expandidos, resultando na aceleração do material contra a superfície do substrato. Devido à grande energia gerada nesse processo, as partículas incidentes se aderem na superfície do substrato e o revestimento é então formado por uma série de camadas sobrepostas, em forma de lamelas, oriundas do espalhamento destas partículas fundidas (TAKIMI, 2004).

A Figura 3 apresenta o funcionamento básico dos processos de aspersão térmica de forma esquemática.

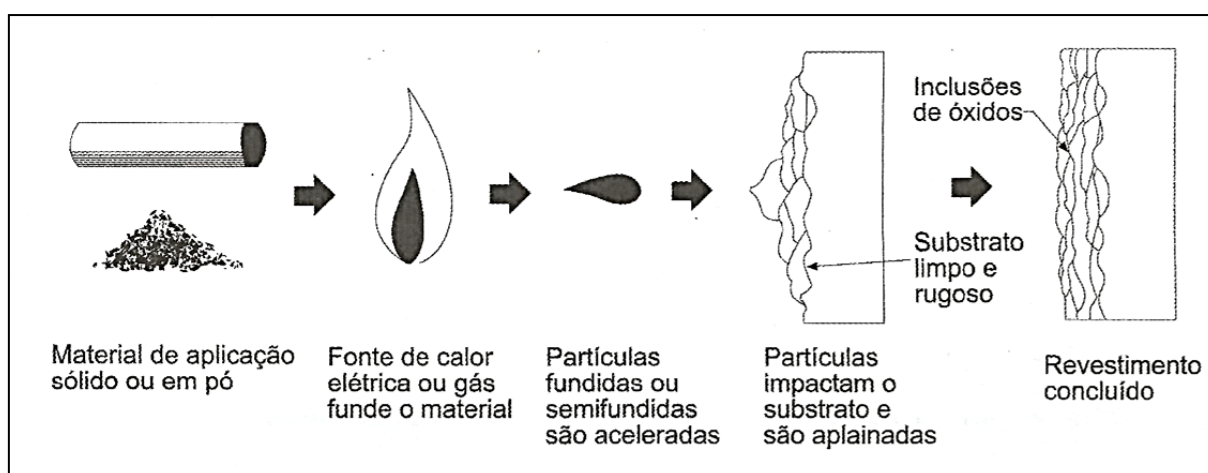


Figura 3 - Esquema de funcionamento do processo de aspersão térmica
Fonte: Lima e Trevisan (2007)

Existem diversas vantagens na utilização da técnica de revestimento por aspersão térmica. As principais são, versatilidade em termos de materiais (tanto no

revestimento, quanto no substrato) e custo operacional relativamente baixo (BROSSARD, 2010).

A aspensão pode ser feita sobre metais e cerâmicas e depositados por uma ampla gama de materiais, tais como, revestimentos metálicos, poliméricos e até cerâmicos. O objetivo do revestimento é geralmente proteger o substrato e melhorar suas propriedades mecânicas superficiais, por exemplo, a resistência ao desgaste, corrosão e/ou aumentar a vida à fadiga dos componentes. O processo também pode ser usado no reparo de peças desgastadas e danificadas (BROSSARD, 2010).

2.2.1. Classificação dos Processos de Aspensão Térmica

O processo de aspensão térmica trata-se de uma técnica muito versátil. Dentre as técnicas existentes, destacam-se, *Plasma Spray* (Plasma APS), *Cold spray* (CS), *Arc Spraying* (Arco Elétrico AS), *Flame Spraying* (Chama), *High Velocity Air Fuel* (HVOF) e principalmente o *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) (PAWLOWSKI, 2008).

Os processos de aspensão térmica tradicionais se distinguem basicamente na interação entre o gás e o estado das partículas, o que pode ser determinada pela dinâmica dos gases no processo, influenciando na ação da temperatura e velocidade das partículas. (HANSON; SETTLES, 2003).

A temperatura da chama, a velocidade das partículas, e a atmosfera de aspensão são as principais variáveis presentes entre as diferentes técnicas de revestimentos por aspensão. As propriedades e qualidades dos revestimentos, bem como, a porosidade, a força de adesão das partículas e a presença de óxidos são fortemente influenciadas em função da escolha do processo de revestimento trabalhado (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005).

A Figura 4 apresenta de forma geral um esquema dos principais processos de aspensão, classificando-os de acordo com sua fonte de calor, tais como, energia elétrica e combustão.

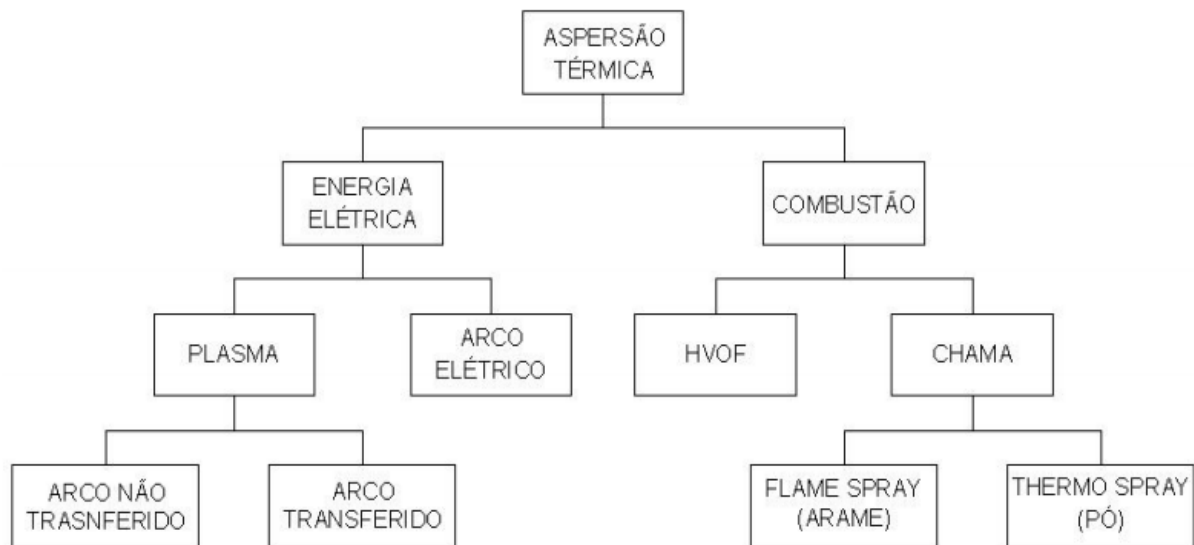


Figura 4 - Classificação dos principais processos de aspersão de acordo com a sua fonte geradora de calor
Fonte: Paredes (2009)

Na sequência será explicado em detalhes sobre o processo de aspersão térmica por combustão, mais especificamente o processo de aspersão de alta velocidade, o HVOF.

2.2.2. *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) com Combustível Gasoso

O processo de HVOF é um dos processos de aspersão térmica mais desenvolvidos, isto é dado pelas vantagens apresentadas quando comparado com os diversos processos existentes. As principais vantagens do HVOF são citadas por Sidhu, Prakash e Agrawal (2005) como:

- Baixa porosidade no revestimento;
- Elevada dureza superficial;
- Elevada força de ligação entre lamelas;
- Baixa descarbonetação.

Além das vantagens citadas, a deposição por HVOF também é capaz de produzir revestimentos de metais, cermet e cerâmicas sobre peças que requerem

resistência a trabalhos em condições extremas (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005).

Industrialmente falando, o HVOF pode ser encontrado numa vasta área de aplicação, podem-se citar, a área automotiva, aeronáutica e aeroespacial, marinha e em outros ramos diversos (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005). Desde pesquisas antigas, como na década de 1990, Moskowitz (1993) cita a aplicação de HVOF no ramo petroquímico, na fabricação de componentes como tubulações, válvulas, recipientes, trocadores de calor, entre outros componentes que exigem elevada resistência ao desgaste por erosão e corrosão. Estudos mais recentes, como realizado por Lavigne *et al.* (2017), a aplicação do revestimento por HVOF em plantas hidroelétricas, apresenta-se como uma técnica alternativa em substituição ao método tradicional de soldagem.

A técnica de revestimento em questão, é predominantemente usada como barreira protetiva para componentes mecânicos que necessitam de elevada vida à fadiga, protegendo-os quanto ao desgaste, corrosão e oxidação (SAMPATH; MCCUNE, 2000). De modo geral, revestimentos de carbonetos depositados por HVOF apresentam boa resistência ao desgaste em comparação com revestimentos depositado por plasma, isto ocorre devido às melhores propriedades de revestimento obtidas pela deposição por alta velocidade (MARQUES *et al.*, 2018).

2.2.2.1. Equipamentos e características do processo de aspersão por HVOF

Os equipamentos necessários para realização do processo de HVOF consistem em pistola de gás, unidade de alimentação de pó, medidor de vazão, e uma unidade de suprimento de gás. A unidade de alimentação de pó compreende um conjunto com funil, vibrador de ar, medidor da taxa de alimentação e gabinete de controle (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005).

Um esquemático do processo de HVOF com combustível gasoso é representado na Figura 5.

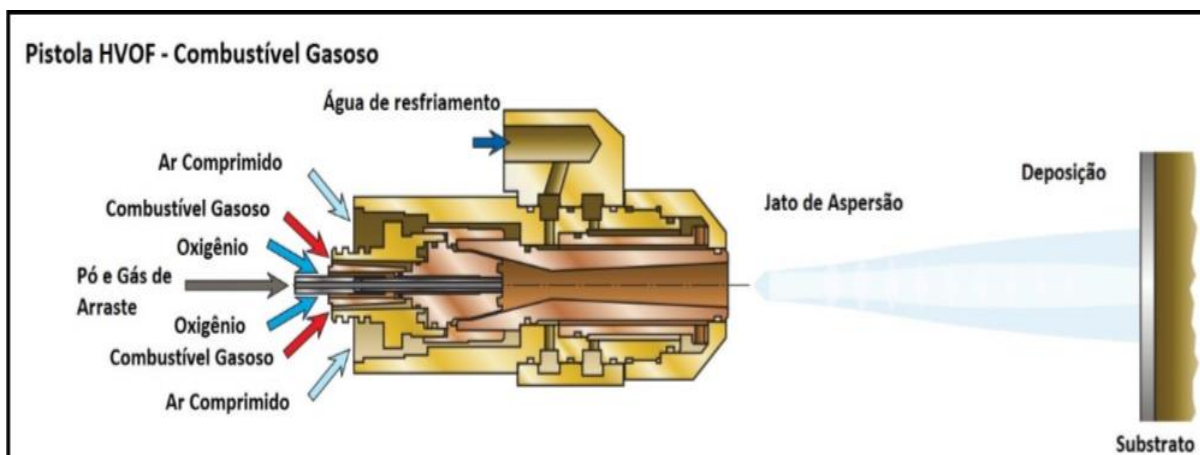


Figura 5 - Modelo esquemático da tocha de HVOF com combustível gasoso
Fonte: Adaptado de Sulzer Metco (2013)

Para Picas *et al.* (2011), características como as propriedades dos pós usados e os parâmetros do jato são fatores importantes na técnica de aspersão por HVOF. Deste modo, a produção de revestimentos por HVOF requer um controle cuidadoso das variáveis do processo em conjunto com as características da pistola.

A qualidade do revestimento depende significativamente da temperatura e da velocidade das partículas de pó, que por sua vez, está associada à pressão do gás desenvolvida na câmara de combustão (SIDHU; PRAKASH; AGRAWAL, 2005).

A Figura 6 adaptada de Han *et al.* (2018), apresenta uma única partícula de WC 10Co4Cr aspergida por HVOF sobre a superfície do substrato, destacando-se a intensidade e profundidade de deposição afetada sob o efeito do jato do processo de aspersão por alta velocidade.

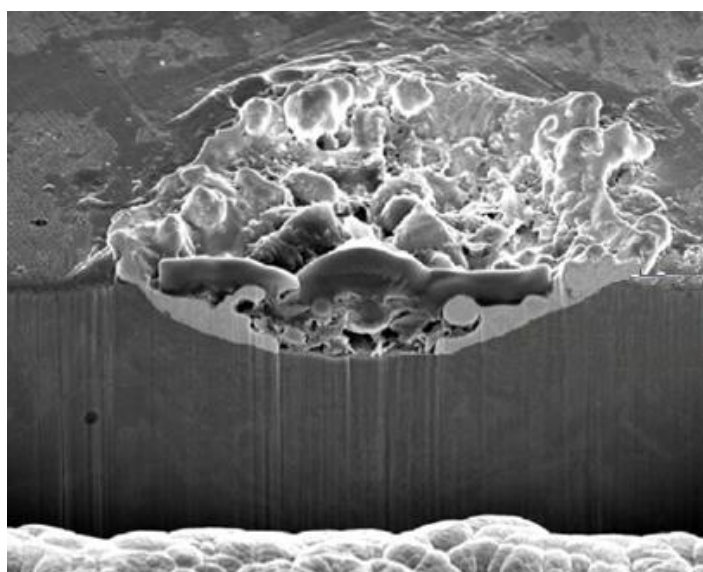


Figura 6 - Seção transversal do substrato aspergido por uma única partícula de carboneto de tungstênio
Fonte: Adaptado de Han *et al.* (2018)

De acordo com Kumar, Chittosiya e Shukla (2018), a velocidade das partículas no HVOF desempenha um papel importante nas propriedades do revestimento. O aumento da velocidade pode resultar em maior força de adesão, maior densidade e menor teor de óxido. Segundo Sulzer Metco (2013), altas velocidades de partículas, aquecimento uniforme e baixo tempo de permanência são parâmetros perfeitos para produzir revestimentos muito densos e fortemente aderidos ao substrato.

A Figura 7 apresenta de forma esquemática a formação da camada de revestimento aspergido sobre o substrato, salientando a formação de poros, inclusão de óxidos e também uma certa quantidade de partículas não fundidas presentes no revestimento. Gerando assim, a microestrutura típica de revestimentos aspergidos termicamente.

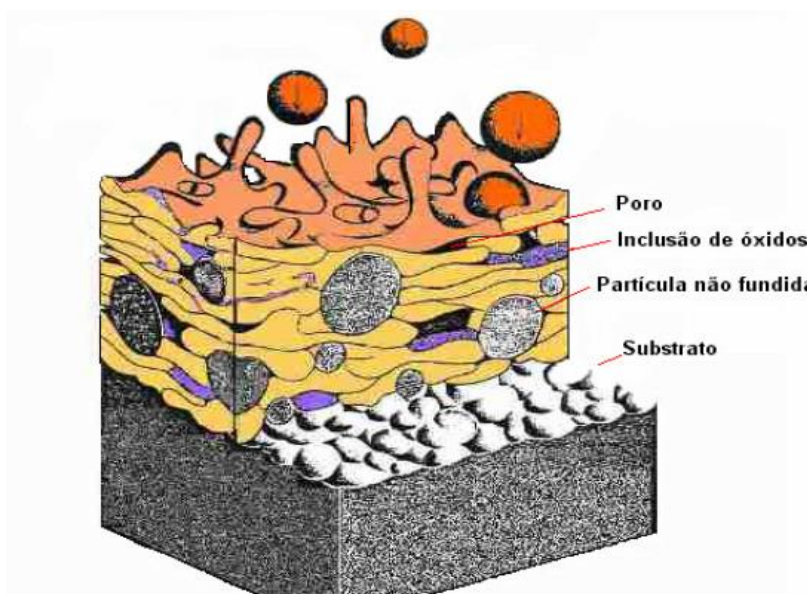


Figura 7 - Imagem ilustrativa da microestrutura de revestimentos aspergidos
Fonte: Vicenzi (2007)

Voggenreiter *et al.* (1995) afirmaram que a oxidação da camada protetiva corresponde diretamente à fração da fase fundida presente no revestimento. Os pesquisadores citam que o ideal é realizar a aspersão por HVOF com temperatura do pó entre as temperaturas de sólido e líquido do material.

A técnica de aspersão por HVOF é caracterizada por apresentar uma velocidade de chama de até 2000 m/s, a qual resulta em um fluxo com velocidade de partículas entre 400 e 800 m/s. No tocante à temperatura das partículas, elas tipicamente trabalham entre 1600 °C e 2200 °C, temperatura a qual é um pouco menor quando comparada a outras técnicas de aspersão, como aspersão por plasma por

exemplo. Assim, o HVOF produz revestimentos com baixa porosidade, e consequentemente, alta densidade e dureza (PICAS *et al.*, 2011).

A Figura 8, obtida por microscopia eletrônica, apresenta a secção transversal da microestrutura do revestimento de WC 12Co depositado por HVOF com combustível gasoso (LAMANA; PUKASIEWICZ; SAMPATH, 2018).

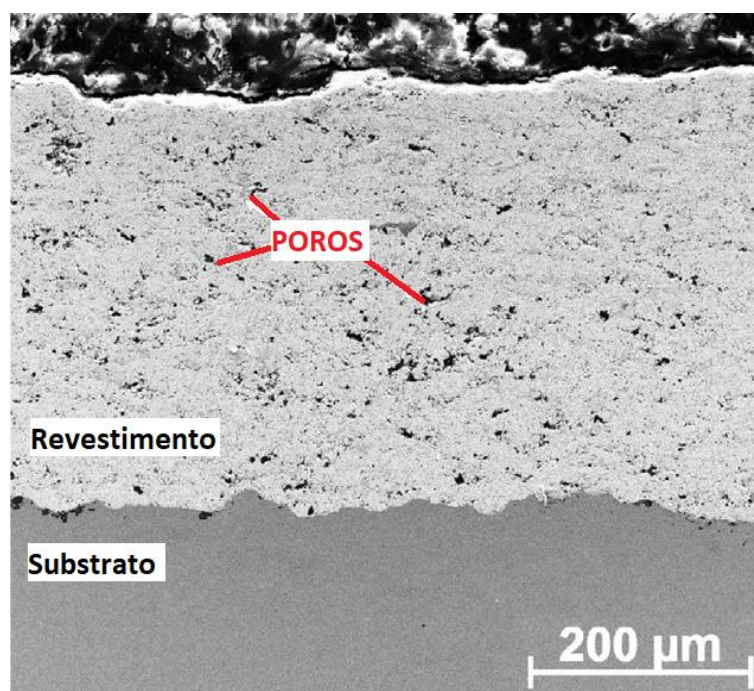


Figura 8 - Microestrutura de revestimento depositado por HVOF
Fonte: Adaptado de Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018)

Na Figura 8 pode-se notar claramente a divisão entre substrato e revestimento, bem como a presença de poros no revestimento. Segundo Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018), este revestimento depositado por HVOF com combustível gasoso apresentou porosidade de 3,3% e dureza próximo de 900 HV.

Lavigne *et al.* (2017) complementam que revestimentos por HVOF apresentam propriedades mecânicas únicas e de baixa porosidade, atingindo até valores inferiores a 2%. Sidhu, Prakash e Agrawal (2005) afirmam que o HVOF produz revestimentos com maior resistência à corrosão quando comparado a outros métodos de aspersão, e podem formar camadas protetivas típicas de espessura entre 100 e 300 µm.

Um dos principais materiais empregados na deposição de revestimentos aspergidos por HVOF são compostos com Cr_3C_2 e WC. Uma vez que, os mesmos apresentam boas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste quando aspergido pelo processo de alta velocidade (VICENZI, 2007).

2.3. REVESTIMENTOS ASPERGIDOS RESISTENTES AO DESGASTE

Neste tópico são apresentadas as propriedades e características dos revestimentos de carboneto de cromo e carboneto de tungstênio, dando ênfase na resistência ao desgaste destes materiais.

2.3.1. Revestimento de Carboneto de Cromo (Cr_3C_2 25NiCr)

O Carboneto de Cromo Cr_3C_2 25NiCr é um compósito cerâmico de matriz metálica. Este compósito apresenta boa resistência ao desgaste, uma vez que, é constituído por uma matriz tenaz com partículas de elevada dureza de carboneto de cromo, proporcionando-o alta resistência à erosão, corrosão, abrasão e cavitação (VICENZI, 2007).

Na Figura 9 é apresentada a microestrutura do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr, a qual destaca em cinza escuro as partículas duras de carboneto de cromo, em cinza claro a matriz metálica tenaz de NiCr e em preto as porosidades presentes.

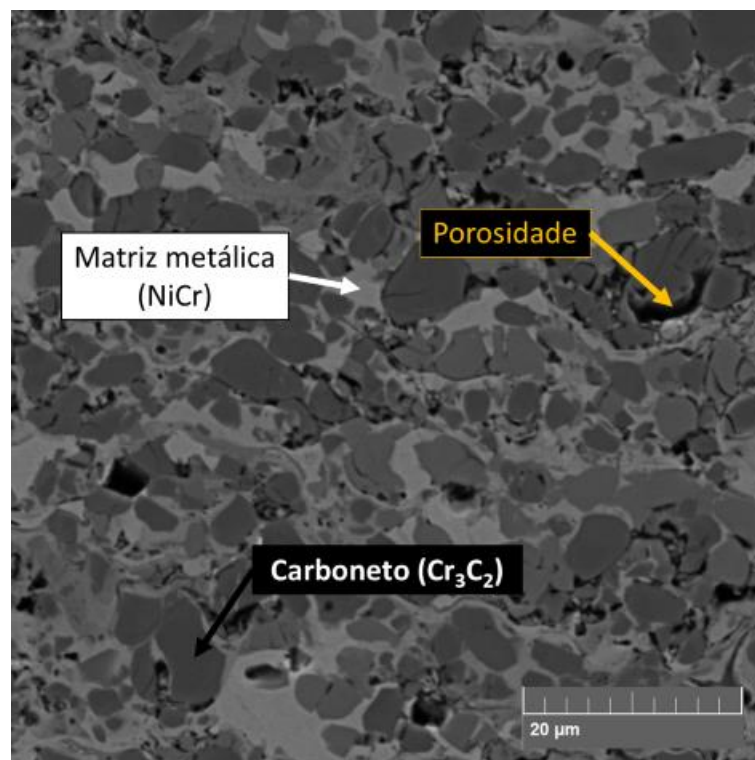


Figura 9 - Microestrutura do revestimento Cr_3C_2 25NiCr aspergido por HVOF
Fonte: Adaptado de Ribas (2019)

A Figura 10 apresenta a seção transversal do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr aspergido termicamente por HVOF. Nesta imagem pode-se visualizar claramente a camada de revestimento sobre o substrato.

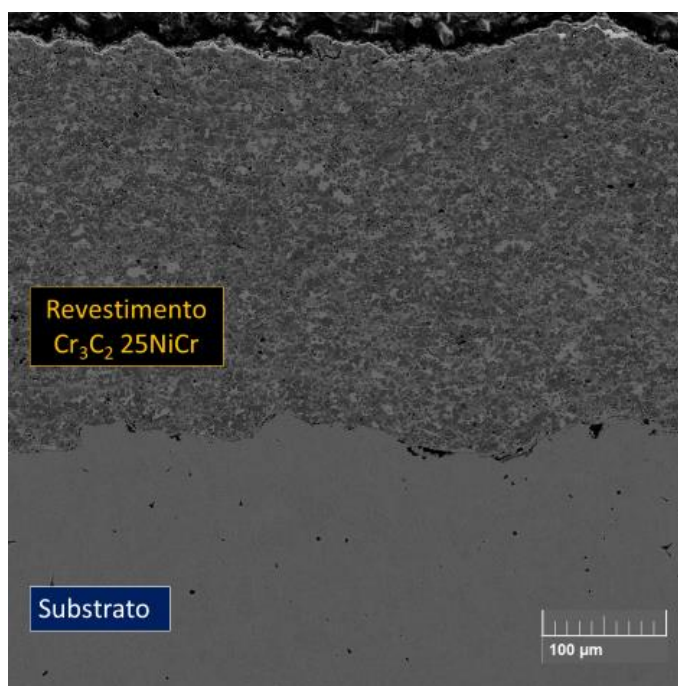


Figura 10 - Seção transversal do revestimento Cr_3C_2 25NiCr sobre o substrato
Fonte: Adaptado de Ribas (2019)

Segundo Hidalgo *et al.* (2001), devido à estrutura lamelar fina, elevada microdureza e homogeneidade das fases, o Cr_3C_2 NiCr destaca-se entre os revestimentos de alta resistência ao desgaste, principalmente erosão. Além disso, a combinação destes materiais também promove elevada resistência à oxidação.

Revestimentos como o Cr_3C_2 apresentam boas propriedades tribológicas em ambientes agressivos de trabalho, e normalmente são utilizados em aplicações de desgaste em altas temperaturas devido ao fato de oferecer elevada dureza, boa adesão, baixa porosidade e elevada estabilidade de fase e composição química em elevadas temperaturas. Este composto proporciona boa condutividade térmica, baixa densidade, e excelente resistência ao desgaste em uma ampla faixa de temperatura. Por este motivo, o Cr_3C_2 é aplicado em indústrias petroquímicas e aeroespacial, tubulações, turbinas, entre outros (PRASANNA *et al.*, 2018; VICENZI, 2007).

Complementando, Ding (2009) afirma também que revestimentos de Cr_3C_2 NiCr normalmente são empregados em componentes que requerem alta resistência ao desgaste em altas temperaturas, condições estas que os carbonetos de tungstênio não são recomendados. No entanto, é importante destacar a resistência do Cr_3C_2 NiCr

quanto aos mecanismos de desgastes e corrosão, mesmo quando aplicados em baixas temperaturas.

É importante ressaltar que, a capacidade do revestimento em proteger o substrato contra o desgaste é dependente não apenas da composição e microestrutura do revestimento, mas também das propriedades mecânicas do carboneto e o seu processamento (KULU; HUSSAINOVA; VEINTHAL, 2005).

O Cr_3C_2 NiCr pode ser depositado por diferentes processos de aspersão térmica, bem como deposição por Plasma (APS), *Cold spray* (CS), Detonação (D-Gun) e o processo de alta velocidade (HVOF) (KOVALEVA *et al.*, 2015).

Em estudo de Souza, Voorwald e Cioffi (2008), a resistência ao desgaste abrasivo do aço AISI 4340 quando revestido por HVOF foi avaliado. O Gráfico 2 apresenta a taxa da perda de massa (em desgaste abrasivo) dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Ni em função do número de ciclos à fadiga.

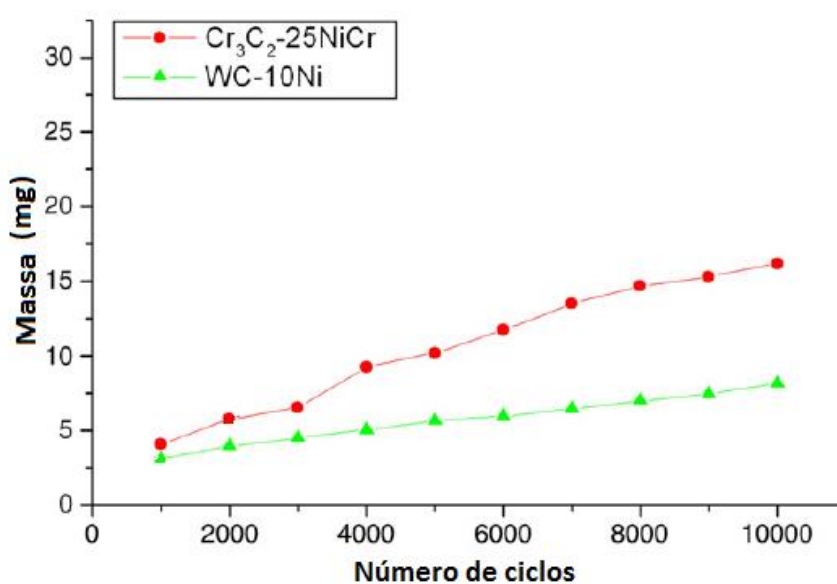


Gráfico 2 - Perda de massa por desgaste abrasivo dos revestimentos (Cr_3C_2 e WC) versus o número de ciclos

Fonte: Adaptado de Souza, Voorwald e Cioffi (2008)

Comparativamente, revestimento de Cr_3C_2 25NiCr apresenta melhor resistência ao desgaste e maior coeficiente de fricção se comparado ao revestimento de WC 10Co4Cr, quando ambos estão submetidos a temperatura de 500°C e 600°C (ZHANG *et al.*, 2015).

No tocante à resistência ao desgaste por cavitação do Cr_3C_2 25NiCr, este revestimento apresenta bom desempenho, atingindo taxas de perda de massa de 3,8 mg/h quando aspergidos termicamente pelo processo de HVOF. O mesmo pode

apresentar níveis elevados de dureza, na faixa de 1220 HV, o que em conjunto com a alta coesão interlamelar e alta densidade colaboram com a alta resistência do revestimento ao desgaste (BOCCANERA, 1999; SCHWETZKE, 1996).

A tenacidade do material é um fator influente na resistência à cavitação do revestimento. Ribas (2019) encontrou valores de tenacidade à fratura atingindo níveis de cerca de $5 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para o revestimento de Cr_3C_2 25NiCr aspergido por HVOF. Vicenzi (2007) destaca que os carbonetos de Cr_3C_2 necessitam ser duros e suficientemente resistentes para dissipar a grande quantidade de energia do choque das partículas erodentes, evitando o microtrincamento das partículas.

Em Marques *et al.* (2018), sobre o estudo das propriedades microestruturais e níveis de desgaste de revestimentos aspergidos por HVOF, os autores destacam que o Cr_3C_2 25NiCr apresentou resultados satisfatórios quanto a sua resistência ao desgaste, demonstrando assim, uma aplicação promissora do mesmo em componentes industriais que requerem tal resistência. Os autores também ressaltam o satisfatório desempenho do WC 10Co4Cr, que apresentou níveis de dureza superiores com taxa de desgaste inferiores aos encontrados no Cr_3C_2 25NiCr. Deste modo, no tópico seguinte será discutido em detalhes sobre o revestimento de Carboneto de Tungstênio WC 10Co4Cr.

2.3.2. Revestimento de Carboneto de Tungstênio (WC 10Co4Cr)

O revestimento de Carboneto de Tungstênio WC 10Co4Cr é um compósito cerâmico metálico. A presença de partículas duras de carboneto de tungstênio (WC), juntamente a matriz metálica tenaz de cobalto e cromo (10Co4Cr), quando combinadas oferecem boas propriedades mecânicas como alta dureza e boa tenacidade em um só revestimento (DING *et al.*, 2018a).

Na Figura 11 é apresentada a microestrutura do revestimento de WC 10Co4Cr, observa-se a presença das pequenas partículas de WC agregadas com a matriz metálica de 10Co4Cr. Os carbonetos duros se destacam nas regiões mais claras, enquanto a matriz de 10Co4Cr é destacada na cor mais escura (VASHISHTHA; KHATIRKAR; SAPATE, 2017).

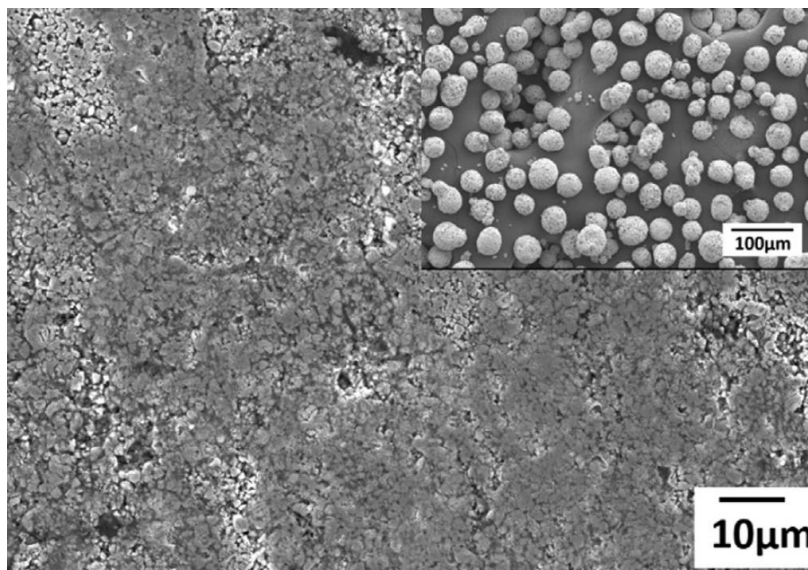


Figura 11 - Microestrutura do revestimento WC 10Co4Cr aspergido por HVOF
Fonte: Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017)

Revestimentos de WC CoCr podem ser depositados por processos de aspersão térmica como deposição por Plasma (APS), Detonação (D-Gun) e pelo processo de alta velocidade (HVOF) (DING *et al.*, 2018b). Han *et al.* (2018) destacam que dentre os diferentes métodos, o mais comum para deposição de revestimento WC 10Co4Cr é através do processo de aspersão térmica de alta velocidade, o HVOF.

A Figura 12 apresenta a seção transversal do revestimento de WC 10Co4Cr aspergido termicamente pelo processo de HVOF. Nesta imagem pode-se visualizar claramente a camada de revestimento sobre o substrato.

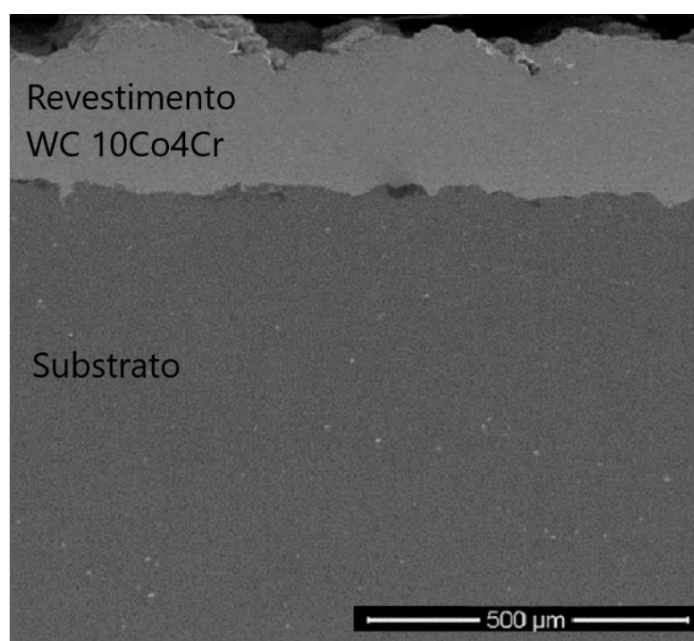


Figura 12 - Seção transversal do revestimento WC 10Co4Cr sobre o substrato
Fonte: Adaptado de Wang, Tang e Cha (2015)

Em estudo de Marques *et al.* (2018), é avaliado o comportamento entre revestimentos de WC 10Co4Cr e Cr₃C₂ 25NiCr, ambos aspergidos por HVOF. Destacam-se características como porosidade e dureza entre os revestimentos, onde que o WC apresentou níveis de porosidade mais baixos quando comparado ao do Cr₃C₂, sendo 0,9% e 1,2% respectivamente. Também se ressalta a maior dureza do WC de 1300 HV.

Murugan *et al.* (2014), encontrou para revestimentos de WC 10Co4Cr, níveis de 1,38% de porosidade e dureza na casa de 1300 HV. Em contrapartida, Ding *et al.* (2018a) encontrou microestruturas ainda mais densas, com porosidade de 0,31% e dureza acima de 1100 HV.

Segundo Cui *et al.* (2017), o revestimento de WC 10Co4Cr quando aspergido por HVOF pode atingir níveis de dureza superiores a 1170 HV, dureza esta até 300% maior que ao encontrado em substrato de aço inoxidável F6NM (296,3 HV).

Existem estudos como Liu *et al.* (2014), que avaliaram com sucesso a presença de terras raras para modificar as propriedades superficiais de revestimentos à base de WC, bem como refinar a microestrutura e aumentar ainda mais a dureza.

A baixa porosidade e elevada dureza do WC 10Co4Cr resultam na elevada tenacidade do revestimento, que conseqüentemente colaboram na resistência à cavitação do mesmo, uma vez que tais propriedades podem efetivamente retardar a formação e propagação de trincas geradas pelo fenômeno da cavitação (XIANG *et al.*, 2018).

A Figura 13 retirada de Matikainen *et al.* (2018), apresenta um comparativo do desenvolvimento do desgaste por cavitação do WC e Cr₃C₂ no tempo.



Figura 13 - Desenvolvimento do desgaste por cavitação dos revestimentos de WC e Cr₃C₂
 Fonte: Adaptado de Matikainen *et al.* (2018)

Segundo Matikainen *et al.* (2018), conforme a Figura 13, ambos os revestimentos de WC 10Co4Cr e Cr₃C₂ 25NiCr, quando aspergidos por HVAF, apresentam mecanismos de desgaste por cavitação semelhantes. Em ambos os mecanismos, há a formação de trincas, propagação das trincas e consequente remoção de material, sem que ocorra deformação plástica prévia.

De acordo com Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018), em estudo de WC Co aspergido por HVOF, a combinação de propriedades do revestimento como porosidade, tenacidade à fratura e tensão residual podem afetar na resistência ao desgaste por cavitação. Os autores destacam que a propagação de trincas ao longo das fracas interfaces lamelares foi o principal mecanismo de falha apresentado nos revestimentos de WC Co avaliados.

O tamanho das partículas de WC no revestimento WC CoCr pode afetar significativamente na microestrutura e propriedades. Normalmente, as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste do revestimento aumentam com a diminuição do tamanho das partículas de WC (ARMSTRONG, 2011). Revestimentos de WC Co, especialmente de tamanho nanométrico, já foram aplicados com sucesso em uma ampla gama de equipamentos que requerem alta resistência ao desgaste (GHABCHI *et al.*, 2010; HONG *et al.*, 2015).

De modo geral, revestimentos de WC em matriz de CoCr apresentam excelente desempenho quanto à resistência ao desgaste e resistência à corrosão. A adição de cromo na matriz da liga, além de resultar na boa resistência à corrosão, também pode influenciar na resistência ao desgaste erosivo do revestimento (HAN *et al.*, 2018; KESONG *et al.*, 2009; KIM *et al.*, 2006).

Cui *et al.* (2017) buscaram avaliar o desempenho do carboneto de tungstênio sob desgaste erosivo, no estudo foi comparado a resistência ao desgaste do WC revestido por HVOF com o substrato de aço inoxidável F6NM. Os autores destacaram um desempenho do WC muito superior ao do F6NM, conforme pode ser visualizado no Gráfico 3. Ressaltando assim, o evidente acréscimo de resistência do material quando aspergidos com WC.

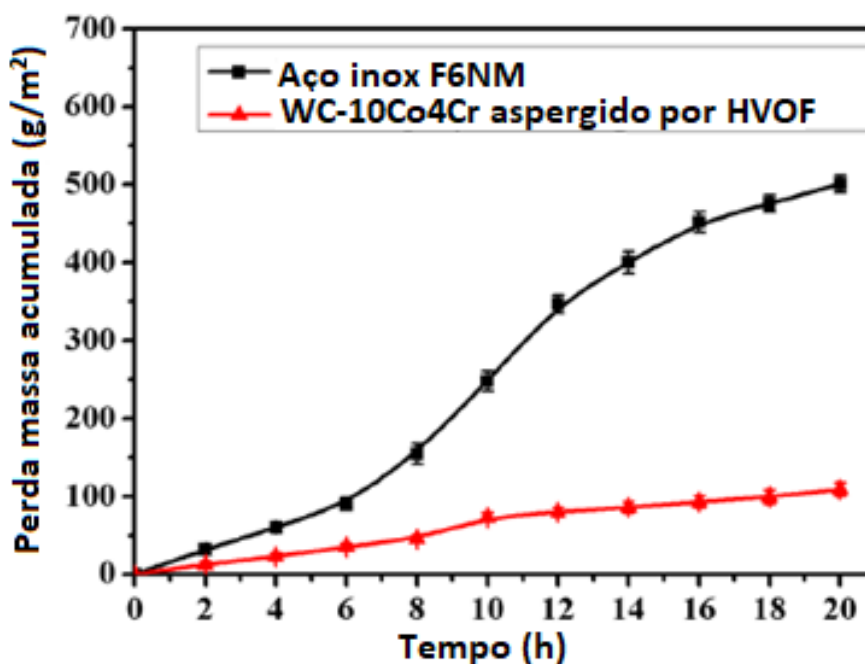


Gráfico 3 - Desgaste erosivo do revestimento WC aspergido e aço inox F6NM
 Fonte: Adaptado de Cui *et al.* (2017)

Em estudo semelhante, Escaler *et al.* (2003) também avaliaram o comportamento do aço inoxidável CA6NM sem revestimento e com revestimento de WC Co, visando analisar a resistência ao desgaste de ambos, demonstrando que o aço inox sem revestimento sofreu fortes deformações plásticas e apresentou níveis elevados de desgaste. Entretanto, o revestimento de WC Co apresentou maior resistência ao desgaste sem deformação plástica prévia, e devido ao impacto das partículas no ensaio, o revestimento sofreu o mecanismo de desgaste por lascamento.

2.4. FENÔMENO DE DESGASTE POR CAVITAÇÃO

O desgaste por cavitação acontece devido ao crescimento e colapso de microbolhas geradas na variação de pressão durante o escoamento. Estas microbolhas são formadas em regiões de baixa pressão durante o escoamento e sofrem colapso nas regiões de elevada pressão, removendo e formando cavidades na superfície do material (HARVEY; MCELROY; WHITELEY, 1947).

O fenômeno da cavitação pode ser classificado em dois modos. A cavitação hidrodinâmica e a acústica, a primeira ocorre na presença de líquidos escoando. A

segunda, é induzida em um líquido quase estático por um campo de pressão oscilante. Embora existam diferenças, afirma-se que os princípios que regem os dois modos são os mesmos (BRENNEN, 2014).

Este fenômeno gera grandes problemas em equipamentos hidráulicos, tais como, turbinas, bombas, válvulas e tubulações. De modo geral, pode ocorrer em qualquer dispositivo onde existe o fluxo e escoamento de fluidos (HARVEY; MCELROY; WHITELEY, 1947). Deste modo, é um problema recorrente em usinas hidrelétricas, pois causam reduções da eficiência do maquinário hidráulico e o aumento de custos devido a instabilidades de fluxo, vibração, ruído e principalmente ao dano gerado nas pás (ESCALER *et al.*, 2006; XIANG *et al.*, 2018).

Na Figura 14 é apresentado um esquemático da formação de bolhas durante o fenômeno de cavitação, processo este gerado durante o escoamento sobre o perfil de uma pá de turbina.

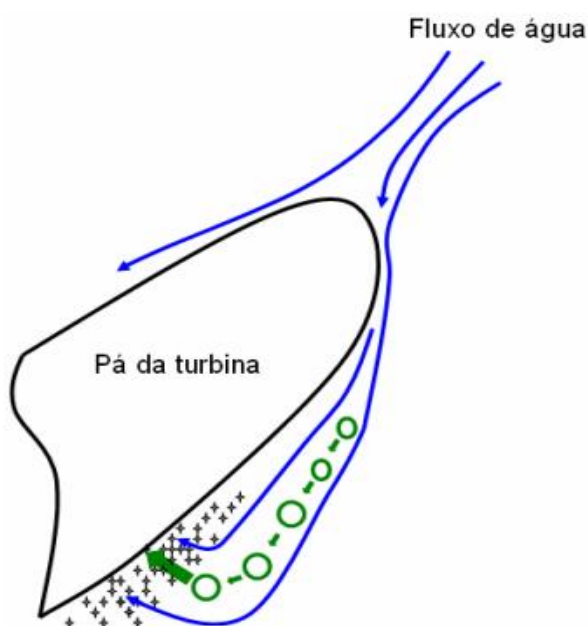


Figura 14 - Representação esquemática do escoamento e formação de bolhas de vapor no processo de cavitação em pás de turbinas
Fonte: Ribeiro (2007)

O processo de desgaste por cavitação em turbinas hidráulicas é gerado principalmente pela diferença de pressão existente ao longo das pás, oriundas da variação do fluxo hidráulico sobre as mesmas. A perda de massa e o reparo destas pás fazem com que as superfícies das pás percam seu perfil original, o que pode agravar ainda mais o fenômeno de cavitação (PUKASIEWICZ *et al.*, 2012).

Um exemplo prático do fenômeno de desgaste por cavitação pode ser visto na Figura 15, a imagem apresenta uma turbina do tipo Francis que sofreu cavitação em suas pás.



Figura 15 - Cavitação em pás de descarga de uma turbina Francis
Fonte: Brennen (2005)

Vale ressaltar que, o desgaste por cavitação apresenta diferentes períodos de desenvolvimento, sendo eles: período de incubação, período de aceleração, período de atenuação e período estacionário (ASTM G32, 2016; RIBEIRO, 2007). Como podem ser observados no Gráfico 4.

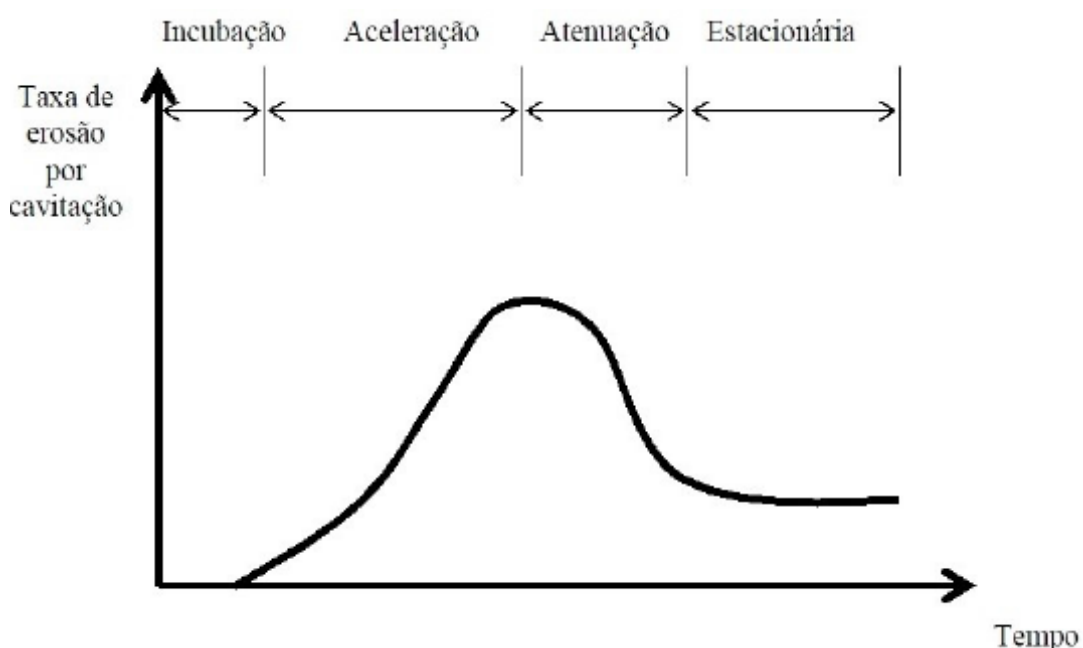


Gráfico 4 - Diferentes períodos de desenvolvimento de perda de massa durante o processo de cavitação
Fonte: Ribeiro (2007)

Em complemento ao Gráfico 4 anterior, os períodos de desenvolvimento do fenômeno de cavitação são classificados da seguinte maneira (ASTM G32, 2016; RIBEIRO, 2007):

- **1º Período – Incubação:** Período no qual ocorre modificações na superfície com pouca ou nenhuma perda de massa.
- **2º Período – Aceleração:** O material é degradado severamente até o valor máximo da perda de massa em função do tempo, isto ocorre devido ao encruamento da superfície e ao desenvolvimento de microtrincas.
- **3º Período – Atenuação:** Há uma queda na taxa de desgaste por cavitação devido à absorção de energia de impacto causada pela rugosidade característica desta etapa.
- **4º Período – Estacionário:** A taxa de perda de massa se estabiliza devido à redução de pressão no colapso das bolhas em volta da superfície rugosa. E o líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida auxilia no amortecimento da colisão destas bolhas.

2.4.1. Desgaste por Cavitação em Revestimentos Aspergidos

A resistência à cavitação de um material, na maioria dos casos aço inoxidável, é dependente das propriedades mecânicas como dureza, tenacidade, módulo de elasticidade, resistência à tração e resistência à fadiga. Por exemplo, materiais com níveis de dureza e módulo de elasticidade elevados normalmente conseguem absorver mais energia até sua fratura. Sendo assim, a aspersion de revestimentos que apresentem melhores propriedades mecânicas é normalmente benéfica para os componentes (QIU *et al.*, 2015).

Em análise da resistência à cavitação de revestimentos, Qiu *et al.* (2015) concluem que a espessura do revestimento é fortemente influente na resistência à cavitação do mesmo, e revestimentos mais espessos apresentaram melhores resultados. Em estudo mais recente, realizado por Qiao *et al.* (2018), os autores complementam que o diâmetro das partículas semifundidas ou não fundidas contidas no revestimento podem afetar na resistência ao desgaste por cavitação do mesmo, e grandes partículas não fundidas apresentam baixa resistência.

A porosidade também é um fator importante, pois a presença de poros no revestimento pode influenciar diretamente na resistência à cavitação do mesmo. Em estudo realizado por Kumar, Chittosiya e Shukla (2018), os autores concluem que revestimentos de baixa densidade de poros apresentam maior resistência à cavitação. Xiang *et al.* (2018) e Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018) ressaltam que no estágio inicial do fenômeno de cavitação, as tensões geradas pelo fenômeno se concentram primeiramente nos poros e defeitos de revestimento, assim se expandindo para o restante do revestimento.

Na literatura, a influência de propriedades mecânicas como dureza e módulo de elasticidade do revestimento apresentam resultados contraditórios quando relacionados a seus efeitos na resistência à cavitação. Varela Jiménez (2015) afirma que a resistência do material ao fenômeno de cavitação é proporcional à capacidade do mesmo em absorver energia por deformação elástica e plástica, sem que haja a ruptura do material. Portanto, para fins práticos, o autor destaca que é possível associar a resistência à cavitação com a dureza do material. Em contrapartida, Lima *et al.* (2004) e Lamana (2017) não encontraram relação entre dureza e resistência à cavitação.

Lima *et al.* (2004) encontraram uma relação direta entre tenacidade à fratura e a resistência à cavitação dos revestimentos aspergidos, quanto maior a tenacidade à fratura, maior a resistência à cavitação dos materiais. Lamana (2017) também obteve resultados semelhantes, o mesmo correlaciona tal comportamento com a capacidade de absorção de energia e a formação das tensões residuais compressivas geradas pelo processo de deposição e resfriamento do revestimento.

Na Figura 16, retirada de estudo realizado por Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018) é apresentado uma sequência de imagens da microestrutura do revestimento de WC Co sob efeito do fenômeno de cavitação. Mecanismos de desgastes como a fratura e destacamento dos carbonetos foram destacados pelos autores. Além destes mecanismos, pode-se verificar nas imagens também o aumento de regiões desgastadas com o aumento do período do ensaio.

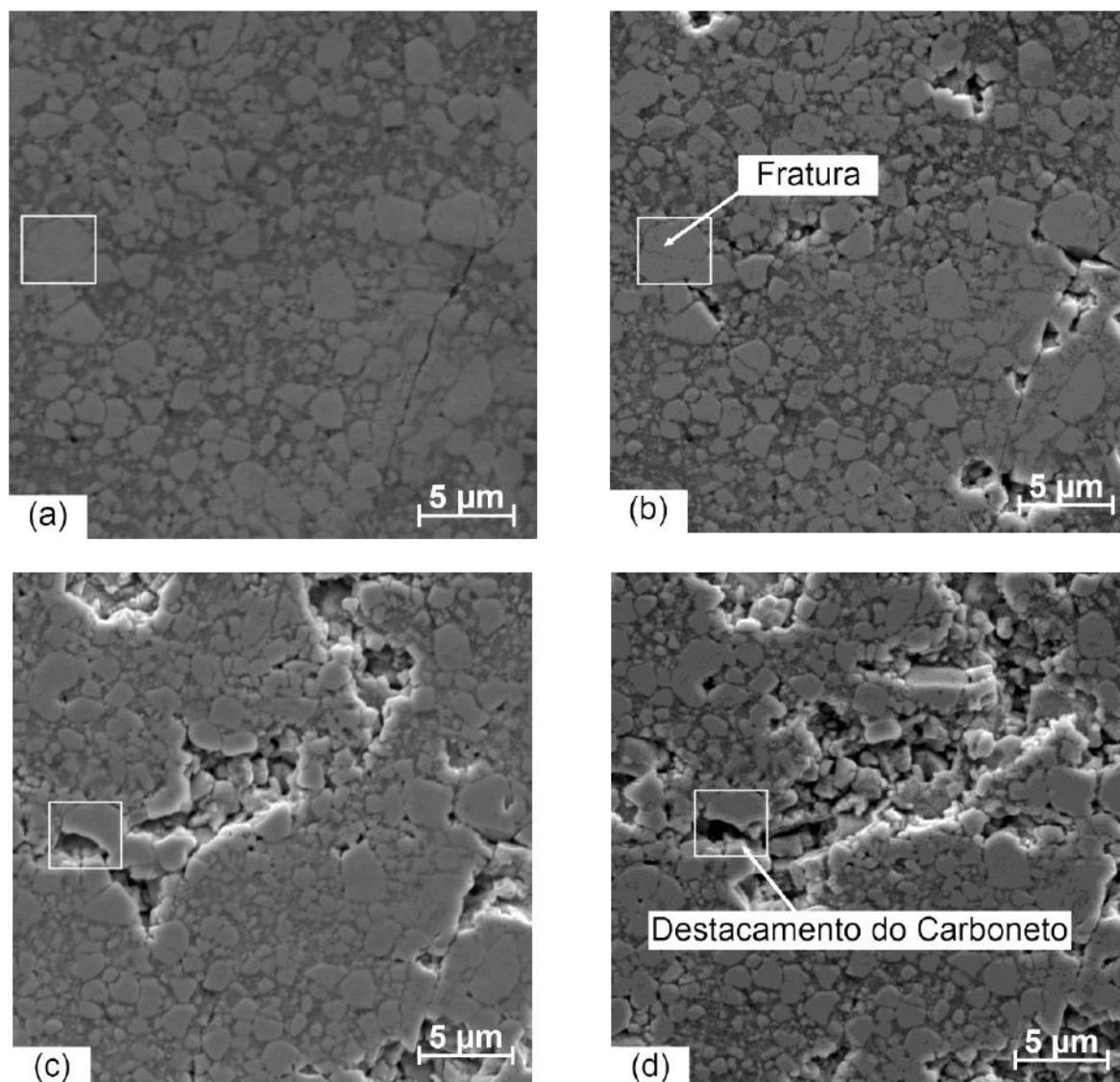


Figura 16 - Micrografia da superfície do revestimento sob o efeito da cavitação em diferentes intervalos de tempo; (a) Antes do ensaio; (b) 16 min; (c) 32 min; (d) 64 min
Fonte: Adaptado de Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018)

De modo semelhante, Wang, Tang e Cha (2015) também observaram em revestimento de WC 10Co4Cr mecanismos de desgaste por cavitação ocorrendo preferencialmente pela formação e propagação de trincas pelo efeito cíclico da implosão de microbolhas, o que levou a um grande número de partículas de carbonetos serem destacadas da superfície do revestimento.

Outro conceito relevante quando relacionado à resistência ao desgaste por cavitação dos materiais é no tocante à presença de sedimentos sólidos no fluido. Wu e Yao (1996) estudaram o efeito de partículas sólidas em turbinas do tipo Francis, e concluíram que, há variação na resistência ao desgaste por cavitação em função do fluido, e o fenômeno de cavitação foi detectado mais cedo quando trabalhado com água arenosa. Deste modo, será dedicado um tópico exclusivo para discutir sobre o

efeito sinérgico da cavitação/erosão no desgaste por cavitação em fluido com partículas sólidas.

2.4.2. Desgaste Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas

O processo de desgaste por cavitação pode sofrer alterações em função da composição do fluido que escoar sobre a superfície sujeita ao desgaste. Chen *et al.* (2007) afirmam que o processo de cavitação se torna mais severo quando o fluido contém micropartículas, e uma mistura de fases (líquido + sólido) envolve uma interação muito complexa, principalmente quando relacionada ao fenômeno de cavitação.

Jin *et al.* (1986) afirmam que turbinas hidráulicas, quando trabalhadas em águas arenosas, sofrem desgaste com mais intensidade e são danificadas mais rapidamente. O dano é muito mais grave, uma vez que, pode ser causado tanto pela erosão da areia, quanto pela cavitação por si só. Os autores ressaltam que é comum encontrar danos de cavitação em peças de turbinas, no entanto, o fato de trabalhar em água com areia, a taxa de desgaste aumenta ainda mais. Desta forma, a eficiência de uma turbina hidráulica pode ser bastante afetada quando se trabalha em água arenosa (JIN *et al.*, 1986).

Thapa *et al.* (2007) afirmam que mesmo em pás de turbinas hidráulicas projetadas com geometrias livres de cavitação, se operadas em fluidos com micropartículas sólidas, podem sofrer de desgaste por cavitação, uma vez que, os grãos de areia quando em altas velocidades podem alterar a rugosidade superficial do componente, abrindo espaço para o início da cavitação. E a sinergia do desgaste da erosão por areia com o desgaste por cavitação pode ser mais pronunciado que quando trabalhados individualmente.

Jin *et al.* (1986) fizeram uma análise da morfologia de amostras de aço 18Cr8Ni que sofreram cavitação em água arenosa, comparando-as com amostras que sofreram cavitação em água limpa. Neste estudo foi notado diferentes comportamentos nas superfícies de cada amostra, houve muitas rachaduras na superfície, o que implica que as superfícies erodidas no primeiro caso sofreram endurecimento de tensão muito mais grave do que aquelas com água limpa.

Em estudo de Chen *et al.* (2007), foram realizados ensaios de cavitação em fluido com adição de micropartículas. Neste estudo, os autores afirmam que a intensidade da cavitação está fortemente relacionada ao tamanho das partículas presentes no fluido, esta relação não é linear, e o nível de desgaste aumentou e depois diminuiu à medida que o tamanho das partículas aumentou de 100 até 1200 nm. Sendo que, o desgaste mais severo aconteceu na solução que continha partículas de 500 nm.

A concentração de areia na água pode afetar no desgaste erosivo e abrasivo do material, uma vez que, quanto maior a concentração de areia, maior será a intensidade do ataque erosivo/abrasivo destas partículas que estão em contato com a superfície da peça (SINGH; GOYAL; GOYAL, 2017).

Gou *et al.* (2018) estudaram o desgaste sinérgico da cavitação/erosão no aço carbono SAE 1045, nesta pesquisa foi avaliada a influência das partículas de areia na resistência ao desgaste. Os autores destacam que a granulometria das partículas e a concentração de areia na água podem influenciar significativamente no desgaste sinérgico, conforme Gráfico 5 e Gráfico 6.

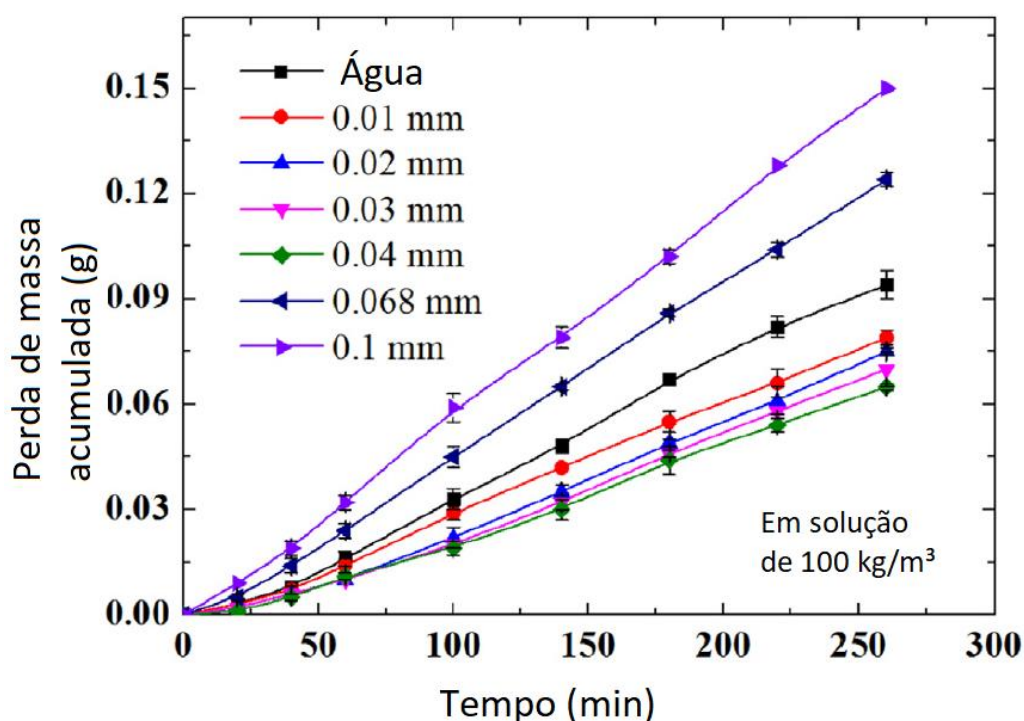


Gráfico 5 - Perda de massa por cavitação/erosão do aço SAE 1045 sob diferentes granulometrias de areias
Fonte: Gou *et al.* (2018)

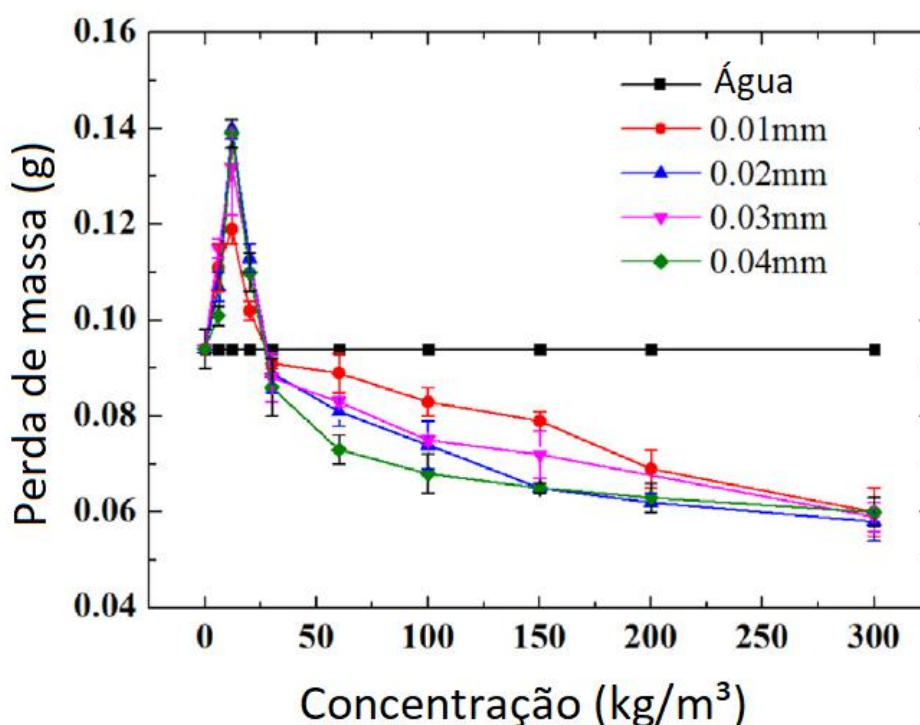


Gráfico 6 - Perda de massa por cavitação/erosão do aço SAE 1045 sob diferentes concentrações de areias
 Fonte: Gou *et al.* (2018)

De acordo com o Gráfico 5, nota-se que para partículas de 0,1 mm e 0,068 mm ocorreu maior perda de massa do material quando comparada com água. Destaca-se o fato de ensaios em água apresentar perda de massa superior aos ensaios com areia de granulometria inferior a 0,04 mm. Este grupo apresentou um desgaste menos intenso que quando comparado a água sem partículas, isto ocorreu devido à desaceleração das partículas com o aumento da viscosidade da mistura (GOU *et al.*, 2018).

No Gráfico 6, segundo Gou *et al.* (2018), pode-se visualizar o desgaste sinérgico mais intenso em solução com concentração de 12 kg/m³ de areia, enquanto que para concentrações acima de 30 kg/m³ ocorreu o efeito inverso, e a perda de massa decresceu levemente com o aumento da concentração. Os autores destacam que, devido ao aumento da viscosidade da mistura em concentrações acima de 30 kg/m³ ocorreu um aumento da resistência na formação de bolhas no processo de cavitação.

Hong *et al.* (2013) estudaram o fenômeno da cavitação no revestimento Cr₃C₂ NiCr aspergido termicamente, os autores analisaram o efeito da presença de micropartículas de areia em diferentes concentrações durante os ensaios. O Gráfico

7 apresenta o comportamento do revestimento nas concentrações de 40 kg/m³, 20 kg/m³ e em água pura.

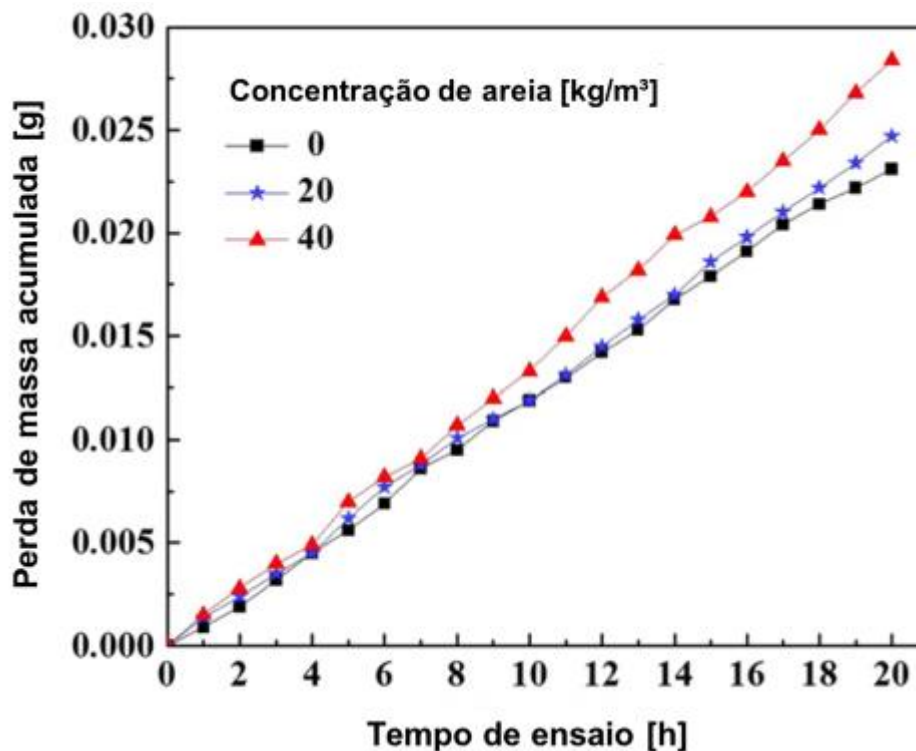


Gráfico 7 - Comportamento do revestimento Cr₃C₂ NiCr em ensaio de cavitação sob diferentes concentrações de areia
 Fonte: Adaptado de Hong *et al.* (2013)

Para Hong *et al.* (2013), o desgaste por cavitação foi mais intenso em ensaios com fluido em concentração mais alta de areia (40 kg/m³), conforme a concentração de areia foi diminuindo o desgaste também diminuiu. Isto pode ser visualizado no Gráfico 7. Os autores ressaltam que com o aumento da concentração de areia, as crateras na superfície do material se tornaram maiores, mais profundas e em maior quantidade, este desgaste mais intenso se deve ao fato do aumento da área de interação da areia com a superfície do revestimento. Além de mecanismos como a formação de crateras e rebarbas na superfície, a presença de trincas e microcortes também foram observadas pelos autores.

2.5. FENÔMENO DE DESGASTE EROSIVO POR JATO DE LAMA

O fenômeno de desgaste erosivo por jato de lama pode ser definido como um mecanismo de desgaste gerado por um jato de uma mistura entre líquido e partículas

sólidas que incidem sobre a superfície de um material. Esse jato pode gerar desgastes erosivos severos nas superfícies dos materiais (MORE; BHATT; MENGHANI, 2017).

More, Bhatt e Menghani (2017) e Ojala *et al.* (2016) destacam que o desgaste por jato de lama é um problema comum em vários campos e aplicações da engenharia, como exemplo em bombas e turbinas de usinas hidrelétricas e térmicas. Grewal, Agrawal e Singh (2013) e Santa *et al.* (2009) ressaltam que o entendimento do mecanismo de desgaste erosivo do material é essencial para o aprimoramento da vida útil de componentes sujeitos a esse desgaste, principalmente quando relacionado ao desgaste por cavitação e ao efeito erosivo por jato de lama.

No Gráfico 8 é apresentado o comportamento do desgaste erosivo por jato de lama de diferentes materiais, destacando a perda de massa por tempo de ensaio.

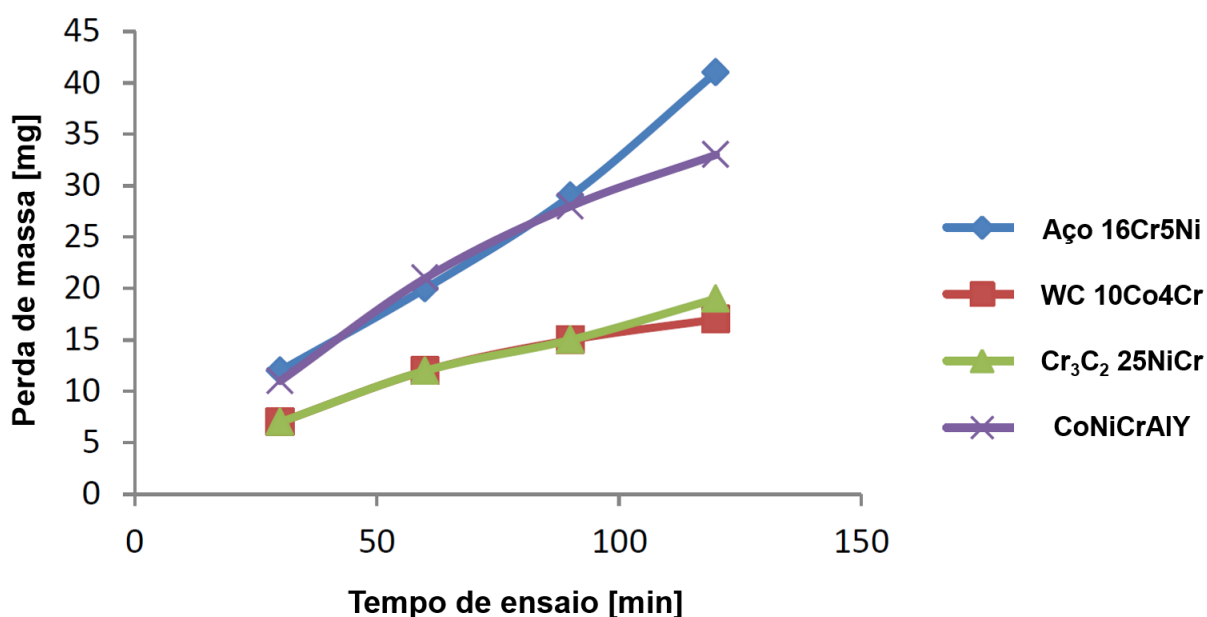


Gráfico 8 - Perda de massa de diferentes materiais submetidos ao ensaio de jato de lama
 Fonte: Adaptado de Singh e Mohapatra (2011)

No Gráfico 8, Singh e Mohapatra (2011) destacam diferentes revestimentos aspergidos por HVOF em comparação ao aço inox 16/5 sob ensaios de desgaste por jato de lama. Pode-se notar uma evolução do desgaste erosivo quase linear dos revestimentos de WC 10Co4Cr, Cr₃C₂ 25NiCr e do aço inox 16/5 com o decorrer do tempo de ensaio.

De forma semelhante, Santa *et al.* (2009) avaliaram o comportamento do aço CA6NM em comparação com revestimentos Ni-2 e WC CoNi, no Gráfico 9 é possível perceber o comportamento do desgaste erosivo por jato de lama destes materiais com

a evolução do tempo de ensaio. Os autores destacam que quanto maior o tempo de ensaio maior a perda de material, onde todos os materiais apresentaram comportamento linear de perda volumétrica.

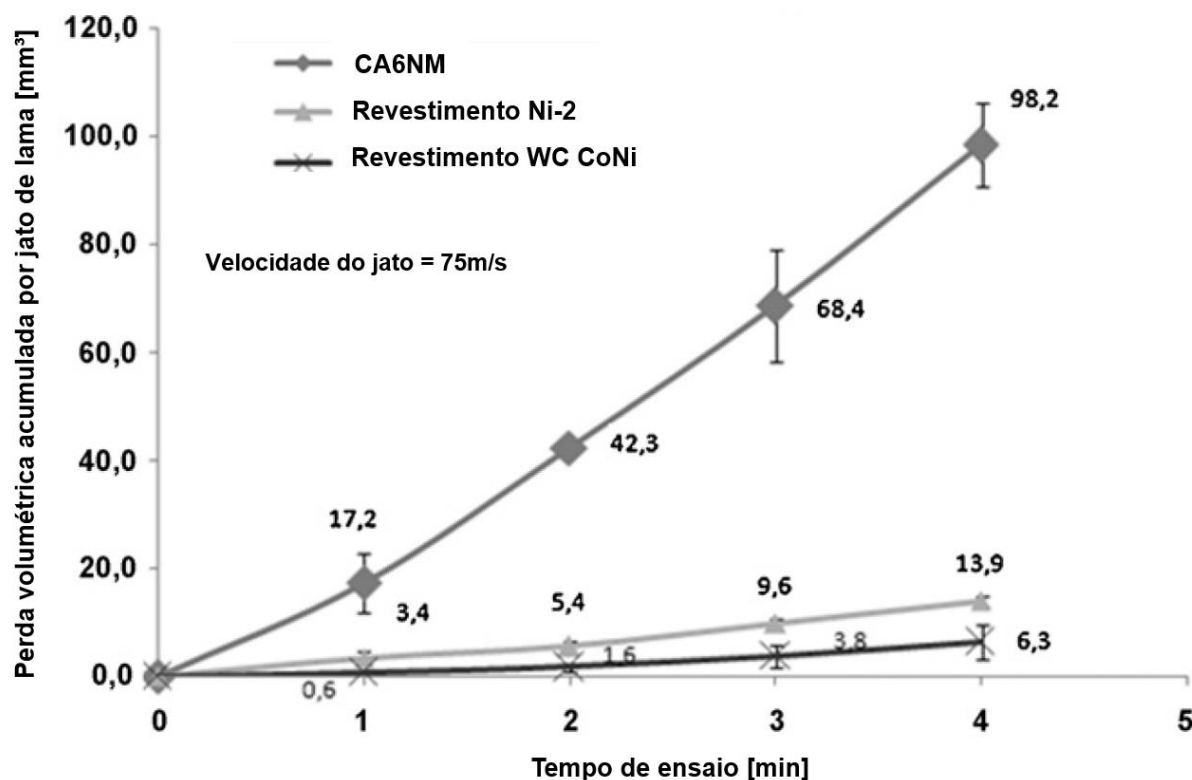


Gráfico 9 - Perda volumétrica de diferentes materiais submetidos ao ensaio de jato de lama
Fonte: Adaptado de Santa *et al.* (2009)

O impacto causado pelas partículas sólidas incidentes no material resulta em uma geração de tensões de natureza muito complexa com diferentes mecanismos de desgastes, dado a variedade de fatores envolvidos no processo de desgaste erosivo por jato de lama (GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013).

Dentre os principais fatores influentes no desgaste erosivo por jato de lama destacam-se, velocidade de impacto, ângulo de impacto, tamanho das partículas, concentração da mistura e geometria das partículas (GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013; MORE; BHATT; MENGHANI, 2017; OJALA *et al.*, 2016; SHITOLE *et al.*, 2015).

As propriedades do material alvo também têm papel significativo, se dividindo basicamente em materiais com desgastes por comportamentos dúcteis ou frágeis (GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013; SHITOLE *et al.*, 2015; WANG; TANG; CHA, 2015). Estudos como (Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017); Ojala *et al.* (2016);

Wang, Tang e Cha (2015); Wentzel e Allen (1995)) observaram decréscimo da taxa de desgaste por jato de lama com o acréscimo da dureza do material.

Wang, Tang e Cha (2015) destacam em sua pesquisa que a alta dureza de partículas de WC quando submetidas ao ensaio por jato de lama, pôde efetivamente retardar mecanismos de desgaste erosivos por microcortes e microsulcamentos na superfície do material, o que resultou em uma resistência do revestimento ao efeito erosivo por jato de lama muito superior ao observado no aço inoxidável AISI 316.

Singh, Goyal e Goyal (2017) afirmam que a concentração de partículas sólidas na mistura pode afetar diretamente no desgaste erosivo do material, quanto maior a quantidade de partículas sólidas, maior será a incidência das mesmas na superfície do material, podendo assim resultar em um severo aumento na intensidade do desgaste erosivo. Os autores também ressaltam sobre o tamanho das partículas erodentes no efeito erosivo, uma vez que o tamanho dos grãos aumenta, a área de contato dos mesmos com a superfície do material também aumenta e, por conseguinte, essa variação pode afetar no mecanismo de desgaste do material. No entanto, os autores não encontraram relação entre tamanho das partículas e a quantidade de perda de massa do material.

Grewal, Agrawal e Singh (2013) destacam a influência da geometria das partículas sólidas no mecanismo de desgaste do material alvo. Partículas muito pontiagudas geram mecanismos de desgaste predominantemente gerado por microcorte do material. Para partículas mais arredondadas (esféricas), o mecanismo de desgaste é caracterizado por deformação plástica, com destaque ao microsulcamento. Enquanto que para erodentes intermediários sub-retangulares, o mecanismo de desgaste é uma mistura de microcorte e microsulcamento, o processo inicia-se com o microcorte, e passa para o microsulcamento devido ao formato das partículas, gerando assim a formação de rebarbas. O esquemático do mecanismo de desgaste por microsulcamento e formação de rebarba é apresentado na Figura 17.

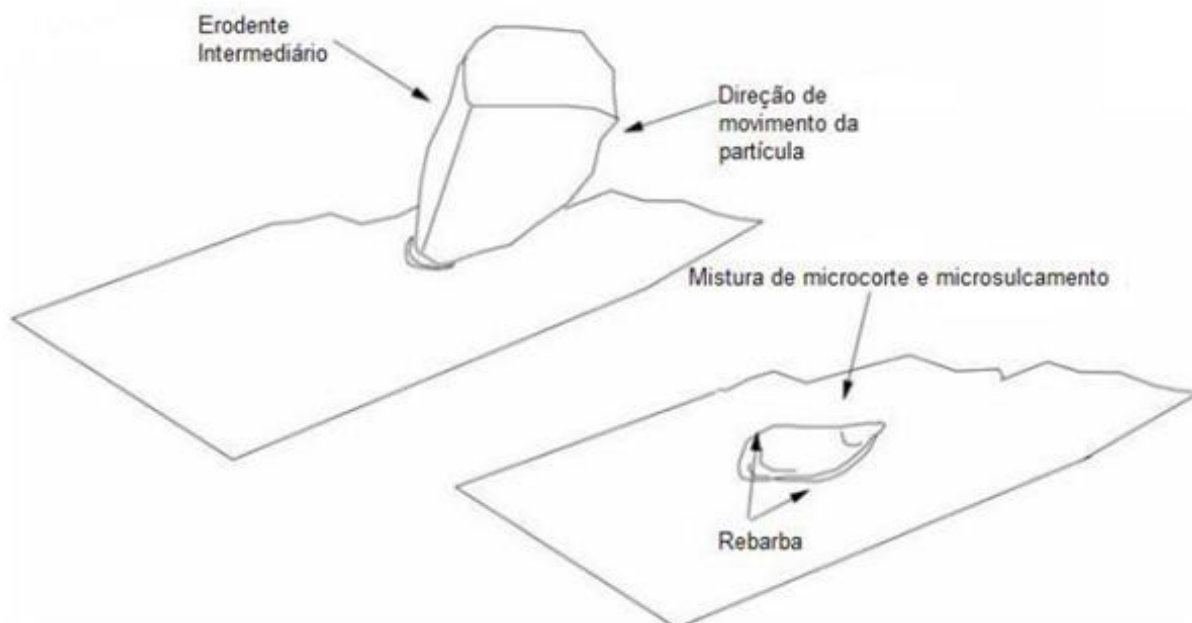


Figura 17 - Esquemático do mecanismo de desgaste gerado por erodente intermediário sub-retangular
Fonte: Adaptado de Grewal, Agrawal e Singh (2013)

Na Figura 18 é apresentada uma imagem da superfície do aço CA6NM submetido ao ensaio por jato de lama, destacando a geração de microsulcos formados pelo impacto do erodente no material.

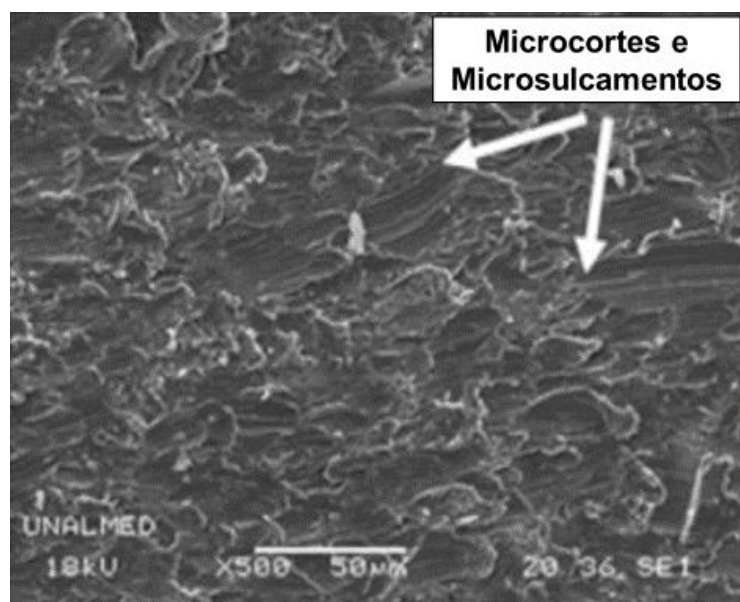


Figura 18 - Imagem da superfície do aço CA6NM com a presença de microcortes e microsulcos gerados por jato de lama
Fonte: Adaptado de Santa *et al.* (2009)

Wang, Tang e Cha (2015) e Javaheri, Porter e Kuokkala (2018) observaram que materiais desgastados por jato de lama podem apresentar uma combinação de mecanismos de desgaste gerados pelo impacto de partículas erosivas.

Na Figura 19 é apresentado micrografias do aço AISI 316 e do revestimento WC 10Co4Cr submetidos ao ensaio de erosão por jato de lama, nas imagens é destacado os mecanismos de desgaste presentes.

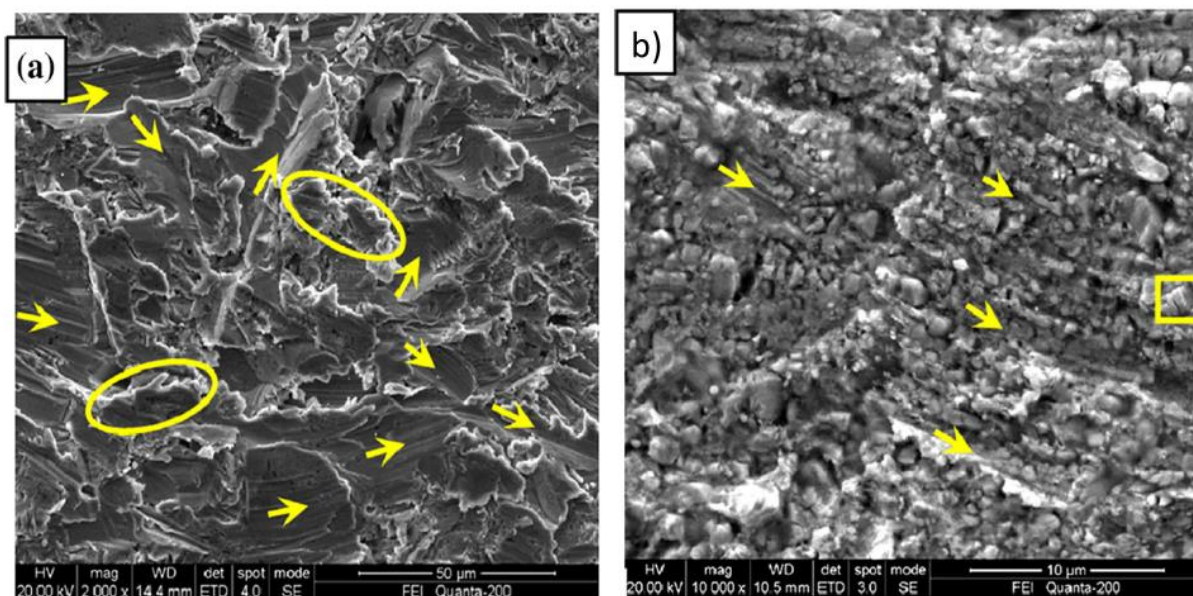


Figura 19 - Mecanismos de desgastes presentes após ensaio de erosão por jato de lama de diferentes materiais; (a) Aço AISI 316; (b) Revestimento WC 10Co4Cr

Fonte: Adaptado de Wang, Tang e Cha (2015)

Conforme Figura 19, Wang, Tang e Cha (2015) destacam o diferencial no comportamento dos materiais, enquanto o aço AISI 316 apresentou mecanismos de desgastes por comportamento dúctil, o revestimento WC 10Co4Cr apresentou comportamento frágil. Para o aço AISI 316, (Figura 19a) foi observado a presença de microcortes e microsulcos identificados pelas setas nas imagens, já as elipses destacadas na imagem referem-se à formação de rebarbas. Para o revestimento de WC 10Co4Cr (Figura 19b), os autores observaram além da presença de microcortes e microsulcos da matriz metálica, também a fissura do carboneto identificado na imagem pelo quadrado ao canto. Outra observação importante que os autores destacaram é que devido a deformação da matriz metálica, o revestimento foi perdendo o suporte ligante e acabaram gerando o desprendimento dos carbonetos.

Santa *et al.* (2009) observaram no revestimento de WC CoNi a presença de mecanismos como microcortes e microsulcos da matriz dúctil, assim como o desprendimento dos carbonetos duros quando submetido ao ensaio por jato de lama. Enquanto para o aço CA6NM, os autores destacaram a deformação plástica por microcortes e microsulcamentos como mecanismo predominante de desgaste do material, notando um padrão homogêneo de desgaste por toda a superfície jateada.

De acordo com Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017) e Singh e Mohapatra (2011), conforme a velocidade do erodente aumenta a energia cinética das partículas aumenta, deste modo, por consequência, a taxa de desgaste causada pelo impacto destas partículas sobre o material também aumenta. Grewal, Agrawal e Singh (2013) e Singh e Mohapatra (2011) ressaltam que a alta energia do impacto pode deformar plasticamente e/ou gerar trincas no material, o que repetidamente pode causar um desgaste severo e aumento das falhas, resultando na perda de material por erosão.

Tendo em vista a influência da energia cinética das partículas no desgaste erosivo por jato de lama, se faz importante também discutir o efeito do ângulo de impacto do erodente no desgaste por jato de lama. Deste modo, o tópico seguinte é dedicado para análise do efeito do ângulo de impacto do jato de lama no desgaste erosivo.

2.5.1. Desgaste por Jato de Lama Sob Diferentes Ângulos de Impacto

O ângulo de impacto das partículas erodentes do jato de lama pode ser definido pelo ângulo gerado entre a superfície e a direção do jato (SHITOLE *et al.*, 2015). A Figura 20 apresenta o comportamento do jato de lama em diferentes ângulos obtidos por simulação fluidodinâmica computacional (CFD) em estudo realizado por Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017).

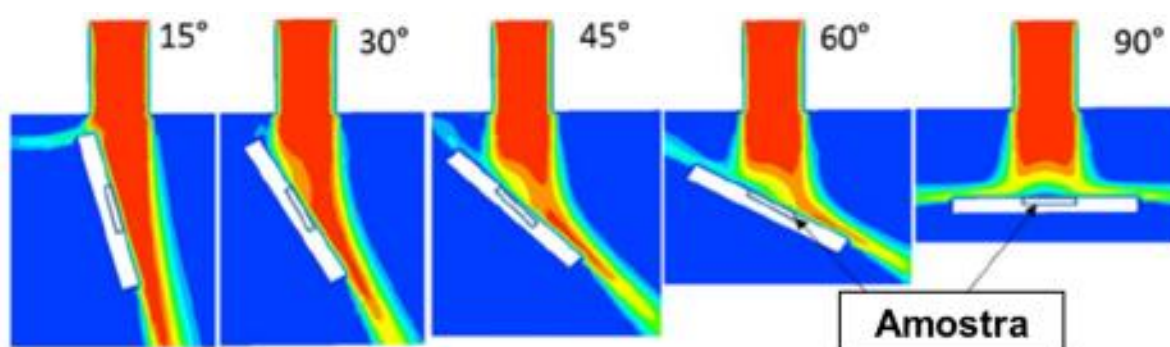


Figura 20 - Simulação por CFD do comportamento do jato de lama em diferentes ângulos de impacto

Fonte: Adaptado de Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017)

Na Figura 20, além do melhor entendimento do comportamento do jato de lama ao impactar a superfície do material, Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017) ressaltam a variação da velocidade das partículas durante o impacto, onde é

destacado pela variação de cores nas imagens. Em ângulo de impacto de 15°, foi observado que toda a superfície de contato da amostra sofreu o impacto constante das partículas com alta energia cinética. Enquanto que com o aumento do ângulo de impacto a velocidade média de impacto do erodente foi diminuindo, até a formação de uma zona central turbulenta de amortecimento das partículas presente no ensaio com ângulo de impacto a 90°.

O ângulo de impacto pode resultar em desgastes erosivos distintos nos diferentes materiais alvos, variando principalmente entre materiais dúcteis e frágeis (SHITOLE *et al.*, 2015). O Gráfico 10 apresenta o comportamento da taxa de desgaste por jato de lama esperado para materiais dúcteis e frágeis nos diferentes ângulos de impacto.

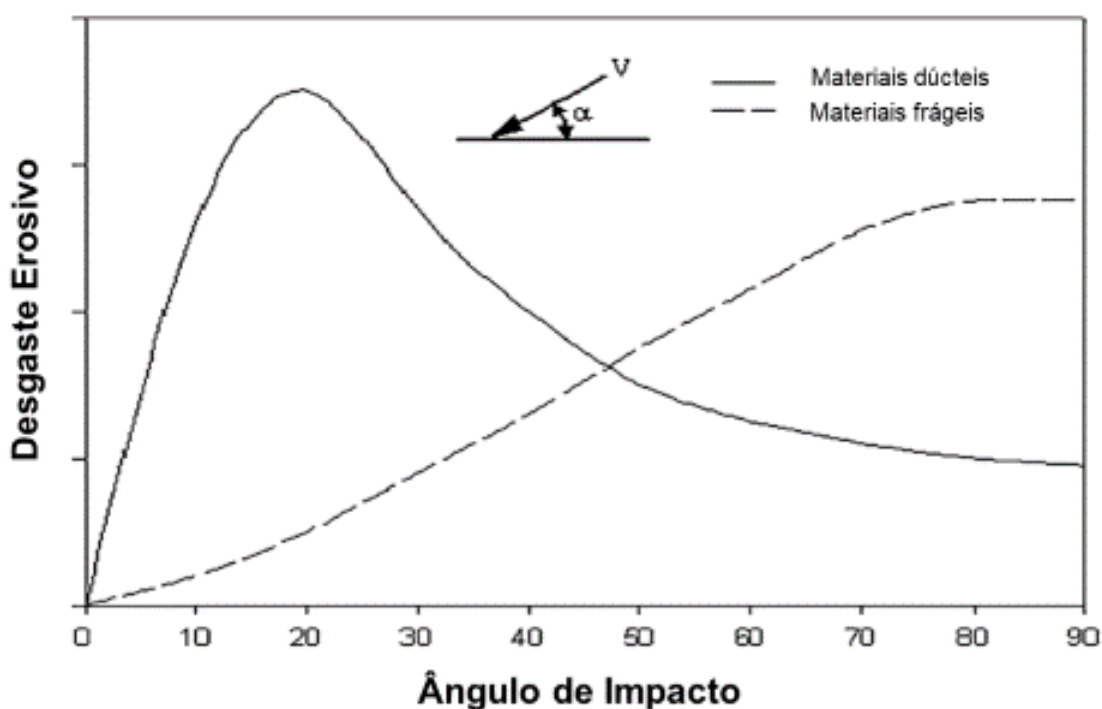


Gráfico 10 - Desgaste por jato de lama de materiais dúcteis e frágeis nos diferentes ângulos de impacto

Fonte: Adaptado de Shitole *et al.* (2015)

Geralmente, materiais dúcteis apresentam altas taxas de desgaste em ângulos de impactos menores, enquanto que matérias frágeis tendem a apresentar este comportamento em ângulos maiores. Diversas literaturas como (Javaheri, Porter e Kuokkala (2018); Matikainen *et al.* (2019); More, Bhatt e Menghani (2017); Shitole *et al.* (2015); Wang, Tang e Cha (2015); Wood (2010)) observaram este comportamento.

Segundo Wood (2010), a taxa de desgaste erosiva em materiais dúcteis atinge seu máximo em ângulos de impacto próximos a 20° e 30°. Em contrapartida, materiais frágeis atingem o pico em ângulo de 90°. O autor ressalta que esse comportamento pode ser explicado pela diferença entre os mecanismos de desgastes presentes em cada material. Materiais dúcteis sofrem deformação plástica pelo processo de microcorte e microsulcamento, enquanto para materiais frágeis a energia do impacto resulta no processo de fadiga e fratura do material, gerando trincas laterais e radiais que resultam na remoção de material.

Para Wang, Tang e Cha (2015), o microcorte e microsulcamento foram os mecanismos de desgastes predominantes nos ensaios de erosão por jato de lama do revestimento de WC 10Co4Cr em baixos ângulos de impacto. No entanto, com o aumento do ângulo de impacto para 90° o mecanismo de desgaste se alterou, além da alteração no microcorte e microsulcamento da matriz de CoCr houve o aumento na presença de carbonetos fraturados, bem como a observação do desprendimento de carbonetos.

3. METODOLOGIA

Este trabalho se classifica quanto à natureza do tipo aplicado. Do ponto de vista da abordagem do problema, a presente pesquisa se classifica como sendo quantitativa-qualitativa. Seus procedimentos técnicos foram realizados de forma experimental.

De forma geral, a prática foi executada depositando os revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr pelo método de HVOF, em seguida, as amostras foram avaliadas quanto as suas propriedades mecânicas, bem como, a resistência à cavitação, resistência ao desgaste erosivo por jato de lama e sinérgicos cavitação/erosão.

Deste modo, neste capítulo são detalhados os procedimentos metodológicos utilizados. São descritos os parâmetros e método de deposição, preparação das amostras, caracterização das propriedades mecânicas, além da realização dos ensaios de erosão por jato de lama e de cavitação acelerada com água pura e cavitação em água com presença de micropartículas. Para exemplificar, a metodologia foi dividida em etapas, conforme pode ser visto na Figura 21.

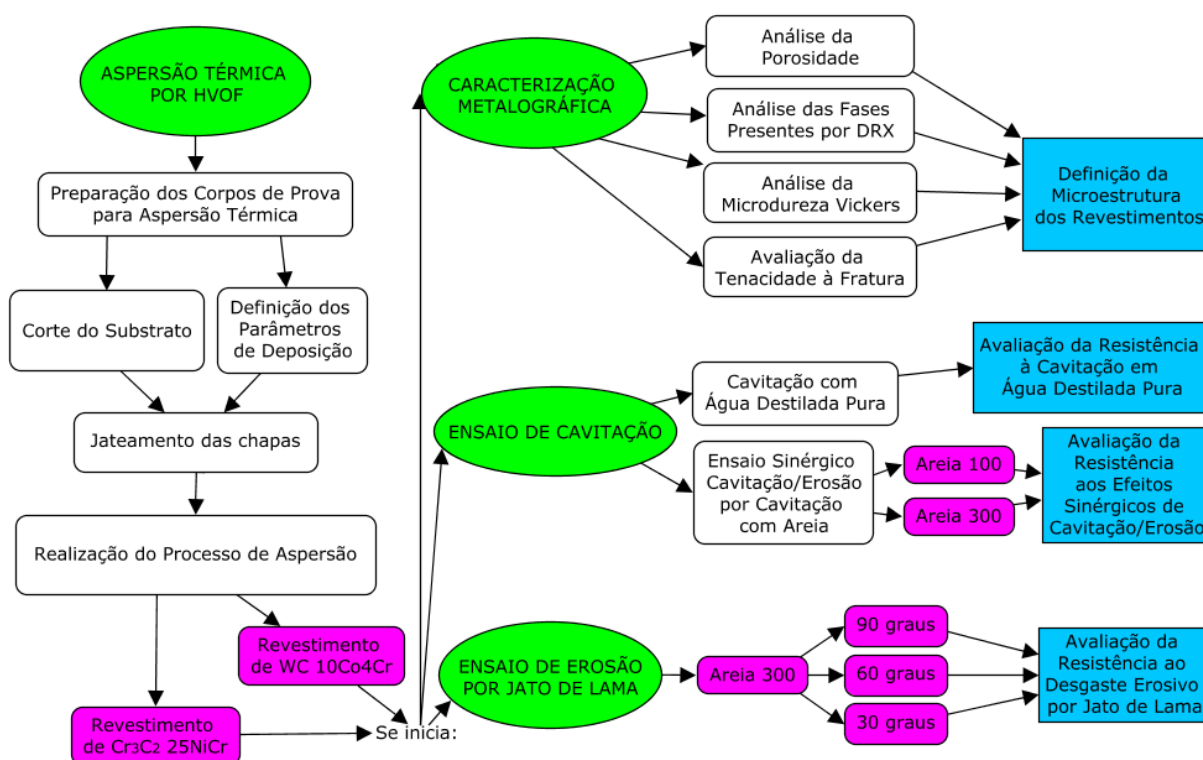


Figura 21 - Etapas do procedimento metodológico
Fonte: Autoria própria

3.1. ASPERSÃO TÉRMICA PELO PROCESSO DE HVOF

Neste tópico são apresentados as características e o modo de preparação dos corpos de prova, jateamento, determinação dos parâmetros de aspersão, bem como o detalhamento do processo de deposição por HVOF.

3.1.1. Preparação dos Corpos de Prova para Deposição

Visando a preparação do material para o ensaio de aspersão térmica, foi cortado o substrato de aço carbono SAE 1020 em 9 chapas iguais de dimensões de aproximadamente 40 mm de largura, 200 mm de comprimento e 4,75 mm de espessura, já planejando o corte das amostras que foi realizado posteriormente na preparação metalográfica.

3.1.2. Processo de Jateamento do Material para Deposição

O processo de jateamento foi realizado com o objetivo de melhorar a aderência do substrato ao revestimento, desta forma o aço foi previamente preparado através de jateamento abrasivo com óxido de alumínio branco. Este processo visou promover uma superfície limpa e rugosa, a mesma colaborou com o ancoramento mecânico das partículas.

Parâmetros de jateamento como tipo do abrasivo, pressão, distância e granulometria são apresentados na Tabela 2 a seguir:

Parâmetros de entrada	Especificação
Método aplicado	Jato por pressão
Material Abrasivo	Óxido de Alumínio Branco
Pressão do Ar	551,6 a 620,53 kPa
Distância de Jateamento	120-150 mm
Granulometria	500 µm (36 mesh)
Rugosidade R _a	4 µm

Fonte: Autoria própria

3.1.3. Determinação dos Parâmetros e Revestimentos da Aspersão Térmica

A deposição dos revestimentos foi realizada pelo método de aspersão térmica por HVOF em parceria com a empresa Revesteel Metalização situada na cidade de Pinhais no Paraná.

O ensaio utilizou do sistema de aspersão Diamond Jet - DJ2700, modelo produzido pela empresa METCO, usando o propano (C_3H_8) como combustível gasoso. A Figura 22 apresenta a tocha do HVOF e o dispositivo de fixação de amostra utilizado.

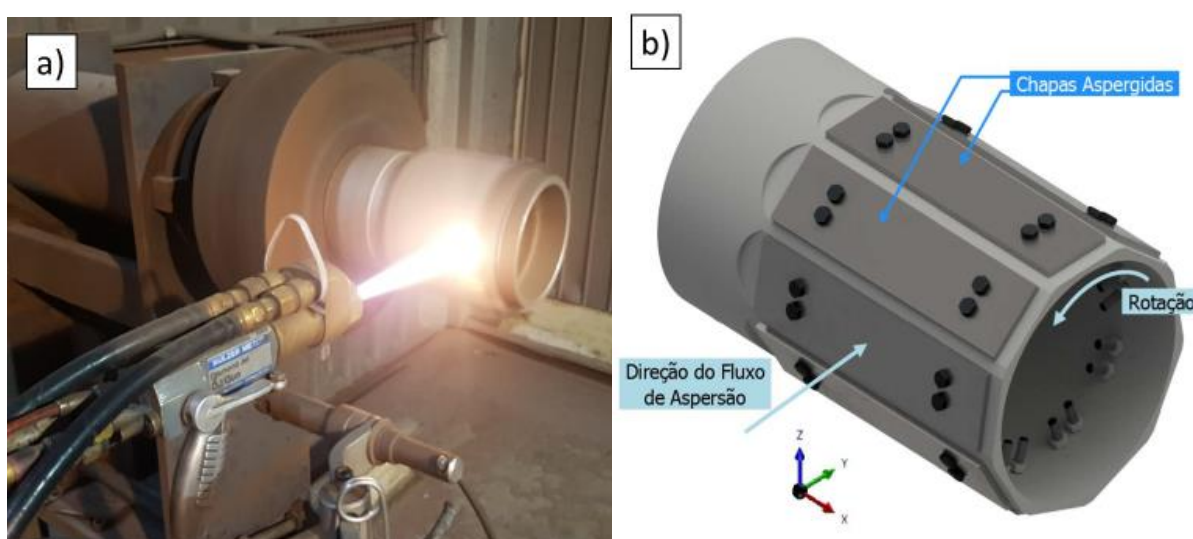


Figura 22 - Equipamento de HVOF utilizado no processo de aspersão; (a) Diamond Jet DJ2700; (b) Dispositivo de fixação das amostras
Fonte: (a) Autoria própria; (b) Ribas (2019)

Este sistema é constituído por uma pistola de aspersão, unidade de medição de fluxo, unidade de alimentação de gás e outra unidade para alimentação do pó. Os parâmetros utilizados para ambos os revestimentos estão descritos na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros de deposição utilizados nos revestimentos por HVOF

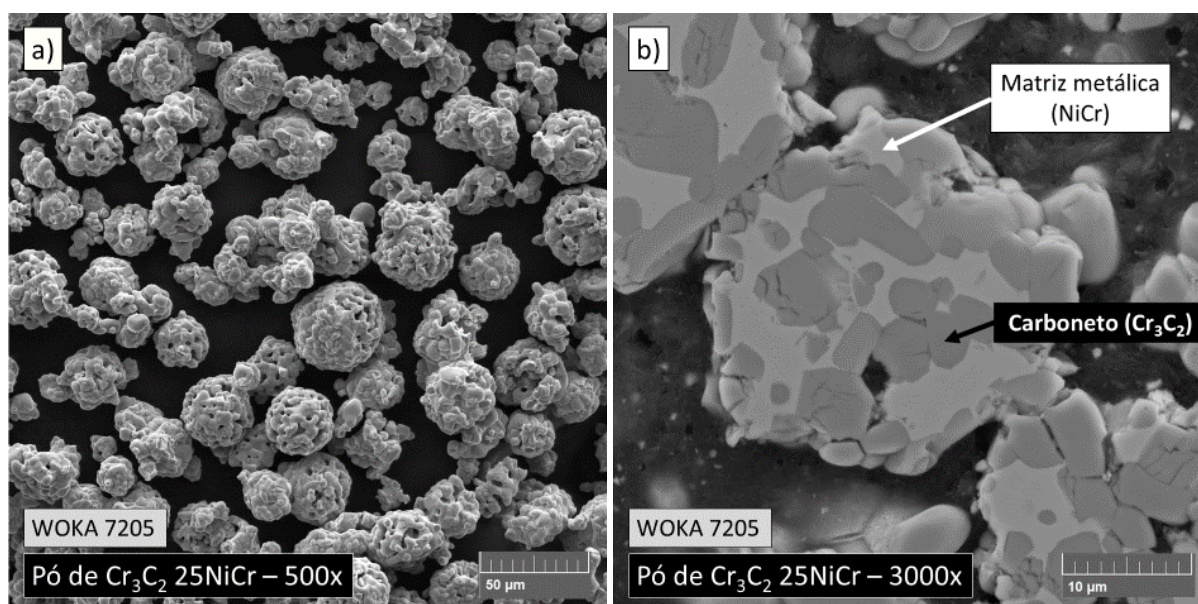
Parâmetro	Especificação
Tipo de pistola	DJ 2700
Pressão de Oxigênio (MPa)	0,965
Pressão de Propano (MPa)	0,552
Pressão de Nitrogênio (MPa)	0,827
Fluxo de Oxigênio (m^3/h)	15,0
Fluxo de Propano (m^3/h)	3,0
Fluxo de Nitrogênio (m^3/h)	0,6
Taxa de alimentação do pó (g/min)	40
Distância de deposição (mm)	250

Fonte: Autoria própria

É importante destacar que os parâmetros de deposição por HVOF foram escolhidos baseando-se na otimização realizada em Ribas (2019), pesquisa a qual avaliou especificamente os parâmetros mais indicados para resistência ao desgaste de revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr depositados por HVOF.

No processo de aspensão térmica foram depositados separadamente dois revestimentos, o primeiro foi o pó de Cr_3C_2 25NiCr comercialmente conhecido como WOKA 7205 aglomerado e sinterizado. O segundo material foi o pó de WC 10Co4Cr conhecido como WOKA 3653, também aglomerado e sinterizado, sendo que ambos os revestimentos foram fornecidos pela empresa METCO.

A Figura 23 apresenta a imagem do pó de Cr_3C_2 25NiCr (WOKA 7205), onde é possível visualizar os carbonetos de cromo em tons mais escuros e a matriz de NiCr em tons mais claro.



A Figura 24 apresenta a imagem do pó de WC 10Co4Cr (WOKA 3653), de modo contrário ao carboneto de cromo, o WC está identificado em tom mais claro e a matriz de 10Co4Cr em tom mais escuro.

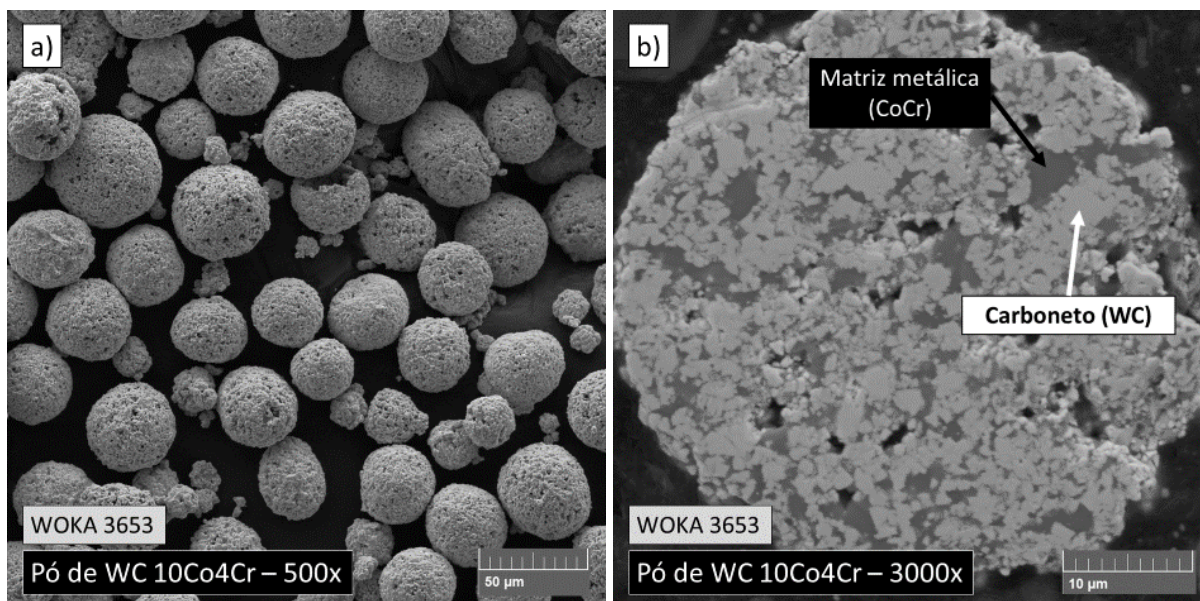


Figura 24 - Imagens do pó de WC 10Co4Cr (WOKA 3653) obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura; (a) Ampliação de 500x; (b) Vista em corte em ampliação de 3000x
Fonte: Autoria própria

Na Tabela 4 é apresentada a composição química dos pós utilizados para deposição dos revestimentos pela técnica HVOF.

Tabela 4 - Composição química dos pós WOKA 7205 e WOKA 3653

Material do revestimento	Identificação do Pó	Cr	Ni	C	W	Co	Outros
Cr ₃ C ₂ 25NiCr	WOKA 7205	Bal.	18,75	9,75	0,00	0,00	2,25
WC 10Co4Cr	WOKA 3653	4,0	0,00	5,20	Bal.	10,0	0,20

Fonte: Autoria própria

Para os cálculos volumétricos realizados neste trabalho, os valores das densidades dos revestimentos aspergidos foram respectivamente, 7,09 g/cm³ e 13,93 g/cm³ para Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr, valores estes baseados em Matikainen *et al.* (2019). Para o aço CA6NM a densidade utilizada foi 7,7 g/cm³ (SANTA; BAENA; TORO, 2007).

3.2. CARACTERIZAÇÃO METALGRÁFICA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

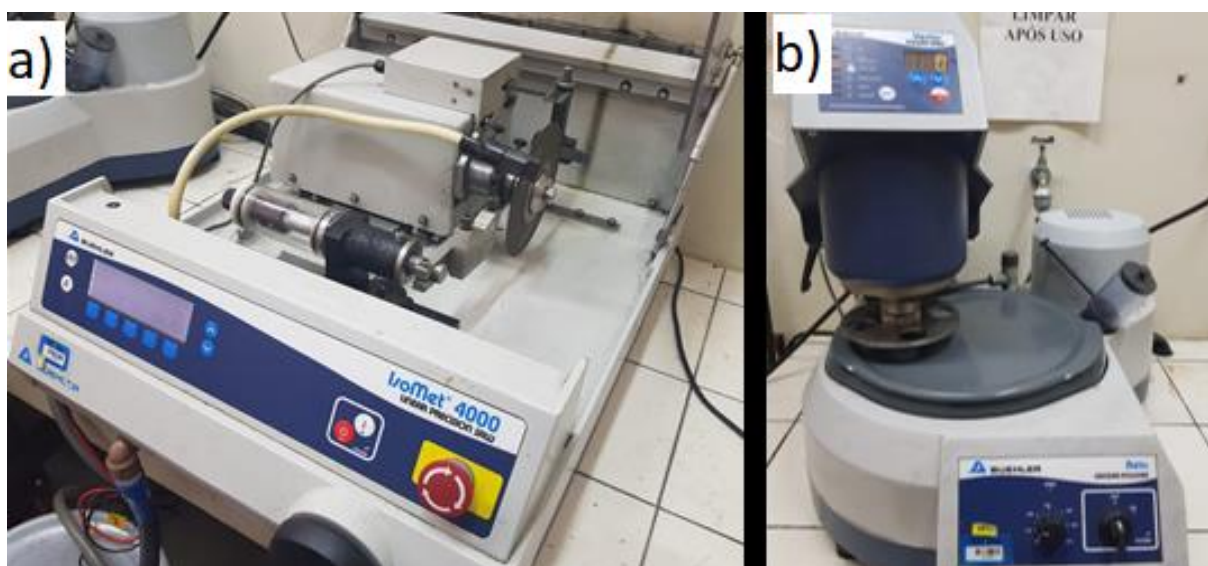
Este tópico apresenta um descritivo da metodologia empregada para a obtenção dos resultados. Inicialmente as amostras foram preparadas metalograficamente e na sequência avaliado itens como porosidade, microscopia, análise das fases por DRX, microdureza e tenacidade à fratura.

3.2.1. Preparação Metalográfica dos Corpos de Prova

As dimensões dos corpos de prova foram definidas em função dos limitantes físicos dos experimentos, definindo assim 25 mm de largura, 40 mm de comprimento e 4,75 mm de espessura, o que facilita o corte e manuseio do corpo durante os ensaios. Convém lembrar também que a área superficial da amostra foi definida levando em consideração os ensaios de desgastes que foram realizados na sequência.

Após a aspensão por HVOF sobre a chapa SAE 1020, a mesma foi então cortada com o auxílio da cortadeira de precisão Buehler ISOMET 4000 (Fotografia 1a) com disco abrasivo especial para corte de revestimentos aspergidos termicamente, a máquina em questão está localizada no Laboratório de Preparação Metalográfica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa.

Na sequência, os corpos de prova foram preparados para posteriores análises metalográfica, preparação esta que constitui de lixamento e polimento das amostras na superfície aspergida. Em ambos os procedimentos, foi utilizado a lixadeira e poltriz semiautomática Buehler Beta, também localizada no Laboratório de Preparação Metalográfica da UTFPR-PG, representada pela Fotografia 1b.



Fotografia 1 - Equipamentos para preparação das amostras; (a) Máquina de corte de precisão ISOMET; (b) Lixadeira e poltriz semiautomática Buehler Beta

Fonte: Autoria própria

Para o processo de lixamento foram utilizadas lixas de diamante para revestimentos de metais duros *Akasel Akapiatto*. De modo progressivo, as

granulometrias de 220, 600 e 1200 *mesh* foram utilizadas, com rotação de 500 rpm. Para o polimento, foram utilizadas suspensões de diamante de 1 μm e 0,25 μm , visando obter superfície uniforme e livre de defeitos superficiais.

3.2.2. Análise da Porosidade e Microscopia dos Revestimentos Aspergidos

A análise de porosidade e microscopia dos revestimentos foram realizadas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura VEGA 3LM TESCAN (Fotografia 2). Para estudo da porosidade, foi também utilizado o software de análise de imagens AxioVision SE 64 presente no Laboratório de Preparação Metalográfica da UTFPR-PG.



Fotografia 2 - MEV modelo Vega 3LM Tescan
Fonte: Autoria própria

Para análise da porosidade dos revestimentos foi utilizado o método de teste B da norma ASTM E2109-01 (2014) - *Standard Test Method for Determining Area Percentage Porosity of Thermal Spray Coatings*. Neste método, é necessário ajustar em níveis de contrastes e em tons de cinza todas as imagens para facilitar sua identificação. Na sequência, é estabelecimento um limiar do revestimento e dos poros com o uso da ferramenta de análise do *software*, desta forma, se obtém o percentual da porosidade contida na superfície do revestimento.

A microscopia por meio do equipamento MEV foi essencial para a análise dos mecanismos de desgastes da superfície das amostras depositadas, com o auxílio do equipamento foi possível obter imagens em diferentes ampliações.

3.2.3. Análise das Fases Presentes nos Revestimentos Aspergidos

Buscando analisar as fases presentes nas amostras dos revestimentos aspergidos, foi utilizada a técnica de espectroscopia de difração de raios-X (DRX). O equipamento utilizado foi o Difratorômetro de Raios-X *Bruker ECO D8 ADVANCE* localizado no Instituto LACTEC de Curitiba - Paraná com o auxílio do *software* de processamento de dados *Bruker DIFFRAC.EVA v4.2.2*.

Para aquisição dos difratogramas foi trabalhado com alvo de cobre, tensão de trabalho de 40 kV, corrente de 25 mA, comprimento de onda $K\alpha$ de 1,54 nm, velocidade de varredura de 1°/min e passo de 0.04°.

Por meio da base de dados de cristalografia fornecida pela *Crystallography Open Database (COD)* e do *software Malvern Panalytical HighScore Plus* foi possível identificar os picos e confrontá-los com os dados da base de dados de cristalografia.

3.2.4. Ensaio de Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos Aspergidos

Através do Durômetro de Microescala *Shimadzu HMV-G20 Series* localizado no Laboratório de Preparação Metalográfica da UTFPR-PG, (Fotografia 3), foram realizados ensaios de microdureza segundo norma ASTM E384 (2017) - *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*, com carga de 300 gf (gramas-força) e indentador de pirâmide de diamante de base quadrada.



Fotografia 3 - Durômetro Vickers modelo Shimadzu HMV-620 Series
Fonte: Autoria própria

A análise de tenacidade à fratura visa determinar a energia que é absorvida pelo revestimento até a propagação de trinca, a mesma é normalmente conhecida pela sigla K_{IC} e medida em $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

O ensaio de tenacidade à fratura foi realizado em amostras de seção transversal pelo método de microdureza Vickers, o equipamento *Emcotest* Modelo *Durascan 20* localizado no Instituto LACTEC de Curitiba - Paraná foi utilizado com carga de 10 Kgf. Neste ensaio foram realizadas cinco endentações em cada revestimento. Deste modo, a tenacidade à fratura foi calculada com base na Equação 1 de Evans e Wilshaw (EVANS; WILSHAW, 1976):

$$K_{IC} = 0,079 \left(\frac{F}{a^{3/2}} \right) \log \left(\frac{4,5a}{c} \right) \quad (1)$$

sendo que F trata-se da carga aplicada (medida em mN), a sendo definido pela metade da diagonal da endentação (μm) e c refere-se ao comprimento da trinca a partir do centro da indentação (μm). Vale destacar que a Equação 1 é válida apenas para $0,6 \leq c/a \leq 4,5$ (VARIS *et al.*, 2014).

3.3. ENSAIO DE CAVITAÇÃO

O ensaio de cavitação busca avaliar a resistência dos materiais quando submetido ao fenômeno de cavitação, o modo mais direto de se obter tal resistência é pelo estudo da perda de massa do material.

Os ensaios de cavitação foram realizados com o auxílio do equipamento ultrassônico Qsonica Q700 localizado no Laboratório de Preparação Metalográfica da UTFPR-PG. A imagem do equipamento é apresentada na Fotografia 4 e seu esquemático é apresentado na Figura 25.



Fotografia 4 - Equipamento para ensaio de cavitação
Fonte: Autoria própria

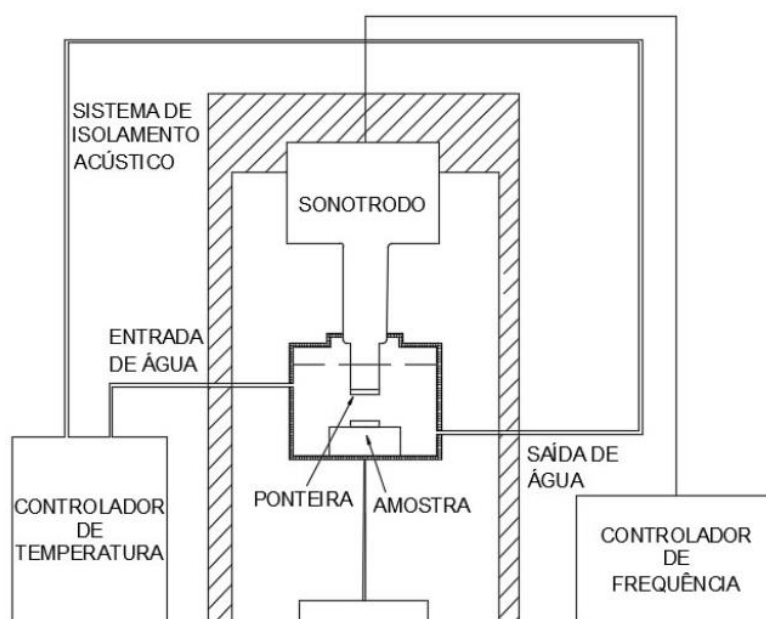


Figura 25 - Representação esquemática do equipamento para ensaio de cavitação
Fonte: Lamana (2017)

A técnica aplicada segue a norma ASTM G32 (2016) - “*Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus*” adaptada para o método indireto. Os parâmetros utilizados para realização desta técnica são apresentados na Tabela 5 a seguir.

Tabela 5 - Parâmetros do ensaio de cavitação

Parâmetro	Especificação
Equipamento	<i>Qsonica Q700</i>
Frequência de vibração	(20 ± 0,5) kHz
Amplitude	(50 ± 0,5%) µm pico-a-pico
Diâmetro do sonotrodo	19 mm
Método aplicado	Indireto (sem contato físico)
Distância entre amostra e sonotrodo	500 µm
Temperatura	(25 ± 1) °C
Profundidade de imersão da amostra	20 mm
Fluido	Água destilada pura e mistura com micropartículas

Fonte: Autoria própria

Os ensaios foram realizados em intervalos de 1,1,2,4,8,16,32 minutos e mais uma repetição de 32 minutos, a fim de totalizar um tempo acumulado de 96 min de ensaio para cada revestimento. Para o aço CA6NM os intervalos foram de 2 horas cada, em 5 repetições totalizando 10 horas de ensaio.

Antes do primeiro ensaio e após cada intervalo, as massas das amostras foram aferidas pela balança de precisão Shimadzu AUX 220 localizada no Laboratório de Caracterização de Materiais da UTFPR-PG. Para tal, as amostras passaram previamente pela máquina de ultrassom por um período de 10 minutos, limpas com o uso de acetona e secas por mais 15 minutos com auxílio de um secador térmico. Visando reduzir erros experimentais, foram realizadas 5 medições da massa de cada amostra e adotado a média aritmética para discussões dos resultados.

Os ensaios de cavitação foram divididos basicamente em 2 modos, ambos os modos seguem os parâmetros da Tabela 5 citada anteriormente. O primeiro modo trata-se do ensaio tradicional utilizando-se de água destilada pura, enquanto o segundo modo foi realizado com mistura de água destilada e micropartículas sólidas de areia. Este segundo modo é melhor detalhado no tópico seguinte.

3.3.1. Ensaio Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com a Presença de Partículas Sólidas

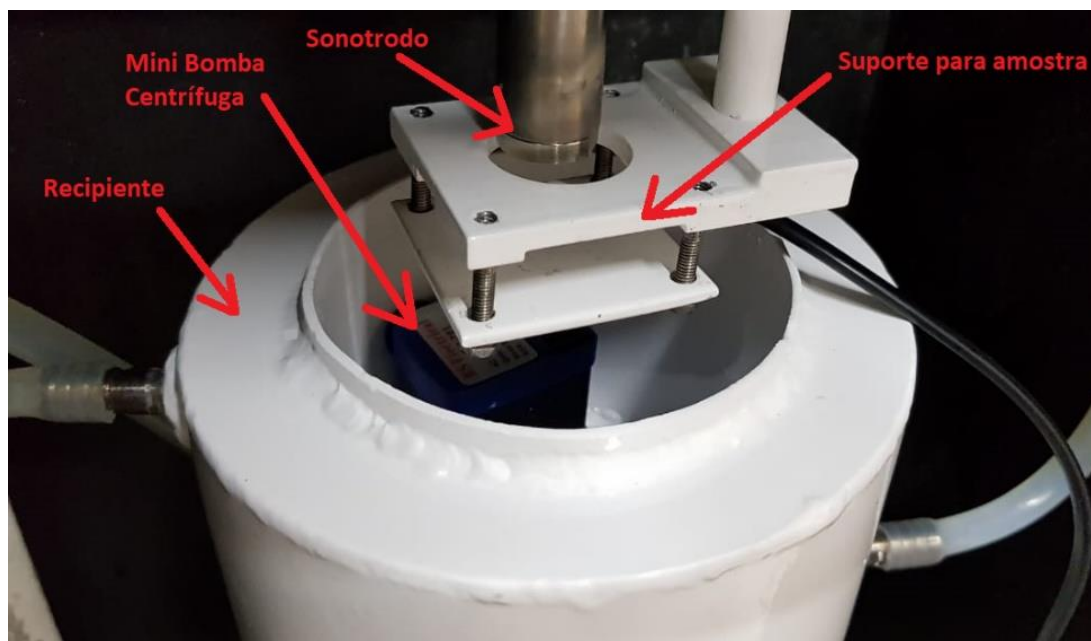
Após realizar o ensaio de cavitação com água destilada pura, em novas amostras os ensaios foram repetidos seguindo exatamente a mesma metodologia, porém em fluido com a presença de micropartículas de areia.

Para realização destes ensaios foi necessário implementar um sistema de circulação constante do fluido, evitando possíveis deposições de micropartículas na base do recipiente. Deste modo, foi acoplado uma mini bomba centrífuga no interior deste recipiente, regulada na vazão mínima para que colete a solução do fundo do recipiente e a empurre para cima, evitando gerar turbulências internas no escoamento. O esquemático da instalação deste sistema pode ser visualizado na Figura 26, e a imagem da bomba instalada no recipiente pode ser visualizada na Fotografia 5.



Figura 26 - Representação esquemática da instalação da bomba de água para circulação da solução de água com areia

Fonte: Adaptado de Lamana (2017)



Fotografia 5 - Mini bomba centrífuga instalada no recipiente do fluido para ensaio de cavitação com areia
Fonte: Autoria própria

Nestes ensaios foram utilizadas micropartículas de areia com duas características distintas, conforme a Figura 27 obtida por MEV.

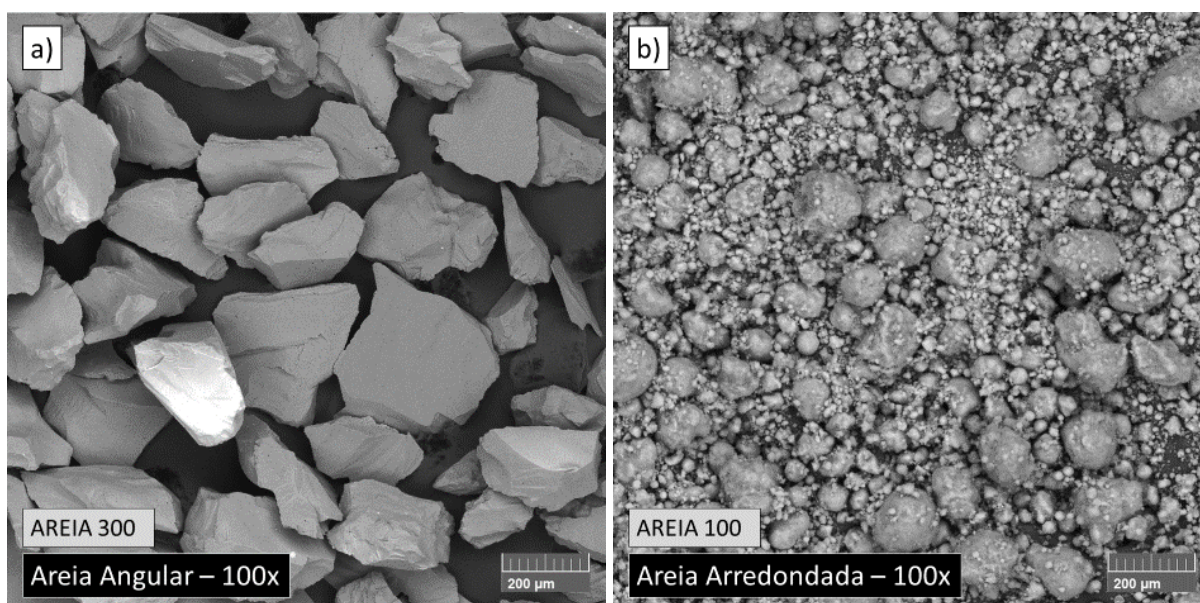


Figura 27 - Imagens das micropartículas de areia utilizadas nos ensaios de cavitação obtidas pelo MEV em ampliação de 100x; (a) Areia 300; (b) Areia 100
Fonte: Autoria própria

A areia apresentada na Figura 27a denominada aqui neste trabalho de areia 300, refere-se a uma areia de partículas maiores variando entre 200 μm e 400 μm em formato angular, enquanto que a segunda areia (Figura 27b) aqui chamada de areia 100, trata-se de partículas de areia em formato arredondado e com granulometria

variando entre 50 μm e 100 μm com uma grande quantidade de pó mais fino. Cada tipo de areia foi misturado com água destilada até atingir uma mistura com concentração fixa de 3 kg/m^3 de areia. O resumo das características das areias e o fluido usado na cavitação são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 - Características do fluido utilizado no processo de cavitação com areia

Parâmetro	Areia 300	Areia 100
Granulometria da areia (μm)	200 - 400	50 - 100
Formato da areia	Angular	Arredondado
Concentração de areia na mistura (kg/m^3)	3	3

Fonte: Autoria própria

As características da areia e a concentração de areia na mistura se basearam na combinação de valores da literatura (GOU *et al.*, 2018; HONG *et al.*, 2013), testes práticos prévios, disponibilidade comercial da areia e também dados técnicos coletados do Rio Madeira (concentração de 2 kg/m^3 e granulometria próxima a 30 μm).

3.4. ENSAIO DE EROSÃO POR JATO DE LAMA

O ensaio de desgaste erosivo por jato de lama foi realizado com o auxílio do equipamento DUCOM - *Slurry Jet Erosion Tester*, localizado na UTFPR-PG, seguindo a norma ASTM G73-10 (2017) - “*Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus*” adaptada para o uso de jato de lama.

O equipamento para ensaio consiste das seguintes unidades: uma câmara de mistura onde as partículas de areia e água são misturadas; um bocal de saída e uma placa de suporte da amostra onde a mesma pode ser exposta ao jato de lama sob diferentes ângulos (DUCOM, 2019; PAWAR; PATNAIK; NAGAR, 2016). O esquemático do ensaio por jato de lama é apresentado na Figura 28, destacando os principais componentes do equipamento.

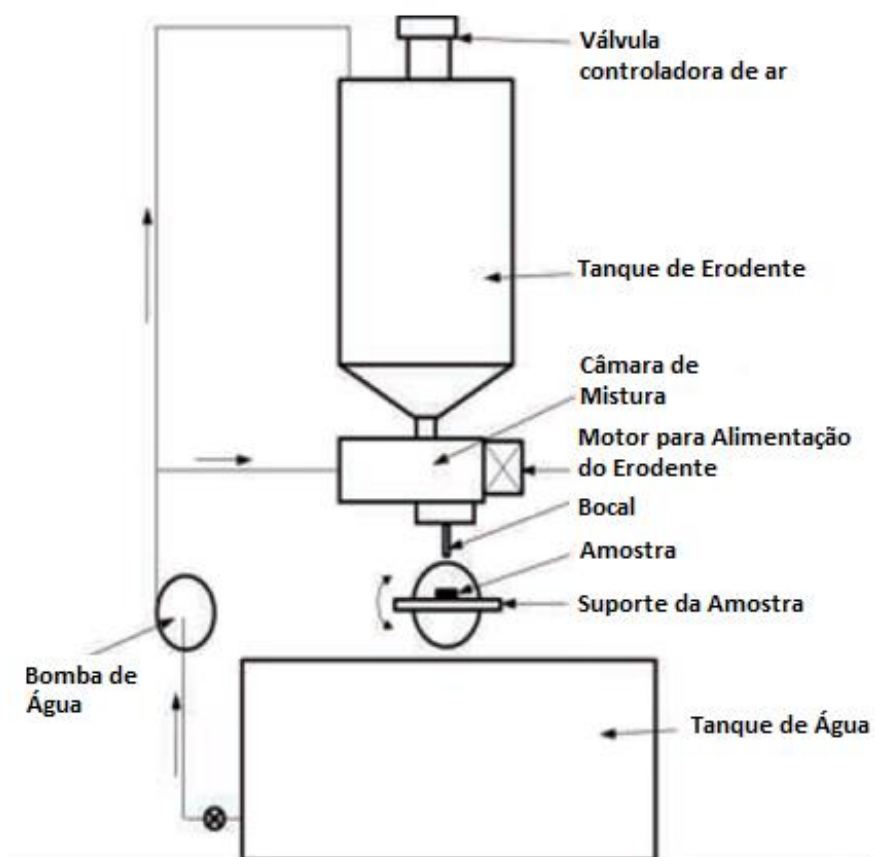
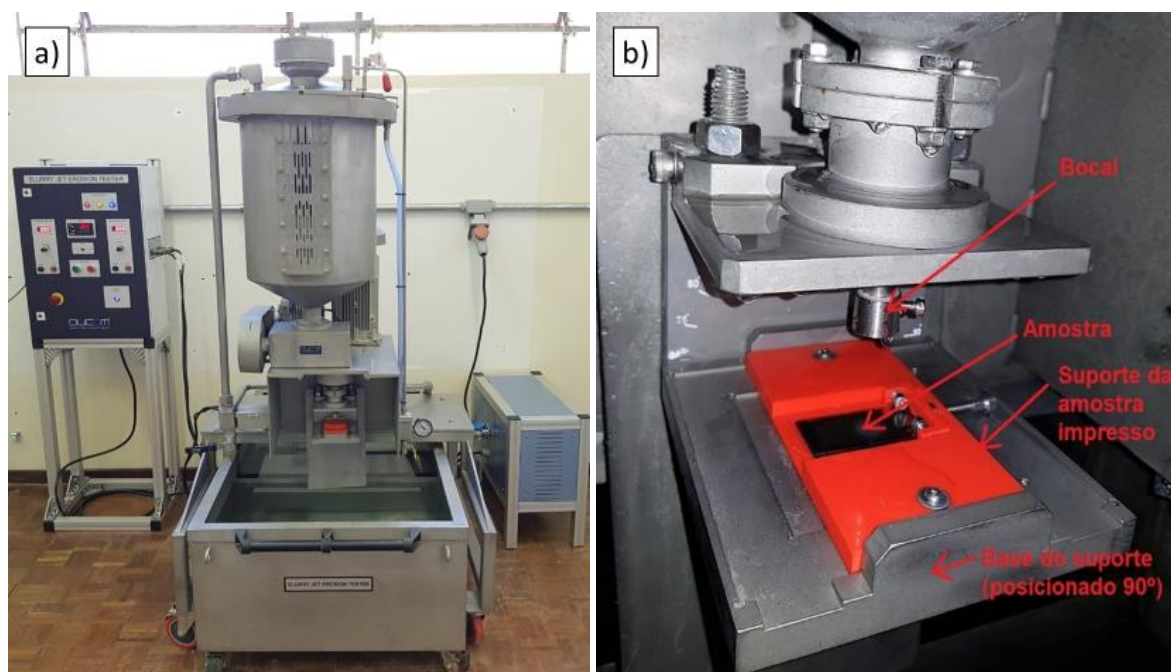


Figura 28 - Esquemático dos componentes do jato de lama
 Fonte: Adaptado de Pawar, Patnaik e Nagar (2016)

Na Fotografia 6, é apresentada a máquina do jato de lama e o suporte da amostra.



Fotografia 6 - Equipamento Jato de Lama DUCOM utilizado nos ensaios de desgaste erosivo;
 (a) Imagem geral do equipamento; (b) Vista aproximada do bocal e suporte
 Fonte: Autoria própria

Variáveis como características do erodente, ângulo de impacto, velocidade do jato, vazão de erodente e tempo de ensaio podem ser controladas durante o ensaio de erosão (DUCOM, 2019). Deste modo, neste trabalho foi realizado o ensaio por jato de lama segundo dados contidos na Tabela 7 a seguir.

Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de desgaste por jato de lama

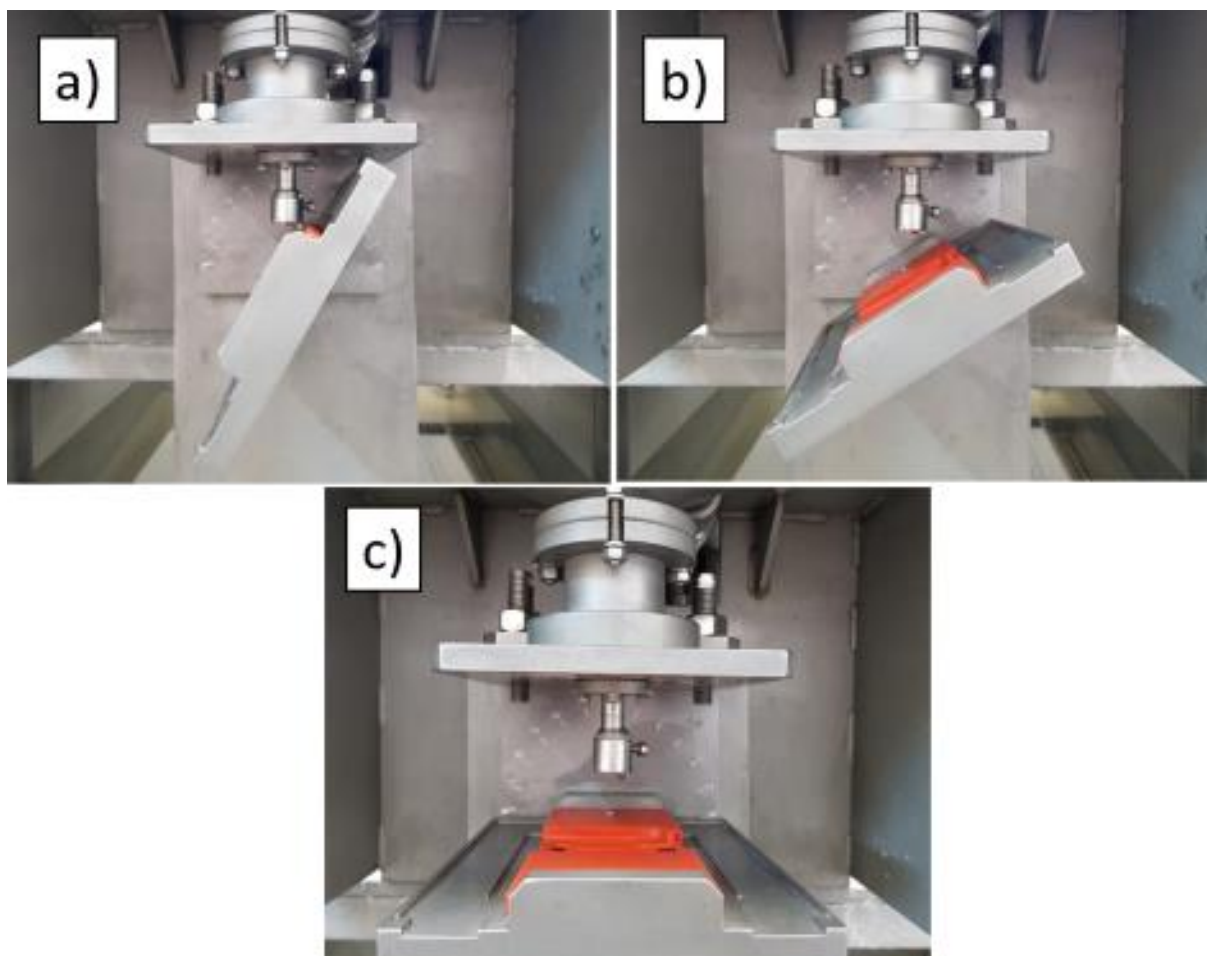
Parâmetro	Especificação
Equipamento	DUCOM - <i>Slurry Jet Tester</i>
Ângulo de impacto	30°, 60° e 90°
Tipo do erodente	Areia
Tamanho do erodente	200 - 400 μm
Diâmetro do bocal	4 mm
Vazão de erodente	1788 g/min (30 rpm)
Distância do jato	50 mm
Velocidade do jato	25,5 m/s (750 rpm)
Intervalos de tempo dos ensaios	30, 60, 120, 240 e 480 segundos

Fonte: Autoria própria

É importante destacar que o erodente utilizado nos ensaios de desgaste por jato de lama foi a mesma areia utilizada nos ensaios de cavitação deste trabalho, a areia 300, já apresentada anteriormente na Figura 27a.

3.4.1. Ensaio de Erosão por Jato de Lama Sob Diferentes Ângulos de Impacto

O ângulo de impacto do jato de lama foi variado em 3 níveis distintos, 30°, 60° e 90°, enquanto que todos os outros parâmetros se mantiveram constantes para todos os ensaios. A Fotografia 7 apresenta o posicionamento do suporte nos diferentes ângulos de impacto do jato de lama estudado.



**Fotografia 7 - Suporte do equipamento jato de lama posicionado nos diferentes ângulos de impacto do jato estudados; (a) Ângulo de impacto de 30°; (b) Ângulo de impacto de 60°; (c) Ângulo de impacto de 90°
Fonte: Autoria própria**

De forma semelhante aos ensaios de desgaste por cavitação, foram realizados ensaios de jato de lama em duplicatas dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr, WC 10Co4Cr e do aço CA6NM, totalizando assim 18 amostras devido a variação dos 3 ângulos de impacto.

Durante os ensaios, após cada intervalo de tempo, as amostras foram limpas, secas e então pesadas, visando obter a curva do comportamento do desgaste erosivo por jato de lama.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo apresenta os resultados obtidos na pesquisa e discussões realizadas sobre os mesmos, detalhando as caracterizações dos revestimentos bem como os resultados dos ensaios de desgaste.

4.1. CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS

4.1.1. Análise da Microestrutura e Fases Presentes dos Revestimentos Aspergidos

Visando caracterizar ambos os revestimentos aspergidos por HVOF, foi possível definir o percentual de porosidade dos revestimentos, bem como a espessura da camada depositada de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr. A Figura 29 apresenta a microestrutura dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr obtida na seção transversal das amostras.

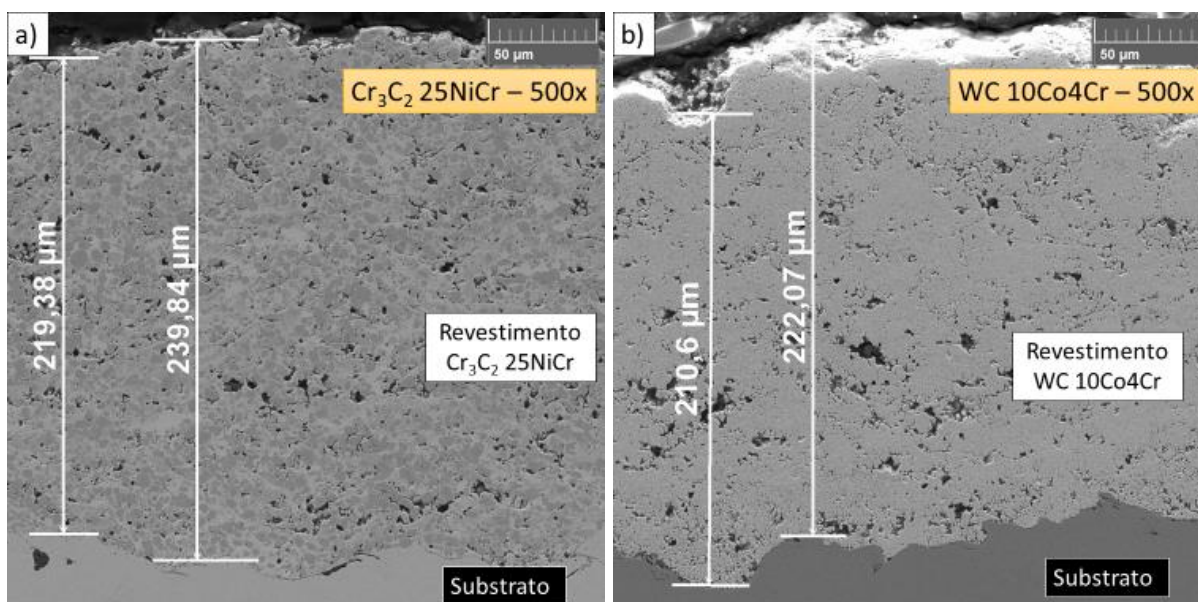


Figura 29 - Seção transversal das amostras aspergidas por HVOF; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr

Fonte: Autoria própria

É possível perceber na Figura 29 a camada de revestimento sobre o substrato, a proximidade da espessura de ambos os revestimentos, bem como a alta compactação dos revestimentos, com a baixa presença de poros. Na Tabela 8 é

apresentado o nível de porosidade em termos percentuais, assim como a espessura média de cada revestimento.

Tabela 8 - Nível de porosidade e espessura média dos revestimentos aspergidos

Revestimento aspergido	Poros [%]	Espessura média do revestimento [μm]
Cr_3C_2 25NiCr	$1,67 \pm 0,31$	$229,6 \pm 11,25$
WC 10Co4Cr	$3,95 \pm 0,42$	$216,3 \pm 11,37$

Fonte: Autoria própria

Os resultados de porosidade dos revestimentos apresentam baixos níveis de poros para ambos os revestimentos, ambos abaixo de 4%, sendo que o revestimento Cr_3C_2 25NiCr apresentou menor percentual de poros quando comparado com o WC 10Co4Cr. Em imagens da microestrutura com maior ampliação é possível identificar a presença dos carbonetos, da matriz e dos poros nos revestimentos (Figura 30).

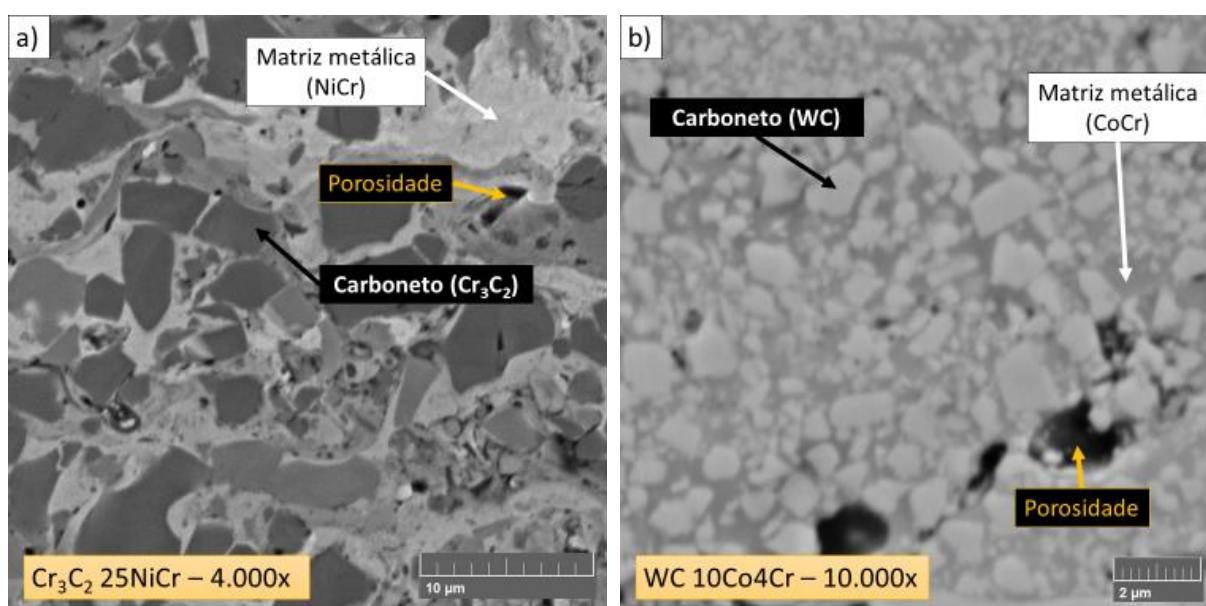


Figura 30 - Microestrutura das amostras aspergidas por HVOF; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr

Fonte: Autoria própria

Na Figura 30a os carbonetos de Cr_3C_2 são identificados pela fase mais escura, os mesmos estão presos à matriz metálica NiCr que é identificado como a fase mais clara. Os pontos pretos presentes são identificados como poros. Para o revestimento de WC 10Co4Cr, os carbonetos de WC, matriz metálica CoCr e poros são identificados na Figura 30b, porém identificados em tons de cinza contrários, sendo os carbonetos de alta densidade destacados na imagem em tons mais claros.

Pode-se perceber na Figura 30, para ambos os revestimentos, os carbonetos duros sendo envolvidos pela matriz metálica tenaz que atua como aglutinante nos revestimentos. Comparando ambos os revestimentos, é possível perceber a maior porosidade do WC 10Co4Cr, assim como o maior percentual de matriz metálica do Cr_3C_2 25NiCr de 25% (WC 10Co4Cr com apenas 14%) encontrado com base na composição química do pó da Tabela 4.

Quanto ao tamanho dos carbonetos no revestimento, grande parte dos carbonetos no revestimento Cr_3C_2 25NiCr apresentaram entre 4 e 10 μm . Enquanto os carbonetos encontrados no revestimento de WC 10Co4Cr apresentaram tamanho médio bem menores, variando com sua grande maioria entre 0,5 e 2 μm . Destaca-se o fato de carbonetos menores e menor quantidade de matriz metálica do WC 10Co4Cr resultar em um menor espaçamento entre partículas duras de carbonetos e consequente maior distribuição das fases quando comparado com o Cr_3C_2 25NiCr.

Além da análise da microestrutura dos revestimentos, também foram avaliadas as fases presentes de cada revestimento aspergido com o auxílio do equipamento de DRX.

O Gráfico 11 apresenta os difratogramas das superfícies dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr.

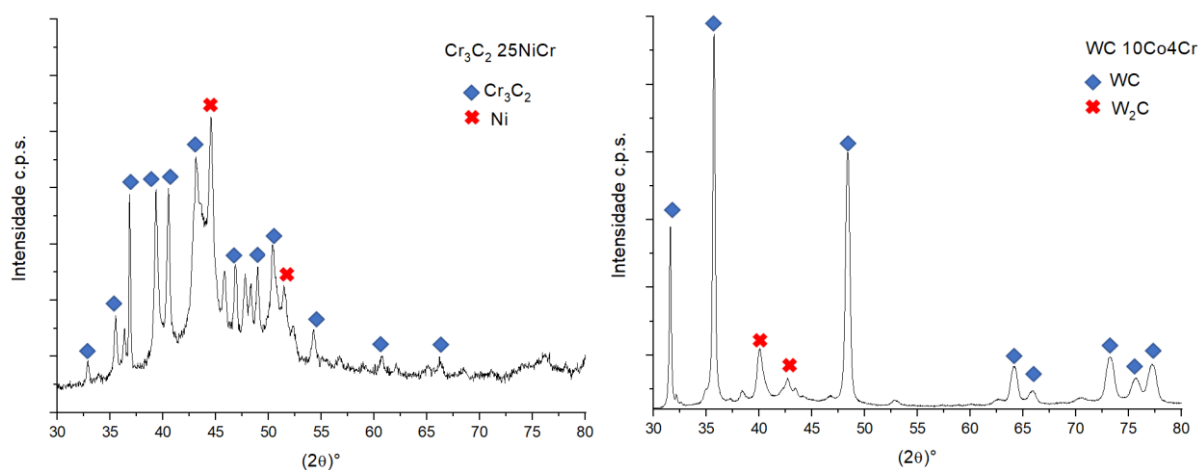


Gráfico 11 - Difratogramas obtidos por DRX dos diferentes revestimentos aspergidos; (a) Cr_3C_2 25NiCr; (b) WC 10Co4Cr
Fonte: Autoria própria

Diversos picos de Cr_3C_2 foram observados no revestimento de Cr_3C_2 25NiCr, o que indica a retenção de grande parte dos carbonetos durante o processo de deposição do revestimento. Picos de Ni também foram observados no Gráfico 11a,

como destacado com grande intensidade no ângulo de 44°. Outros carbonetos como Cr_7C_3 e Cr_{23}C_6 não foram observados no difratograma do revestimento.

A presença de WC e W_2C foram observadas no Gráfico 11b do revestimento WC 10Co4Cr. A formação da fase de W_2C indica que o revestimento sofreu descarbonetação durante o processo de deposição, a presença desta fase no material pode influenciar nas propriedades do revestimento, tal como dureza e tenacidade à fratura devido à formação destes carbonetos quebradiços (MARQUES *et al.*, 2018; ZHANG *et al.*, 2015).

4.1.2. Análise da Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos Aspergidos

A microdureza das amostras de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr foi analisada em dois diferentes métodos, dureza obtida na seção transversal do revestimento e dureza da superfície de topo do revestimento, ambas visando determinar a influência do material aspergido sobre as propriedades mecânicas de cada revestimento. A Tabela 9 apresenta os resultados de dureza Vickers média dos revestimentos aspergidos, assim como o desvio padrão de cada um deles.

Tabela 9 - Microdureza Vickers dos revestimentos aspergidos

Revestimento Aspergido	Dureza Vickers da seção [HV 300gf]	Dureza Vickers de topo [HV 300gf]
Cr_3C_2 25NiCr	824 ± 202,1	823 ± 74,7
WC 10Co4Cr	853 ± 99,3	858 ± 89,0

Fonte: Autoria própria

Os resultados da Tabela 9 exibem a tendência de que o revestimento de WC 10Co4Cr apresenta valores médios de dureza mais elevados que o revestimento de Cr_3C_2 25NiCr, valores próximos de 850 HV para o primeiro, enquanto que o Cr_3C_2 25NiCr apresentou dureza próxima a 820 HV nos diferentes modos de medição. No entanto, é importante levar em consideração o desvio padrão dos resultados apresentados, nota-se que a variação dos resultados apresenta grandezas significativas no valor final de dureza, sendo assim, por se interceptarem, não se pode afirmar estatisticamente que as durezas dos revestimentos se diferenciam entre si.

(Marques *et al.* (2018); Matikainen *et al.* (2019); Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017)) obtiveram comportamentos parecidos na dureza dos revestimentos, com o WC 10Co4Cr apresentando dureza média mais elevada que o Cr₃C₂ 25NiCr. Os autores atribuem a menor dureza do Cr₃C₂ 25NiCr principalmente a alta concentração da matriz metálica de NiCr. Marques *et al.* (2018) afirmam que em virtude da grande heterogeneidade presente em revestimentos compósitos aspergidos é esperado um significativo desvio padrão nos valores de dureza e tenacidade.

Apesar dos valores de dureza média dos revestimentos estarem dentro do desvio padrão, percebe-se uma grande similaridade dos resultados entre o método de dureza de topo e dureza da seção transversal.

De modo geral, os resultados de dureza média obtidas no WC ficaram abaixo do esperado para este revestimento, em trabalhos conduzidos por (Marques *et al.* (2018); Matikainen *et al.* (2019); Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017)) foram obtidos valores mais elevados de dureza no mesmo material, tal diferencial pode ser atribuído ao nível de porosidade obtido durante a aspersão do WC 10Co4Cr. De acordo com (Ding *et al.* (2018b); Murugan *et al.* (2014); Ribas (2019)), a microdureza é muito sensível ao nível de porosidade presente no revestimento, e o decréscimo de dureza pode estar relacionado ao maior nível de porosidade do revestimento e as características da deposição.

Ambos os revestimentos foram aspergidos por processo de HVOF utilizando-se da mesma combinação de parâmetros de deposição, deposição esta que pode ter interferido no valor de dureza de cada revestimento. Vale destacar que os parâmetros de deposição se basearam na otimização da aspersão por HVOF conduzida por Ribas (2019) que visou unicamente o revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr.

Ding *et al.* (2018b) afirmam que a dureza e a tenacidade do revestimento de WC 10Co4Cr pode sofrer alterações em função dos parâmetros de deposição escolhidos. Embora os parâmetros de deposição utilizados neste trabalho não terem sido otimizados para o revestimento de WC 10Co4Cr, o mesmo ainda indicou valores médios mais elevados de dureza que o Cr₃C₂ 25NiCr, se desconsiderado o elevado desvio padrão normalmente gerado em virtude da grande heterogeneidade dos revestimentos compósitos.

Deste modo, os resultados sugerem que a quantidade de fases duras como os carbonetos WC e W₂C presentes no WC 10Co4Cr foram decisivos no nível de

dureza do revestimento (DING *et al.*, 2018b; LAMANA; PUKASIEWICZ; SAMPATH, 2018).

O tamanho dos carbonetos e a quantidade de matriz metálica de cada revestimento podem ter influenciado nos valores de dureza observados. Visto que os carbonetos de WC são menores que os carbonetos de Cr₃C₂, assim como a quantidade de matriz metálica do revestimento WC 10Co4Cr também é menor, a dispersão e proporção de partículas duras ao longo do revestimento é maior conseqüentemente. Sendo assim, essa uniformidade de partículas duras pode ter colaborado com a maior dureza média do revestimento. Essa relação entre a dureza e o tamanho das partículas de WC também foi estudada por Ding *et al.* (2018b) e Armstrong (2011).

A partir do ensaio de dureza Vickers com carga de ensaio mais elevada, foi possível obter os resultados de tenacidade à fratura de ambos os revestimentos depositados. Os valores de tenacidade são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 - Tenacidade à fratura dos revestimentos aspergidos	
Revestimento Aspergido	Tenacidade à fratura K_{IC} [MPa.m^{1/2}]
Cr ₃ C ₂ 25NiCr	4,6 ± 0,57
WC 10Co4Cr	3,2 ± 0,42

Fonte: Autoria própria

Inversamente aos resultados de dureza Vickers, os resultados de tenacidade à fratura dos revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr apresentaram comportamentos opostos. Os resultados indicam maior tenacidade à fratura ao revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr quando comparado ao WC 10Co4Cr, com K_{IC} de 4,6 e 3,2 MPa.m^{1/2} respectivamente.

Na literatura, Ribas (2019) encontrou valores similares de tenacidade à fratura para o Cr₃C₂ 25NiCr aspergido por HVOF, cerca de 5 MPa.m^{1/2}, assim como Ding *et al.* (2018b) e Han *et al.* (2014) que obtiveram 3,38 MPa.m^{1/2} e 3,23 MPa.m^{1/2} respectivamente para o revestimento de WC 10Co4Cr, resultados esses que se confrontados reforçam a maior tenacidade do Cr₃C₂ 25NiCr comparado ao WC 10Co4Cr.

Varis *et al.* (2014) e Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018) também correlacionaram a tenacidade à fratura dos revestimentos às propriedades de coesão entre lamelas. Wang *et al.* (2011) destacam a boa ductilidade e capacidade de

absorção de energia das matrizes metálicas em revestimentos aspergidos. Deste modo, os resultados sugerem que o revestimento de Cr_3C_2 25NiCr além de possuir coesão entre partículas levemente superior ao revestimento WC 10Co4Cr, também indicam que o percentual de matriz metálica mais elevado do Cr_3C_2 25NiCr (25% para o Cr_3C_2 25NiCr contra 14% do WC 10Co4Cr) foi um fator influente na maior tenacidade à fratura do revestimento.

Os resultados de tenacidade à fratura dos revestimentos sugerem uma relação com a porosidade e tamanho das partículas de carbonetos nos revestimentos aspergidos. O revestimento de WC 10Co4Cr que apresentou maior porosidade e menores carbonetos resultou em um material de menor tenacidade à fratura, o que indica que as descontinuidades geradas por poros, juntamente com a menor quantidade de matriz tenaz presente entre os pequenos carbonetos de WC podem ter colaborado com a propagação das trincas no revestimento, afetando assim na menor tenacidade à fratura do WC 10Co4Cr. (Armstrong (2011); Lamana (2017); Varis *et al.* (2014)) também notaram comportamentos parecidos em revestimentos de WC.

4.2. ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO

4.2.1. Avaliação do Desgaste por Cavitação

Dentre ambos os materiais aspergidos, o revestimento que apresentou maior resistência ao desgaste por cavitação foi o Cr_3C_2 25NiCr. O Gráfico 12 apresenta a curva de perda de massa por cavitação dos revestimentos Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr, destacando o comportamento do desgaste por cavitação em diferentes intervalos de tempo.

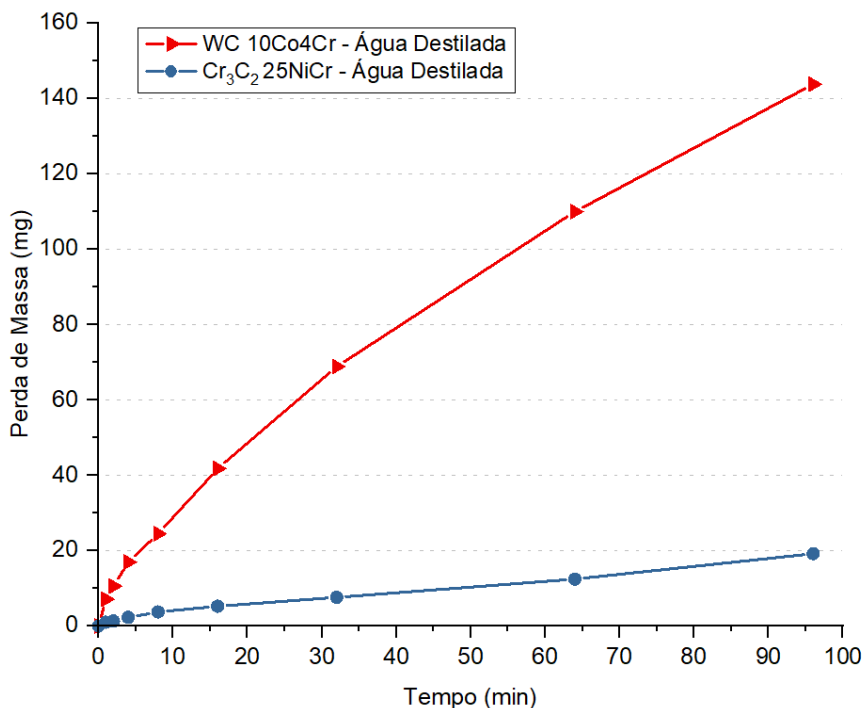


Gráfico 12 - Perda de massa por cavitação dos revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr
 Fonte: Autoria própria

Tendo em vista a diferença de densidade entre os revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr se faz importante também destacar o comportamento de perda volumétrica de ambos revestimentos. Sendo assim, o Gráfico 13 apresenta o desgaste volumétrico do Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr sob o efeito da cavitação.

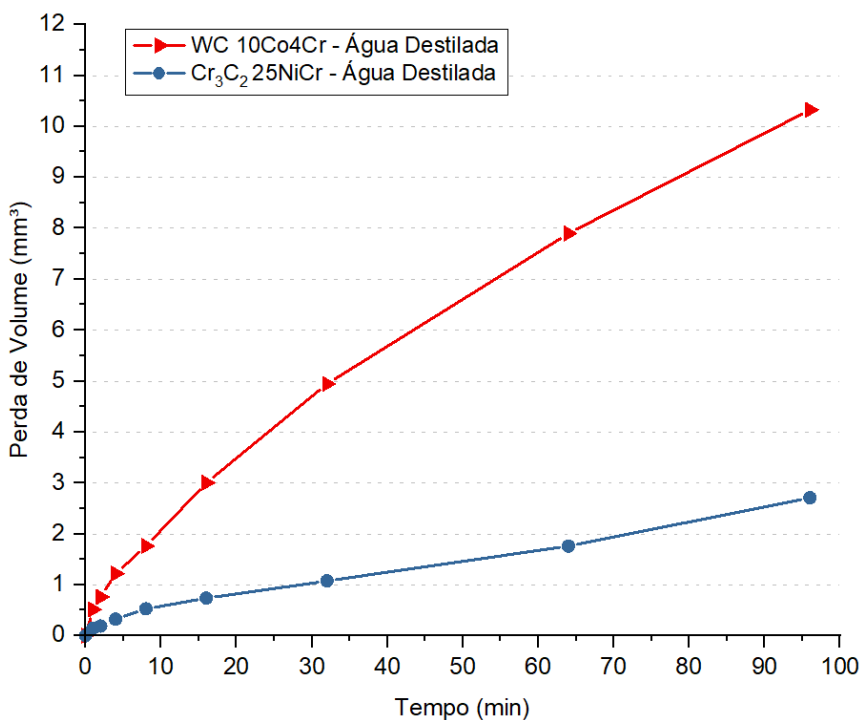


Gráfico 13 - Perda de volume por cavitação dos revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr
 Fonte: Autoria própria

Se comparado os Gráfico 12 e Gráfico 13, percebe-se que quando analisado o comportamento do desgaste por cavitação em termos volumétricos, temos uma aproximação das curvas, diminuindo assim a diferença de resistência entre os revestimentos, no entanto é importante destacar ainda a maior resistência do revestimento Cr₃C₂ 25NiCr no tocante à resistência à cavitação.

De acordo com o Gráfico 13, nota-se que ambos os revestimentos não apresentaram período de incubação, o mesmo foi observado pela literatura (SANTA *et al.*, 2009; TAILLON *et al.*, 2016). Os revestimentos sofreram perda de massa desde o início do ensaio e apresentaram uma taxa de desgaste mais intensa nos primeiros 8 minutos de ensaio. Após este intervalo, os revestimentos mostraram uma evolução linear de desgaste por cavitação até o fim dos ensaios, gerando assim uma taxa de desgaste por cavitação particular para cada um deles.

As taxas em termos mássicos e volumétricos podem ser visualizadas na Tabela 11 a seguir.

Tabela 11 - Taxa de desgaste por cavitação dos revestimentos aspergidos

Revestimento Aspergido	Taxa mássica de desgaste após 8 minutos [mg/h]	Taxa volumétrica de desgaste após 8 minutos [mm ³ /h]
Cr ₃ C ₂ 25NiCr	10,32	1,46
WC 10Co4Cr	80,16	5,75

Fonte: Autoria própria

De modo geral, o revestimento Cr₃C₂ 25NiCr apresentou uma inclinação da curva de desgaste bem inferior ao do WC 10Co4Cr. Deste modo, pode-se afirmar que a taxa de desgaste do Cr₃C₂ 25NiCr é menor e, portanto, apresenta maior resistência à cavitação. Este comportamento entre ambos os revestimentos aspergidos por HVOF também foi encontrado em Santa *et al.* (2009).

Vale destacar que o revestimento Cr₃C₂ 25NiCr com maior tenacidade à fratura e menor nível de porosidade no revestimento apresentou melhores resultados de resistência à cavitação. Esta relação também foi encontrada por (Lamana, Pukasiewicz e Sampath (2018); Lima *et al.* (2004); Varis *et al.* (2014); Wang, Tang e Cha (2015)), onde os autores observaram a forte relação entre tenacidade à fratura e porosidade com a resistência à cavitação do revestimento.

Para o aço CA6NM com tenacidade à fratura muito superior ao dos revestimentos aqui estudados, bem como o baixo percentual de poros da liga fundida,

o comportamento do aço nos ensaios de cavitação foi mais resistente ao fenômeno da cavitação, conforme observado também por Santa *et al.* (2009). O Gráfico 14 apresenta os resultados do desgaste por cavitação do aço CA6NM.

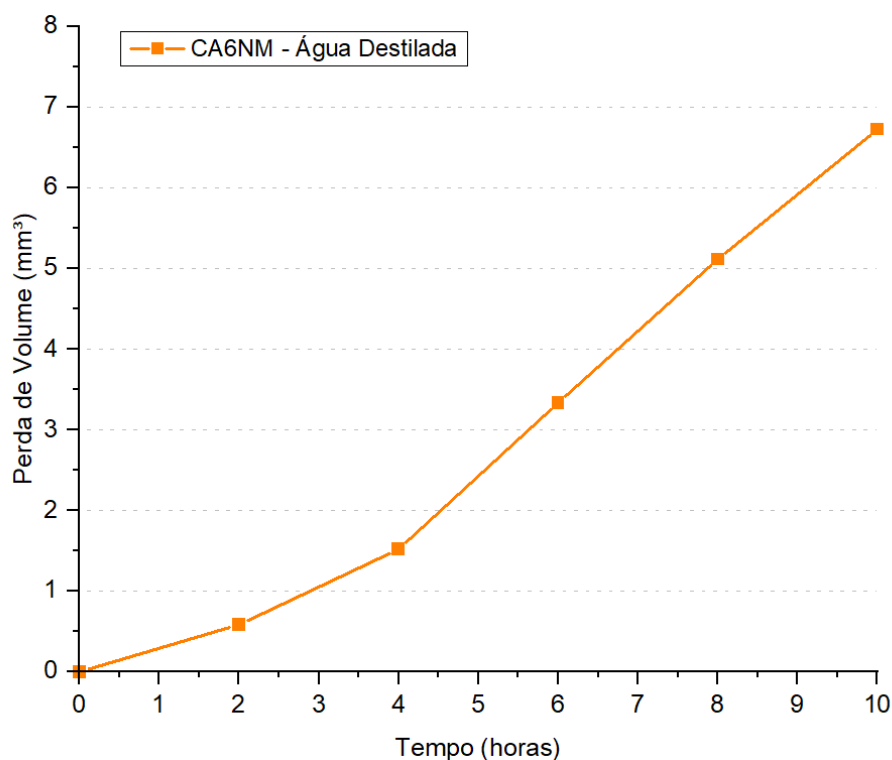


Gráfico 14 - Perda de volume por cavitação do aço CA6NM
Fonte: Autoria própria

Dentro das 4 primeiras horas de ensaio de cavitação houve uma leve variação no volume, o que indica que o aço CA6NM estava dentro do período de incubação no processo de cavitação. Entre 4 e 10 horas de ensaio o comportamento da perda volumétrica por cavitação do aço CA6NM se intensificou, mantendo uma taxa de desgaste de 0,9 mm³/h. Taxa esta que se comparada aos revestimentos aspergidos foi inferior, demonstrando assim a maior resistência à cavitação do aço CA6NM.

4.2.2. Avaliação do Desgaste Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas

Dentre as diferentes variações de micropartículas de areia no fluido e revestimentos depositados, a amostra que apresentou melhor resistência ao desgaste por cavitação foi o Cr₃C₂ 25NiCr quando submetido ao ensaio de cavitação com água destilada pura, sem adição de areia. Por outro lado, a amostra que apresentou a

menor resistência ao desgaste por cavitação foi o WC 10Co4Cr, a qual foi submetida ao ensaio de cavitação com areia. Isto pode ser visualizado no Gráfico 15.

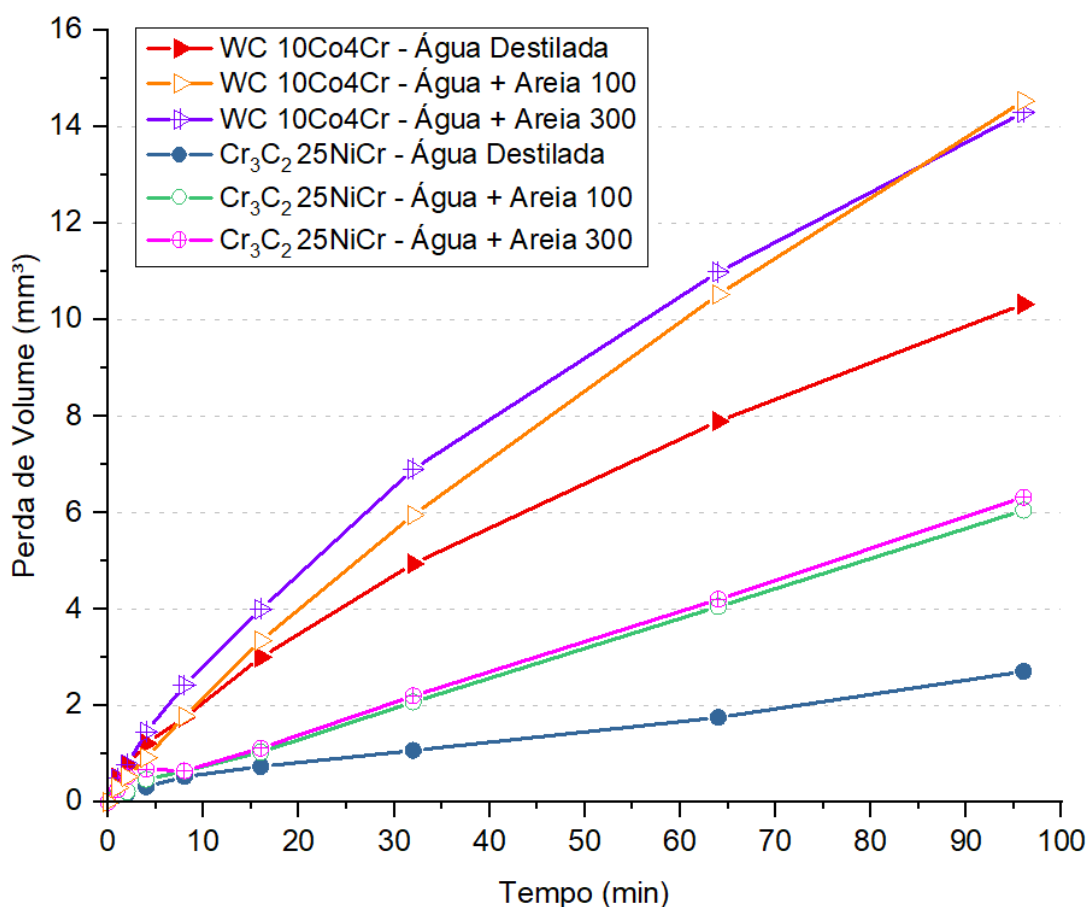


Gráfico 15 - Perda de volume dos revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr no processo de cavitação em fluido com e sem areia
 Fonte: Autoria própria

Para ambos os revestimentos, nota-se um comportamento bem distinto entre as curvas de desgaste das amostras sujeitas aos ensaios de cavitação com areia e sem areia. Enquanto que as curvas dos ensaios com areia 100 e areia 300 apresentaram comportamentos bem próximos, não se pode afirmar que houve uma variação no desgaste entre as diferentes areias estudadas (Gráfico 15).

Todas as curvas do Gráfico 15, incluindo dos revestimentos ensaiados com adição de areia, não apresentaram período de incubação, sofrendo perda de volume desde o início do ensaio com uma taxa de desgaste mais intensa nos primeiros 8 minutos de ensaio, e na sequência uma evolução linear de desgaste por cavitação até o fim dos ensaios. Estas taxas podem ser visualizadas no Gráfico 16 a seguir.

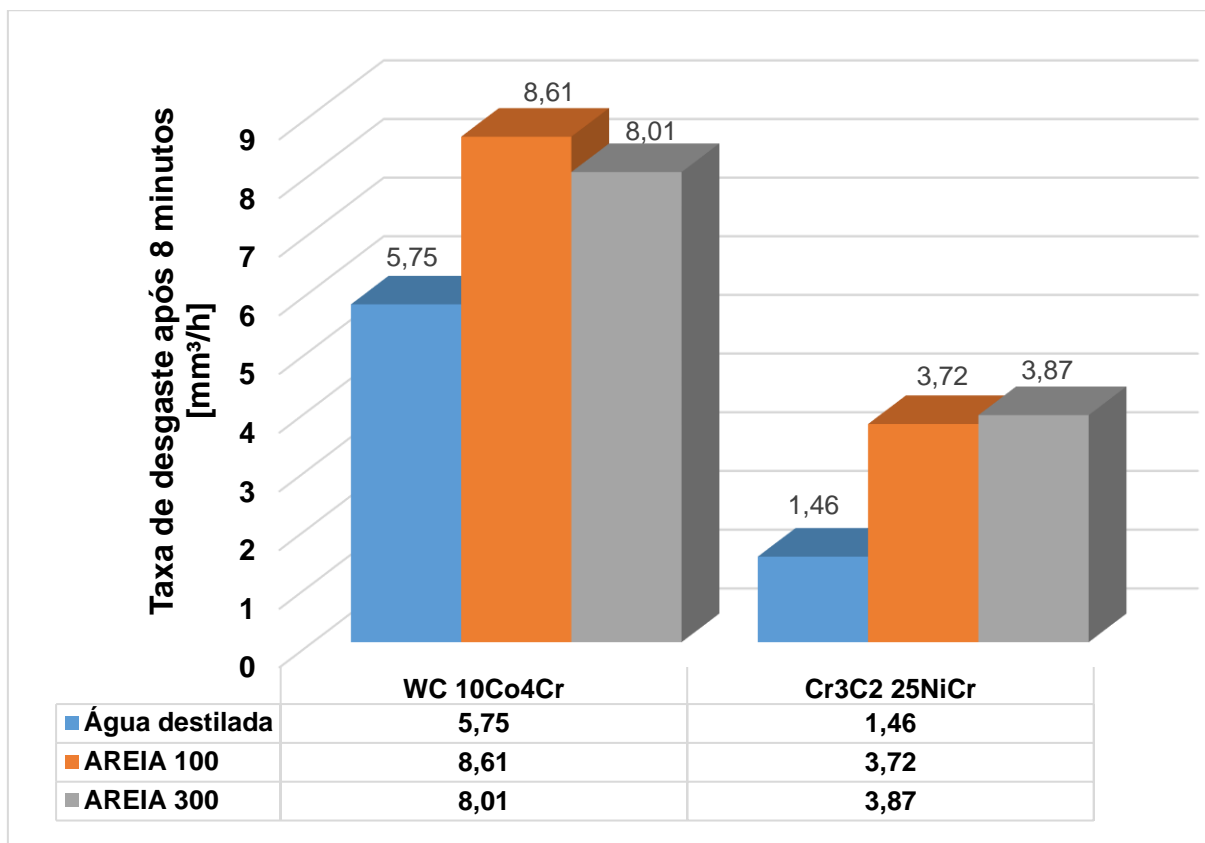


Gráfico 16 - Taxa de desgaste dos revestimentos nos diferentes ensaios de cavitação
Fonte: Autoria própria

Quando avaliada a taxa de desgaste por cavitação entre os ensaios com e sem areia (Gráfico 16), nota-se um claro aumento na taxa de desgaste em ensaios de cavitação com a presença de areia, tanto areia 100 quanto areia 300. Esse aumento na taxa corresponde a aproximadamente 40% para o WC 10Co4Cr, que partiu de 5,75 mm³/h para um valor médio com areia de 8,3 mm³/h. Enquanto que para o Cr₃C₂ 25NiCr esse aumento na taxa foi ainda maior, chegando a aproximadamente 260% de aumento no desgaste por cavitação em fluido com adição de areia, de 1,46 para 3,8 mm³/h. Estudos como (Chen *et al.* (2007); Gou *et al.* (2018); Jin *et al.* (1986)) também observaram desgastes por cavitação mais severos quando avaliado em fluido contendo micropartículas sólidas.

O significativo aumento na taxa de desgaste por cavitação, quando submetidos a fluidos com adição de areia, sugere que o efeito erosivo que os grãos de areia podem causar na superfície do revestimento podem ser expressivos, podendo este variar de material para material. Em uma equação simples pode-se observar a influência do efeito erosivo causado pela areia, conforme Equação 2 e Equação 3, onde foi exemplificado o cálculo para ensaios com areia 300.

$$ERO_w = SIN_w - CAV_w \quad (2)$$

$$ERO_w = 8,01 - 5,75$$

$$ERO_w = 2,26 \frac{mm^3}{h}$$

$$ERO_{cr} = SIN_{cr} - CAV_{cr} \quad (3)$$

$$ERO_{cr} = 3,87 - 1,46$$

$$ERO_{cr} = 2,41 \frac{mm^3}{h}$$

onde que ERO trata-se da taxa de desgaste erosivo causada pela areia no ensaio, SIN sendo definido pela taxa de desgaste sinérgico gerado no ensaio de cavitação com areia e CAV a taxa de desgaste por cavitação em água sem a adição de areia, todas as variáveis medidas em mm³/h, o subíndice w refere-se ao WC 10Co4Cr enquanto o subíndice cr ao Cr₃C₂ 25NiCr.

Os resultados da Equação 2, Equação 3 e Gráfico 16 demonstram que para o Cr₃C₂ 25NiCr, o efeito erosivo das micropartículas durante o processo de cavitação apresentou maior efeito (2,41 mm³/h contra 2,26 mm³/h), tanto em termos quantitativos quanto percentuais.

Se comparado o diferencial das taxas de desgaste por cavitação com água destilada entre os revestimentos, temos um uma razão de quase 4 vezes maior para o revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr. No entanto, quando avaliado esse diferencial nos ensaios com água e areia, temos uma queda maior, chegando a quase 2 vezes. Apesar do destaque do Cr₃C₂ 25NiCr no tocante à resistência à cavitação, os valores sugerem a maior sensibilidade do mesmo ao efeito erosivo das micropartículas de areia, o que indica que se avaliado exclusivamente o efeito erosivo das micropartículas sólidas, o WC 10Co4Cr tende a apresentar resultados de resistência ao desgaste erosivo superior ao Cr₃C₂ 25NiCr.

Na literatura, a intensidade do desgaste por cavitação pode ser influenciada pelo tamanho e formato das partículas presentes no fluido, onde grãos maiores e em formato angular podem danificar com mais intensidade a superfície dos revestimentos (CHEN *et al.*, 2007; GOU *et al.*, 2018; GREWAL; AGRAWAL; SINGH, 2013). No entanto, quando comparado os resultados dos ensaios nas diferentes areias estudadas, areia 100 (areia mais fina e arredondada) e areia 300 (areia mais grossa e angular), os mesmos não se comportaram da forma esperada e não se pode afirmar

que houve diferenciação na taxa de desgaste entre os ensaios com areia 100 e areia 300, uma vez que os valores de taxa são muito próximos para ambos os revestimentos estudados. Conforme apresentado no Gráfico 16 anterior.

Desta forma, com intuito comparativo, o Gráfico 17 apresenta o comportamento do aço CA6NM sob ensaio sinérgico de cavitação/erosão em ensaio com areia 300.

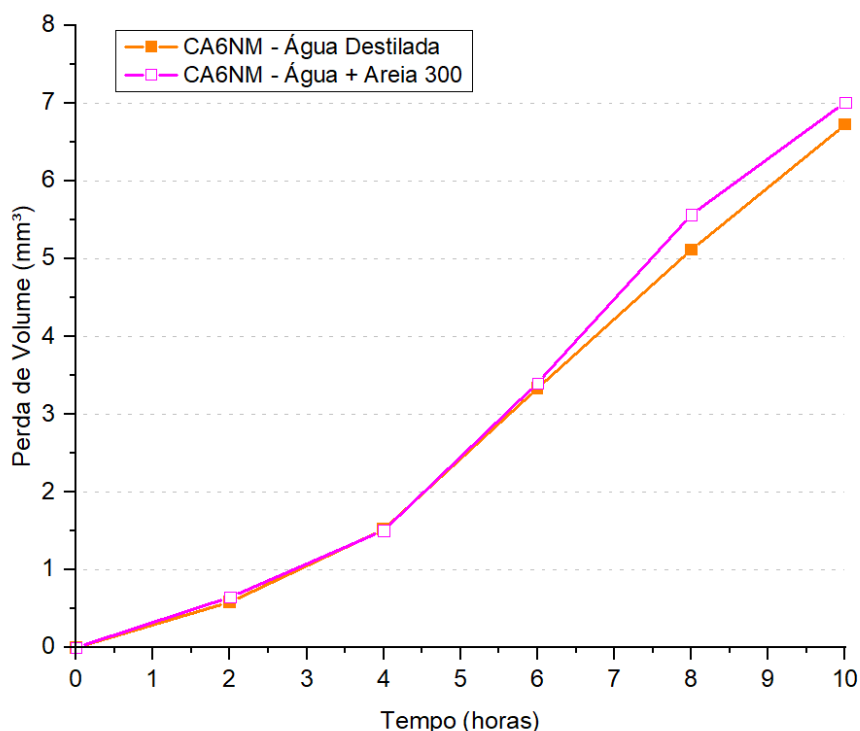


Gráfico 17 - Perda de volume do aço CA6NM no processo de cavitação em fluido com e sem areia
Fonte: Autoria própria

De modo contrário aos resultados obtidos nos revestimentos, pode-se notar no Gráfico 19 que independente da adição de areia nos ensaios, os resultados de cavitação do aço CA6NM com e sem areia ficaram muito próximos e não é possível afirmar que houve variação no desgaste entre os ensaios. Os resultados sugerem que a energia do processo de cavitação transferida às micropartículas de areia nos ensaios não foi suficientemente elevada, sem alterar a energia absorvida pelo aço CA6NM, e as mesmas não foram capazes de gerar danos erosivos na superfície do aço. Desta forma, o aço sofreu desgastes praticamente de forma exclusivamente gerado pelo efeito de implosão das microbolhas do fenômeno da cavitação, sem influência significativa da areia. Vale ressaltar que o aço CA6NM apresenta elevado nível de absorção de energia, com tenacidade à fratura na faixa de $250 \text{ MPa.m}^{1/2}$

(CHEN; VERREMAN, 2013), contra 4,6 e 3,2 MPa.m^{1/2} dos revestimentos Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr também avaliados neste trabalho.

4.2.3. Mecanismo de Desgaste por Cavitação

Na Figura 31 é apresentada a evolução do desgaste por cavitação do revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr em diferentes intervalos de tempo.

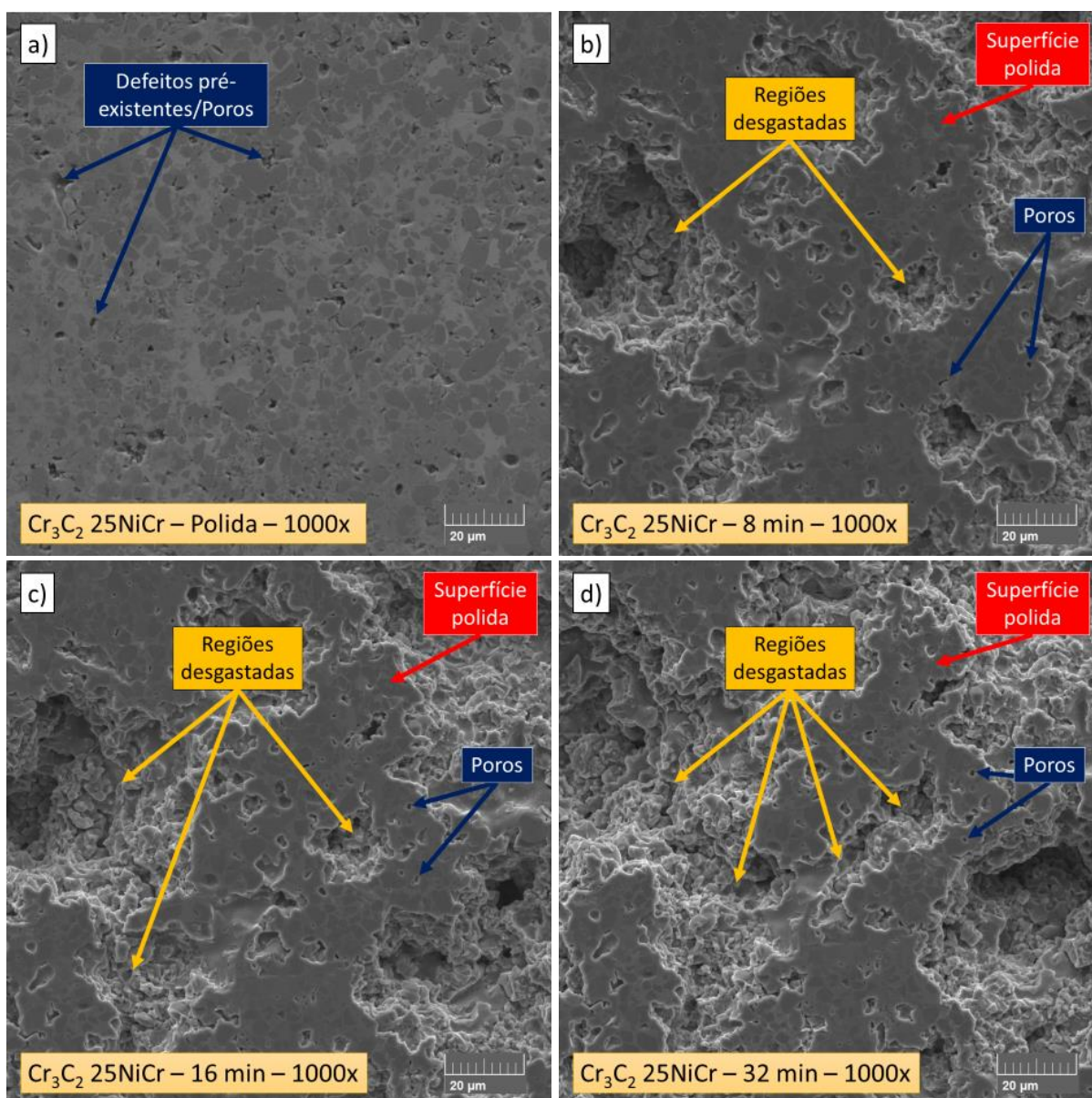


Figura 31 - Evolução do desgaste por cavitação do revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr; (a) Superfície polida sem cavitação; (b) Após 8 min; (c) Após 16 min; (d) Após 32 min
Fonte: Autoria própria

Na sequência, a Figura 32 apresenta a evolução do desgaste por cavitação do revestimento de WC 10Co4Cr em diferentes intervalos de tempo.

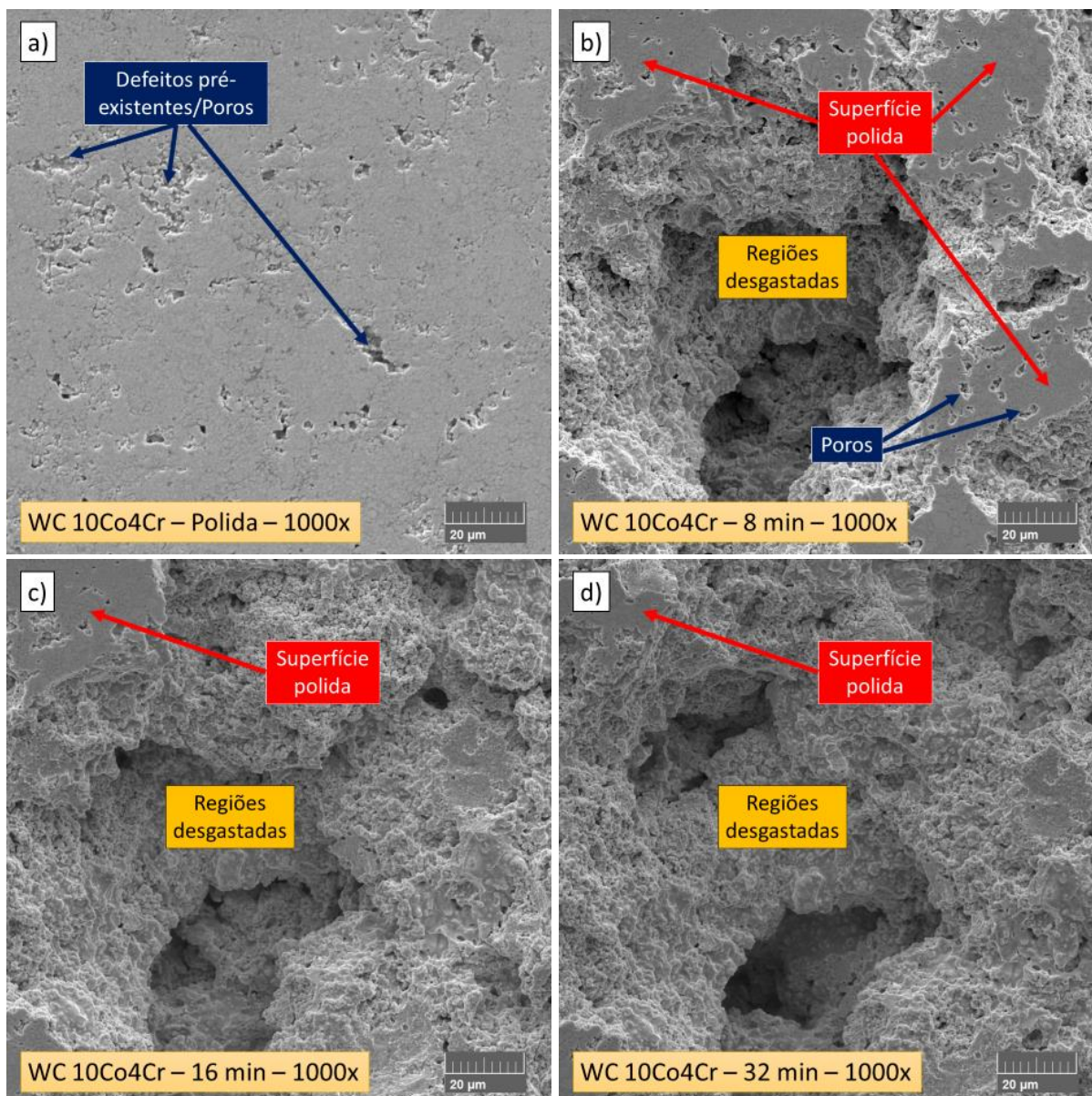


Figura 32 - Evolução do desgaste por cavitação do revestimento de WC 10Co4Cr; (a) Superfície polida sem cavitação; (b) Após 8 min; (c) Após 16 min; (d) Após 32 min
Fonte: Autoria própria

É possível perceber nas Figura 31 e Figura 32 que, já no intervalo de 8 minutos de ensaio, ambos os revestimentos apresentaram regiões bem desgastadas pelo efeito da cavitação. Com o avanço dos ensaios esse desgaste se tornou ainda maior, aos 32 minutos de ensaio percebe-se que boa parte da superfície antes existente foi totalmente arrancada, principalmente quando analisado o efeito da cavitação na amostra de WC 10Co4Cr que apresentou maior perda de material.

De modo semelhante aos resultados obtidos por Lamana (2017), destacam-se os poros e a interface entre as lamelas como pontos de menor resistência dos revestimentos, e conseqüentemente mais susceptíveis a perda de massa. Resultados parecidos foram também observados por Kumar *et al.* (2016), onde o dano de cavitação aparenta se iniciar nas proximidades dos poros dos revestimentos.

Conforme pode ser visualizado nas Figura 31 e Figura 32, o processo de perda de massa foi muito similar em ambos os revestimentos, com a perda de material começando predominantemente nos poros e defeitos pré-existentes, e assim se expandindo para o restante do revestimento. Isto justifica o desgaste por cavitação mais severo do WC 10Co4Cr, uma vez que o revestimento apresentou níveis mais elevados de porosidade quando comparado ao Cr₃C₂ 25NiCr.

Wang, Tang e Cha (2015) observaram em seu estudo a geração e propagação de microtrincas no revestimento de WC 10Co4Cr, o que levou a um grande número de partículas sendo continuamente retirada da superfície. Neste trabalho, foi observado no revestimento WC 10Co4Cr a presença de microtrincas e uma elevada quantidade de material removido pelo efeito da cavitação, conforme Figura 33. No entanto, para o Cr₃C₂ 25NiCr (com maior tenacidade à fratura) não foi observado a presença de trincas no revestimento (Figura 34). Em ambos os revestimentos aspergidos é claro perceber o elevado nível de partículas que foram retiradas da superfície.

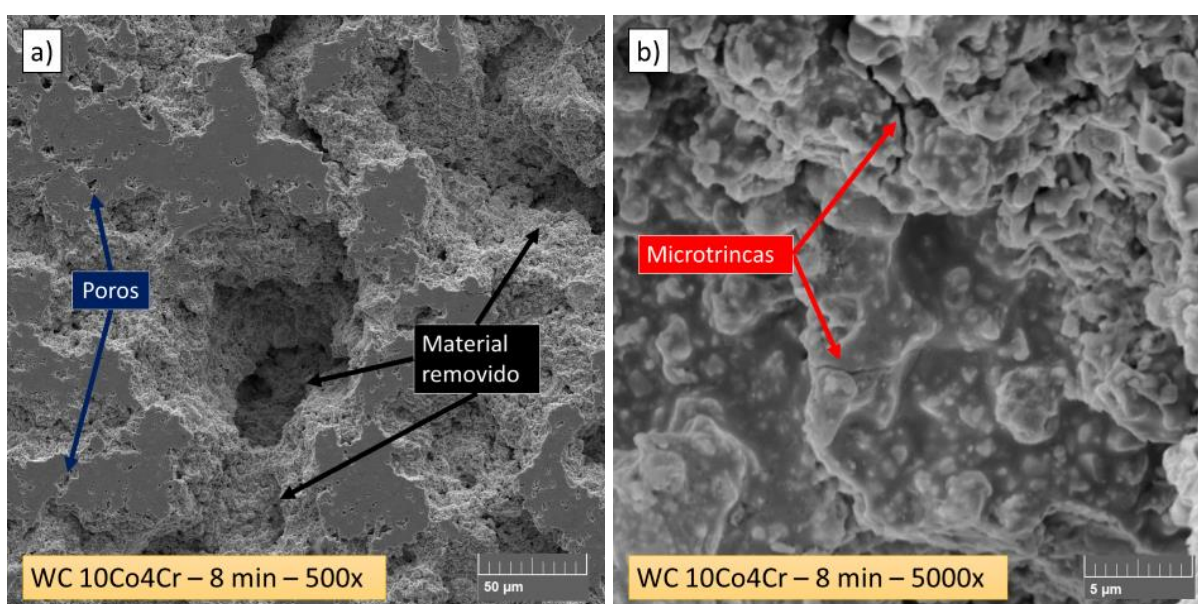


Figura 33 - Mecanismo de desgaste presente no revestimento WC 10Co4Cr sob efeito do fenômeno da cavitação; (a) Ampliação de 500x; (b) Ampliação de 5000x
Fonte: Autoria própria.

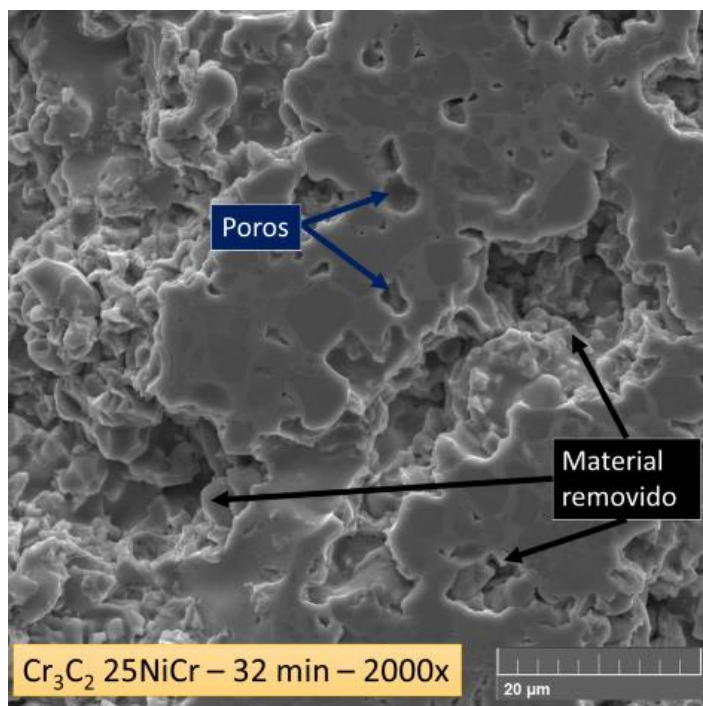


Figura 34 - Mecanismo de desgaste presente no revestimento Cr_3C_2 25NiCr sob efeito do fenômeno da cavitação
Fonte: Autoria própria

Tendo em vista que a tenacidade à fratura dos revestimentos está relacionada com a coesão das lamelas, a facilidade de formação e propagação de trincas e assim consequentemente a resistência à cavitação (LAMANA; PUKASIEWICZ; SAMPATH, 2018; LIMA *et al.*, 2004; VARIS *et al.*, 2014; WANG; TANG; CHA, 2015), os revestimentos Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr apresentaram comportamentos de desgaste por cavitação conforme o esperado, uma vez que o revestimento de Cr_3C_2 25NiCr com maior percentual de matriz metálica tenaz e menor porosidade apresentou maior tenacidade à fratura e consequente maior resistência à cavitação.

De modo geral, os resultados indicam que a resistência à cavitação dos revestimentos sofreu influência das propriedades como tenacidade à fratura e porosidade dos revestimentos, enquanto que para a dureza superficial a resistência à cavitação não apresentou relação.

4.2.4. Mecanismo de Desgaste Após Ensaio Sinérgico Cavitação/Erosão em Fluido com Partículas Sólidas

De forma semelhante aos ensaios de cavitação em água destilada pura, os ensaios sinérgicos de cavitação/erosão com areia também apresentaram regiões bem

desgastadas já nos primeiros minutos de ensaio, porém este desgaste foi mais intenso nos ensaios com a presença de areia, como pode ser visualizado comparando as regiões desgastadas que foram destacadas nas Figura 35 e Figura 36.

As Figura 35 e Figura 36 apresentam, respectivamente, imagens das superfícies dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr submetidas ao fenômeno da cavitação com areia 300.

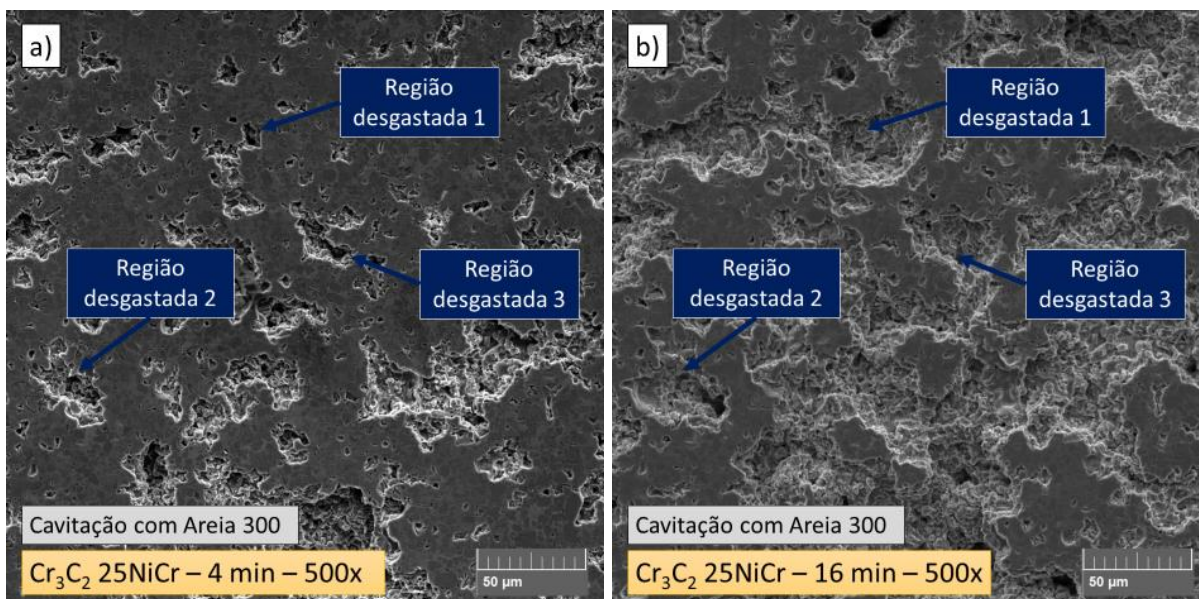


Figura 35 - Superfície do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr desgastada por cavitação com areia 300 em diferentes intervalos de tempo; (a) 4 minutos de ensaio; (b) 16 minutos de ensaio
Fonte: Autoria própria

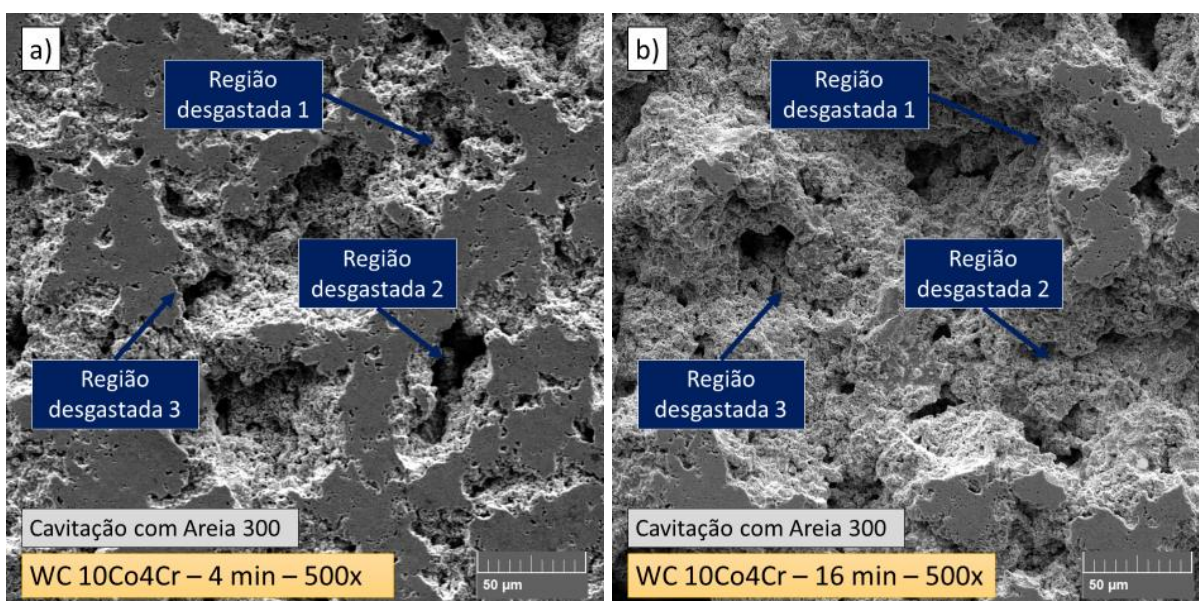


Figura 36 - Superfície do revestimento de WC 10Co4Cr desgastada por cavitação com areia 300 em diferentes intervalos de tempo; (a) 4 minutos de ensaio; (b) 16 minutos de ensaio
Fonte: Autoria própria

O modo de desgaste dos revestimentos nos ensaios de cavitação com areia continuou se iniciando preferencialmente nos defeitos pré-existentes do material aspergido, como nos poros na superfície, e assim se expandindo para o restante do revestimento, como pode ser visualizado nas regiões desgastadas indicadas na Figura 35 e Figura 36. Resultados semelhantes são encontrados também em Lamana, Pukaszewicz e Sampath (2018).

No entanto, a presença de areia nos ensaios de cavitação pode ter afetado no mecanismo de perda de massa dos revestimentos de Cr_3C_2 e WC estudados. O efeito combinado da implosão de microbolhas na cavitação, juntamente com o efeito erosivo das micropartículas de areia presentes indicam maior presença de trincas na superfície desgastada, ocorrendo preferencialmente entre as fases duras e macias de carbonetos e matriz. Estudos como Jin *et al.* (1986) e Hong *et al.* (2013) suportam esta afirmação, os mesmos também encontraram a formação de trincas em ensaios com areia, o primeiro notou a presença de trincas em revestimento de Cr_3C_2 NiCr sob cavitação com areia, enquanto o segundo destacou a maior presença de trincas em liga de aço inoxidável quando sujeita a cavitação com areia.

A presença de trincas nos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr pode ser visualizada na Figura 37, as imagens ressaltam trincas entre carbonetos e matriz para ambos os revestimentos, bem como a fissura de carboneto que ocorreu no revestimento de Cr_3C_2 25NiCr.

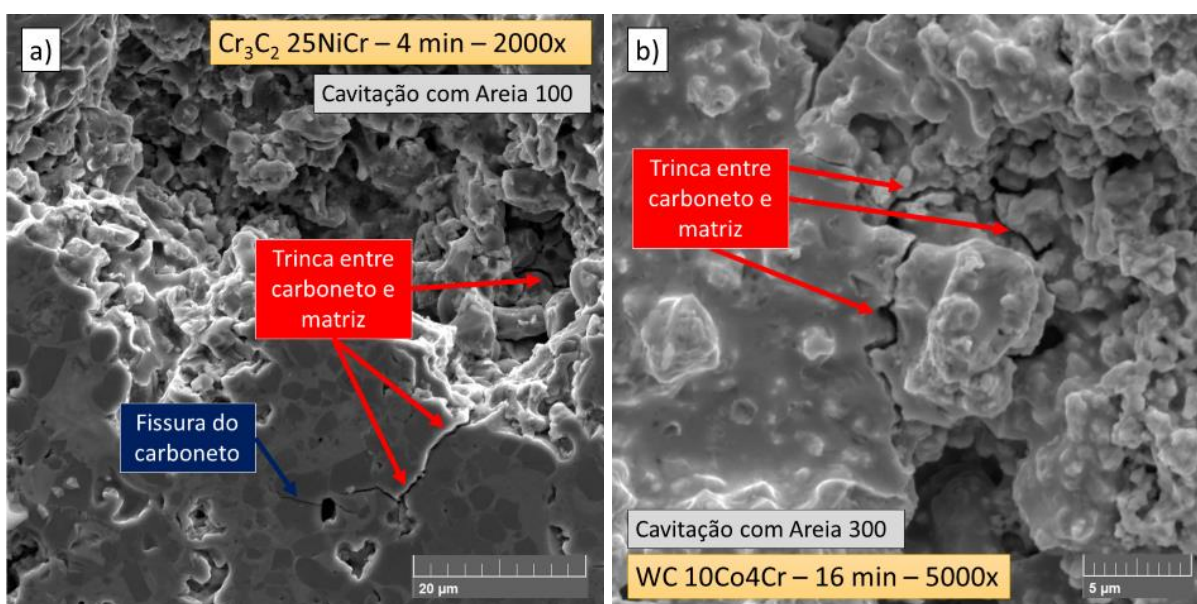


Figura 37 - Mecanismos de desgastes presentes nos ensaios de cavitação com areia dos diferentes revestimentos aspergidos; (a) Cr_3C_2 25NiCr e Areia 100; (b) WC 10Co4Cr e Areia 300
Fonte: Autoria própria

O mecanismo responsável pela perda de material nos ensaios de cavitação com areia dos revestimentos Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr basicamente se dividem em dois modos distintos. Estes efeitos são melhores visualizados na Figura 38. Primeiramente ocorre um desgaste preferencial da matriz metálica mais macia, NiCr ou CoCr, com a formação de trincas entre as fases, que por sua vez resulta na maior exposição das fases duras dos carbonetos. Na sequência, esta exposição faz com que os carbonetos se desprendam da superfície e sejam removidos com maior facilidade, gerando uma perda de massa e volume do material. Na literatura, estes mecanismos também foram observados por (Hong *et al.* (2013); Wang, Tang e Cha (2015)).

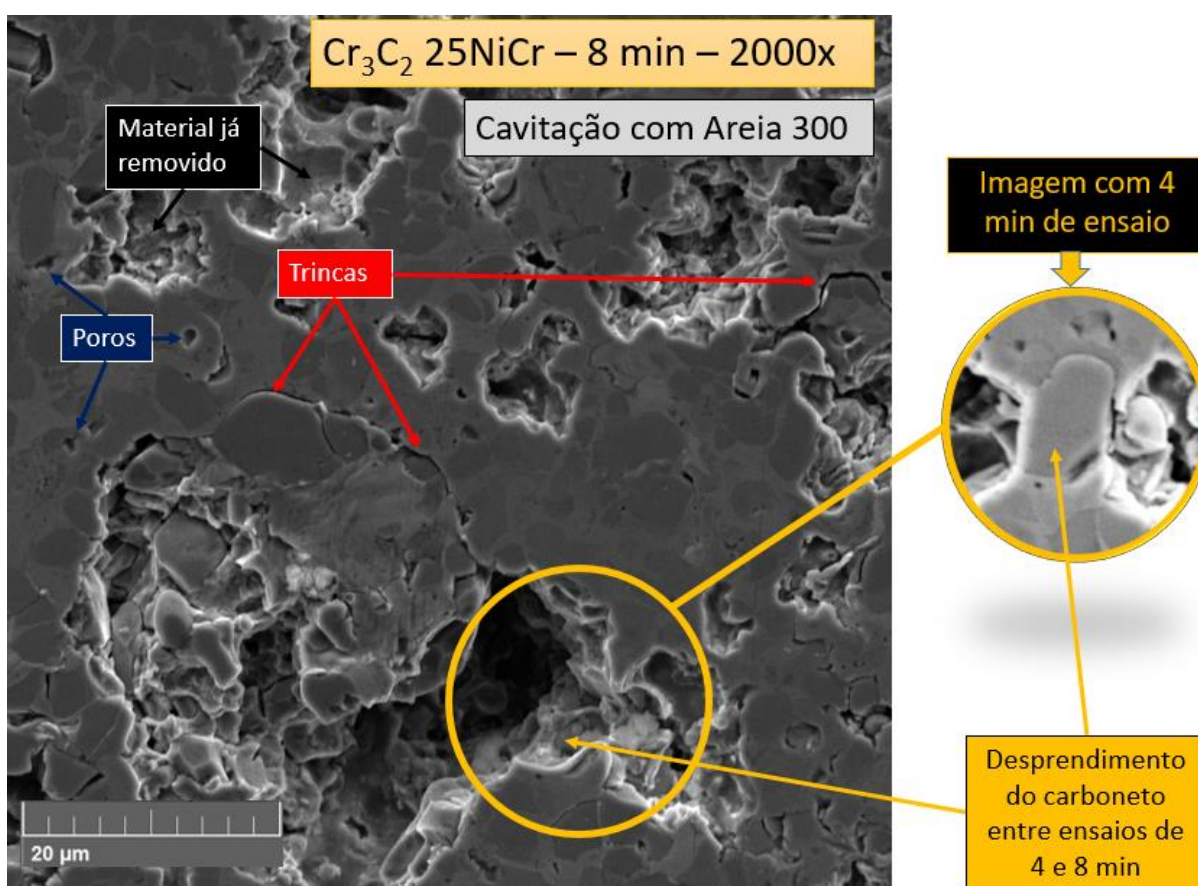


Figura 38 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de cavitação com areia 300 do revestimento de Cr_3C_2 25NiCr
 Fonte: Autoria própria

Os resultados sugerem que a formação de trincas e o desprendimento dos carbonetos pode ter se intensificado com a presença de micropartículas de areia impactando a superfície dos revestimentos, o que justifica taxas de desgaste mais elevadas em ensaios de desgaste por cavitação com areia. Hong *et al.* (2013) encontrou comportamento muito semelhante para revestimento de Cr_3C_2 NiCr.

4.3. ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR JATO DE LAMA

4.3.1. Avaliação do Desgaste Erosivo por Jato de Lama

O resultado da perda de massa por jato de lama dos revestimentos aspergidos com ângulo de impacto de 90° pode ser observado no Gráfico 18. O revestimento que apresentou maior resistência ao desgaste erosivo por jato de lama foi o WC 10Co4Cr quando comparado com o Cr_3C_2 25NiCr. Resultados estes que se diferenciam aos obtidos nos ensaios de resistência à cavitação.

Visando um referencial da resistência ao desgaste erosivo destes revestimentos com o aço inox CA6NM, o Gráfico 18 também apresenta a curva de perda de material do aço CA6NM.

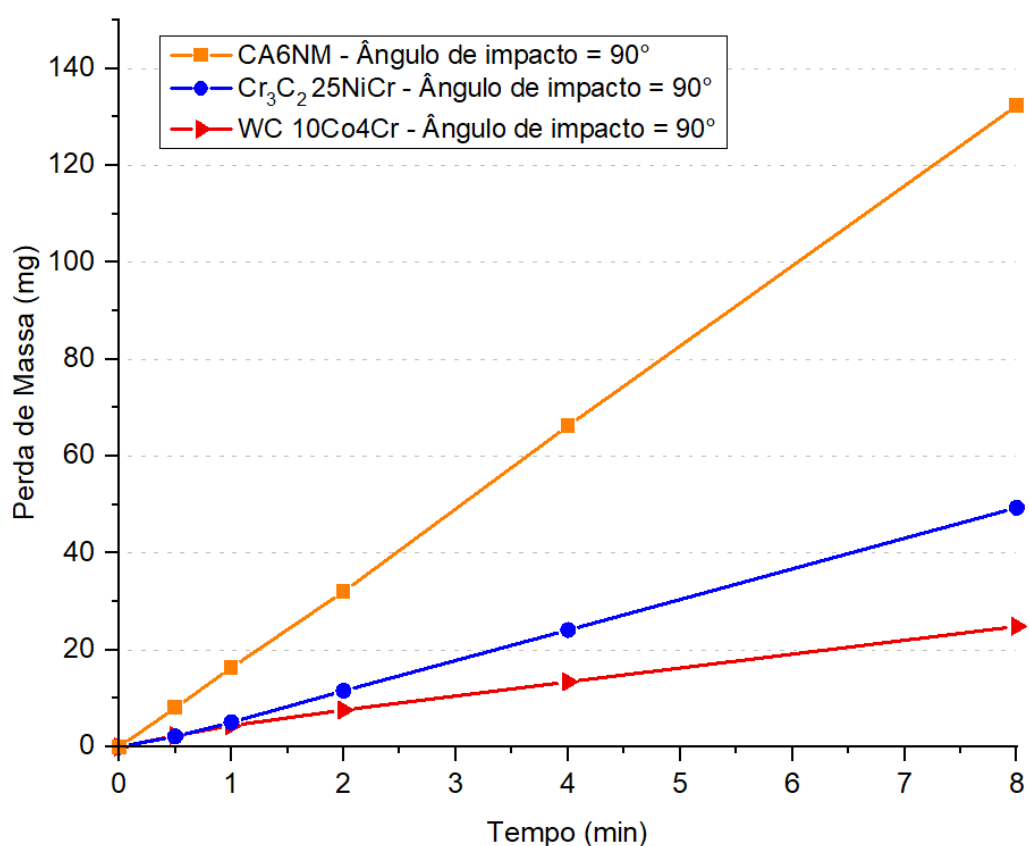


Gráfico 18 - Perda de massa por jato de lama dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr ensaiados com ângulo de impacto de 90°
Fonte: Autoria própria

Como os materiais tem diferentes densidades, o desgaste por jato de lama também foi avaliado em termos volumétricos. O Gráfico 19 apresenta o desgaste

volumétrico do aço CA6NM e dos revestimentos Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr sob o efeito do jato de lama.

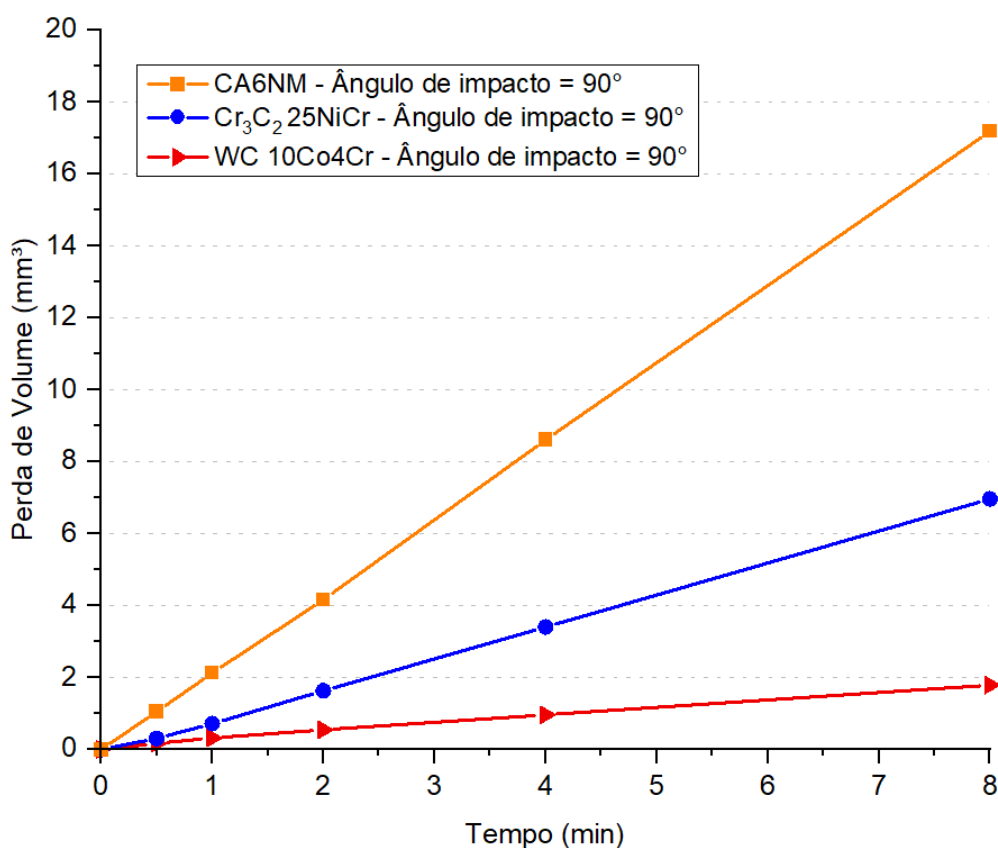


Gráfico 19 - Perda de massa por jato de lama dos revestimentos de Cr_3C_2 25NiCr e WC 10Co4Cr ensaiados com ângulo de impacto de 90°
 Fonte: Autoria própria

Se comparado o Gráfico 18 e Gráfico 19, percebe-se que quando analisado o comportamento do desgaste erosivo por jato de lama em termos volumétricos, temos uma maior separação das curvas, aumentando assim o diferencial de resistência entre os revestimentos. Vale salientar ainda a menor perda de massa do revestimento WC 10Co4Cr no tocante à resistência à erosão por jato de lama. Comportamentos semelhantes comparando a resistência ao desgaste erosivo entre revestimentos aspergidos com aços inoxidáveis também foram encontrados por (Santa *et al.* (2009); Singh e Mohapatra (2011); Xie *et al.* (2015)).

O Gráfico 19 mostra uma evolução linear da perda volumétrica, evolução essa que se manteve do início ao fim dos ensaios em todas as amostras analisadas. Os resultados mostraram uma menor perda de volume para o revestimento WC 10Co4Cr com valores de 1,9 mm³ em 8 minutos de ensaio, enquanto que o revestimento Cr_3C_2 25NiCr apresentou 6,7 mm³ de perda volumétrica no mesmo intervalo de tempo. Vale

salientar que ambos os revestimentos apresentaram maior resistência erosiva que o CA6NM, o qual sofreu uma perda volumétrica mais intensa, atingindo 17,2 mm³ também em 8 minutos de ensaio. Para cada material ensaiado, é apresentado a taxa de perda mássica e volumétrica causada pelo efeito erosivo do jato de lama posicionado a 90° (Tabela 12).

Tabela 12 - Taxa de desgaste erosivo por jato de lama a 90° dos materiais estudados

Material	Taxa mássica de desgaste [mg/min]	Taxa volumétrica de desgaste [mm ³ /min]
Cr ₃ C ₂ 25NiCr	6,24	0,88
WC 10Co4Cr	3,04	0,22
CA6NM	16,58	2,15

Fonte: Autoria própria

De modo geral, o revestimento WC 10Co4Cr apresentou taxa de desgaste menor que o Cr₃C₂ 25NiCr, onde ambas os revestimentos se destacaram com taxas de desgaste bem inferiores quando comparado com o aço CA6NM. Comportamentos parecidos foram também obtidos por (Singh e Mohapatra (2011); Xie *et al.* (2015)). Pode-se afirmar que a resistência ao efeito erosivo do jato de lama de revestimentos aspergidos é maior, chegando a um acréscimo de quase 10 vezes na resistência quando comparado o aço CA6NM com o revestimento de WC 10Co4Cr. Resultados encontrados por (Santa *et al.* (2009); Singh e Mohapatra (2011); Xie *et al.* (2015)) afirmam comportamentos semelhantes. Para o revestimento de WC estudado por Santa *et al.* (2009) esse acréscimo atingiu pico de até 16 vezes na resistência ao desgaste.

Tendo em vista que o tamanho médio dos carbonetos de WC foi menor que os carbonetos de Cr₃C₂, o revestimento WC 10Co4Cr por consequência apresentou uma maior distribuição de partículas duras no revestimento, uniformidade essa que pode ter colaborado com a maior resistência ao desgaste por jato de lama deste revestimento.

No entanto, a tenacidade à fratura e porosidade dos revestimentos apresentaram menor influência nos resultados de desgaste por jato de lama.

Vale destacar que os resultados encontrados nos ensaios de jato de lama tiveram comportamentos inversos aos encontrados nos ensaios de cavitação, enquanto o WC 10Co4Cr apresentou menor resistência à cavitação, este mesmo

revestimento apresentou melhor resistência ao jato de lama quando comparado ao Cr_3C_2 25NiCr.

4.3.2. Avaliação do Desgaste Erosivo por Jato de Lama sob Diferentes Ângulos de Impacto

Além dos ensaios com ângulo de impacto do jato de lama de 90° , também foram obtidos resultados do desgaste erosivo em 30° e 60° . De modo semelhante ao encontrado em ângulo de impacto de 90° , ambos os revestimentos apresentaram maior resistência erosiva que o aço CA6NM.

Os resultados indicam uma variação no desgaste erosivo dos materiais em função do ângulo de impacto trabalhado. No Gráfico 20, Gráfico 21 e Gráfico 22 é possível observar mais detalhadamente o desgaste erosivo do Cr_3C_2 25NiCr, WC 10Co4Cr e CA6NM nos diferentes ângulos de impacto, respectivamente.

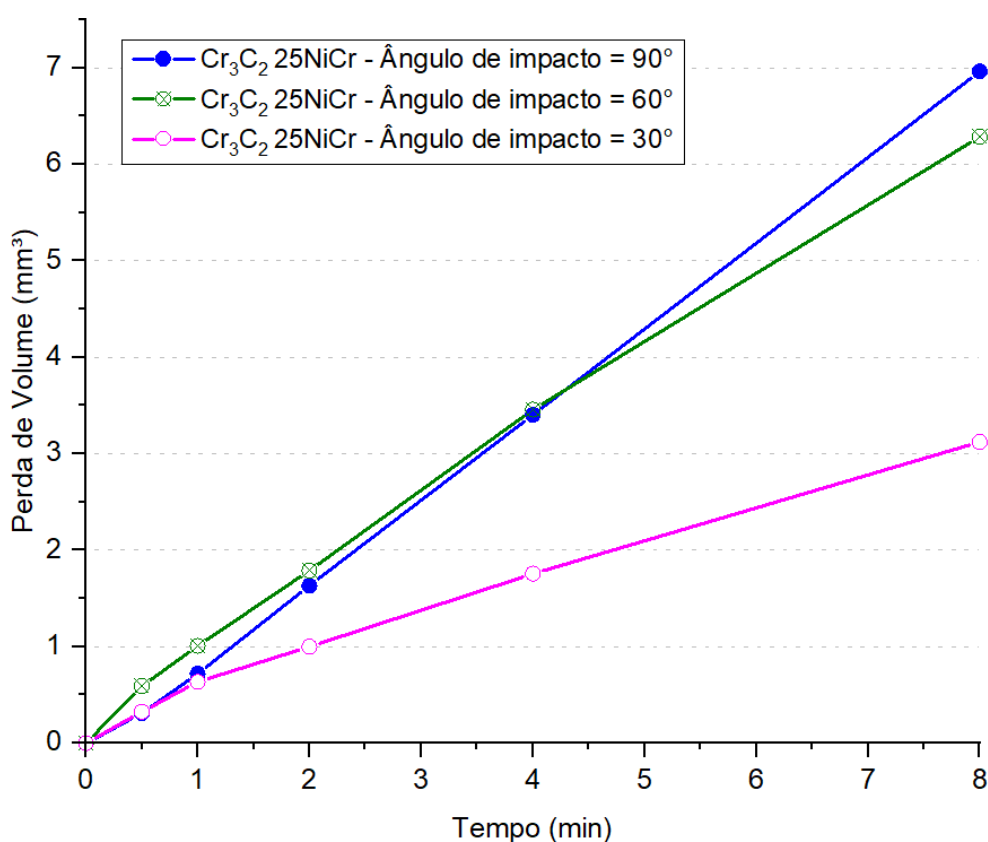


Gráfico 20 - Perda de volume por jato de lama do Cr_3C_2 25NiCr em diferentes ângulos de impacto

Fonte: Autoria própria

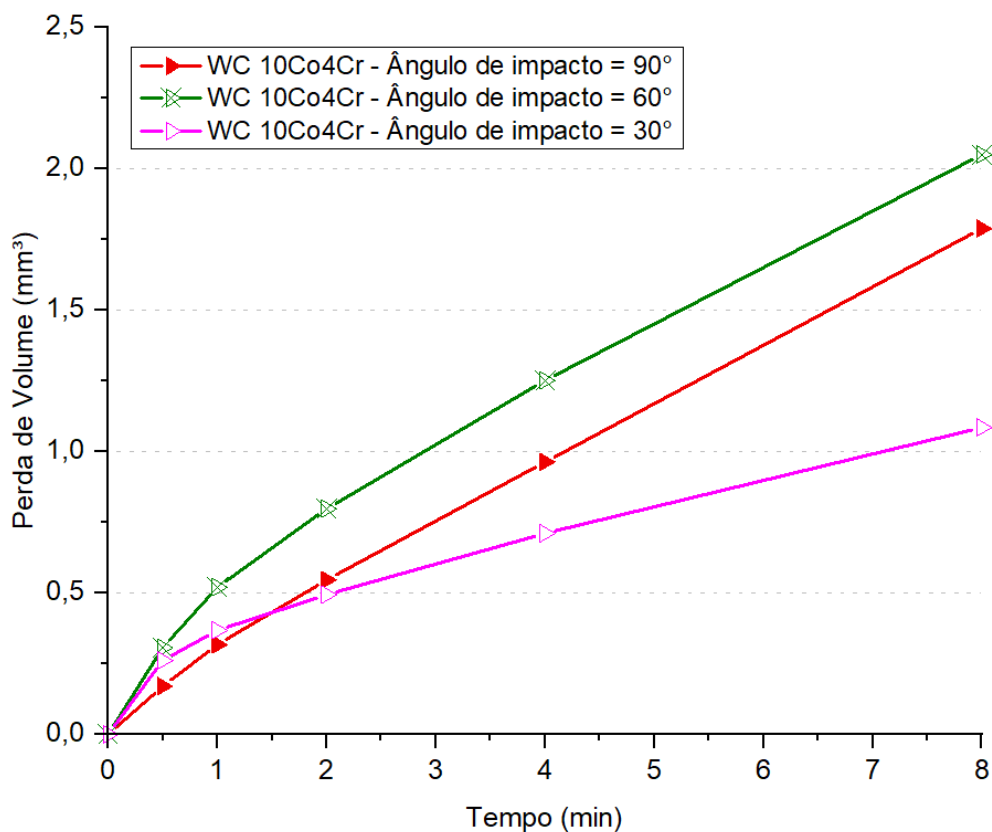


Gráfico 21 - Perda de volume por jato de lama do WC 10Co4Cr em diferentes ângulos de impacto
 Fonte: Autoria própria

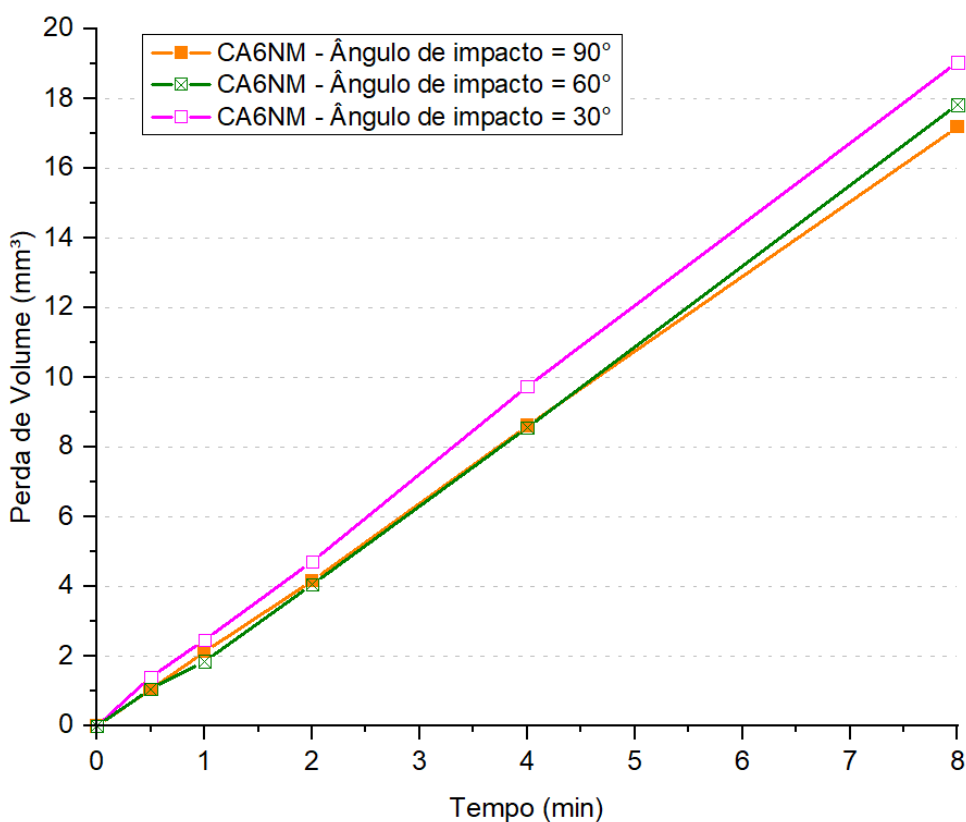


Gráfico 22 - Perda de volume por jato de lama do CA6NM em diferentes ângulos de impacto
 Fonte: Autoria própria

De acordo com o Gráfico 20, Gráfico 21 e Gráfico 22, além da variação no desgaste erosivo dos materiais em função do ângulo de impacto, também pode se observar um comportamento distinto entre os revestimentos e o aço CA6MN. Desta forma, o Gráfico 23 a seguir aponta as taxas de perda volumétrica por jato de lama de cada material nos ângulos de 30°, 60° e 90°.

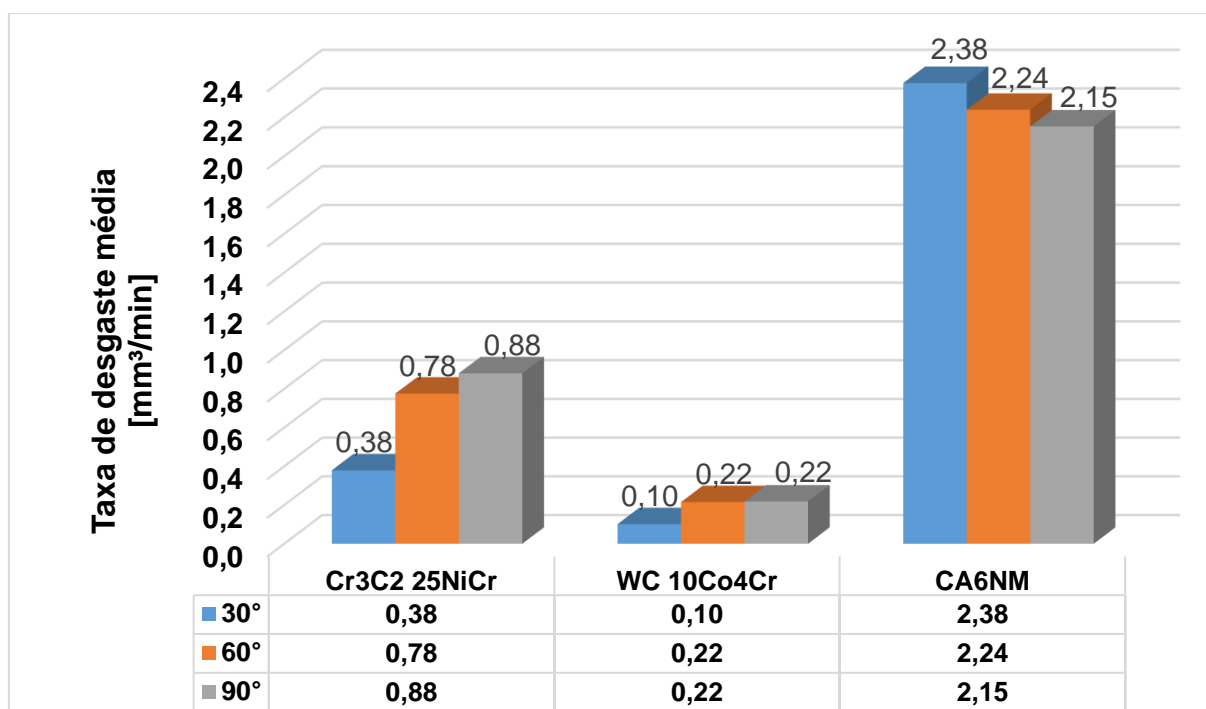


Gráfico 23 - Taxa de desgaste erosivo dos revestimentos nos diferentes ensaios de jato de lama

Fonte: Autoria própria

Conforme Gráfico 23, percebe-se que para o jato de lama com ângulo de impacto de 30° para ambos os revestimentos, houve uma queda na taxa de desgaste, demonstrando assim a maior resistência dos revestimentos em jatos a 30°, principalmente quando comparado aos resultados de 60° e 90°. Entre os ângulos de 60° e 90° não pode se afirmar estatisticamente que houve diferença na taxa de desgaste para os revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr.

(Javaheri, Porter e Kuokkala (2018); Matikainen *et al.* (2019); Wood (2010)) observaram que para materiais mais duros, a máxima taxa de desgaste erosiva ocorre em altos ângulos de impacto. Enquanto que, para materiais dúcteis a máxima taxa de desgaste erosiva ocorre em ângulos de impacto menores. Wood (2010) ressalta a maior taxa para materiais dúcteis ocorrendo entre 20° e 30°. Os resultados dos revestimentos duros de Cr₃C₂, WC e o aço dúctil CA6NM demonstraram comportamentos de acordo com a literatura e podem ser visualizados no Gráfico 23.

Para o CA6NM a máxima taxa de desgaste foi de 2,38 mm³/min em 30°, e diminuindo em função do aumento do ângulo de impacto. No entanto, para os revestimentos de Cr₃C₂ 25NiCr e WC 10Co4Cr a máxima taxa de desgaste foi encontrada nos ensaios com ângulo de 90°, 0,88 e 0,22 mm³/min respectivamente.

Comparando o comportamento do desgaste por jato de lama entre o revestimento WC 10Co4Cr e o aço CA6NM, o revestimento apresentou resistência de aproximadamente 24 vezes maior em ângulos de 30° e aproximadamente 10 vezes maior para ângulos de 60° e 90°. Estudos como (Santa *et al.* (2009); Wang, Tang e Cha (2015)) também encontraram comportamentos parecidos.

4.3.3. Mecanismo de Desgaste Erosivo por Jato de Lama

Neste tópico são discutidos em detalhes os mecanismos de desgastes por jato de lama, dando ênfase primeiramente ao ângulo de impacto de 90°, e na sequência de cada material serão discutidos e comparados a influência da variação dos ângulos do jato (30° e 60°) nos mecanismos de desgastes.

Na Figura 39 é apresentado o desgaste erosivo por jato de lama a 90° do revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr em diferentes intervalos de tempo de ensaio. Nas imagens são destacados os diferentes mecanismos de desgastes observados.

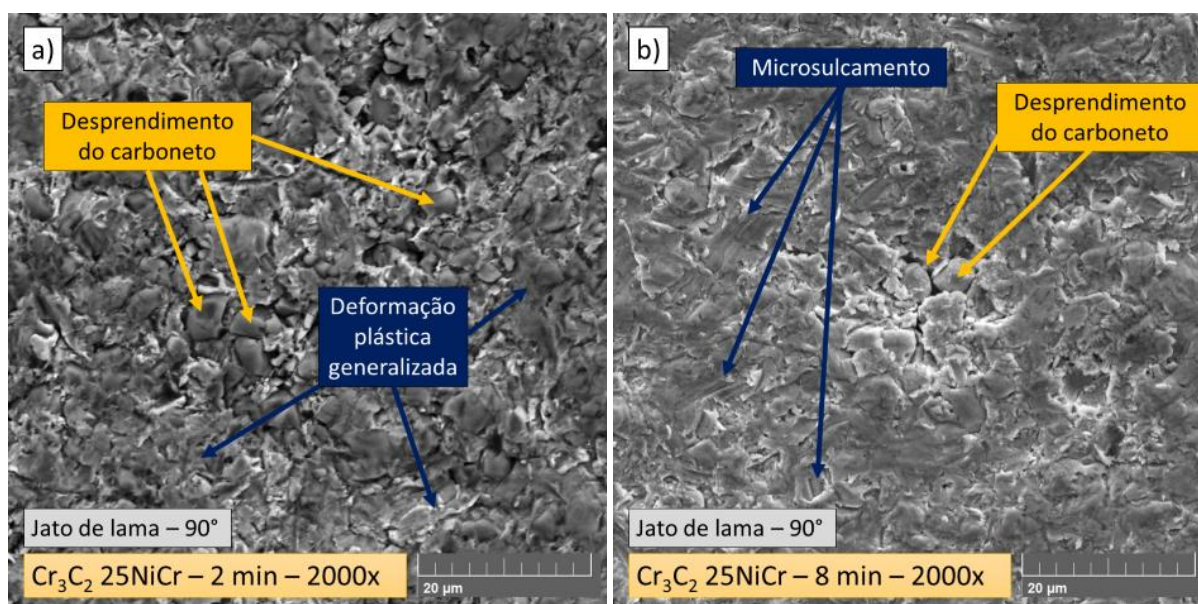


Figura 39 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama a 90° do Cr₃C₂ 25NiCr; (a) 2 minutos de ensaio; (b) 8 minutos de ensaio

Fonte: Autoria própria

Os principais mecanismos de desgastes erosivos por jato de lama (em ângulo de impacto de 90°) do revestimento Cr_3C_2 25NiCr foram: microsulcamento da matriz metálica e desprendimento de carbonetos. Conforme apontado na Figura 39. Microtrinca e fissura de carbonetos não foram observados.

Tendo em vista a alta concentração de matriz metálica no revestimento de Cr_3C_2 25NiCr (VASHISHTHA; KHATIRKAR; SAPATE, 2017) e menor resistência ao efeito erosivo por jato de lama das matrizes metálicas de um revestimento cermet (KUMAR; KAMARAJ; SEETHARAMU, 2017; WANG; TANG; CHA, 2015), era esperado que grande parte da superfície do revestimento sofresse o efeito erosivo do jato de lama. Na Figura 39, é possível notar que o revestimento como um todo sofreu desgaste mais uniforme de achatamento pelo jato de lama, sem ressaltar nas imagens o desgaste preferencial da matriz metálica. Desta forma, os resultados de taxa de desgaste por jato de lama do revestimento Cr_3C_2 25NiCr indicam que este comportamento aconteceu por apresentar além do carboneto de menor dureza, também maior concentração de matriz metálica quando comparado ao revestimento de WC 10Co4Cr.

Comparativamente, na Figura 40 são apresentados os diferentes mecanismos de desgastes presentes no revestimento Cr_3C_2 25NiCr sob jato de lama nos ângulos de 30° e 60°.

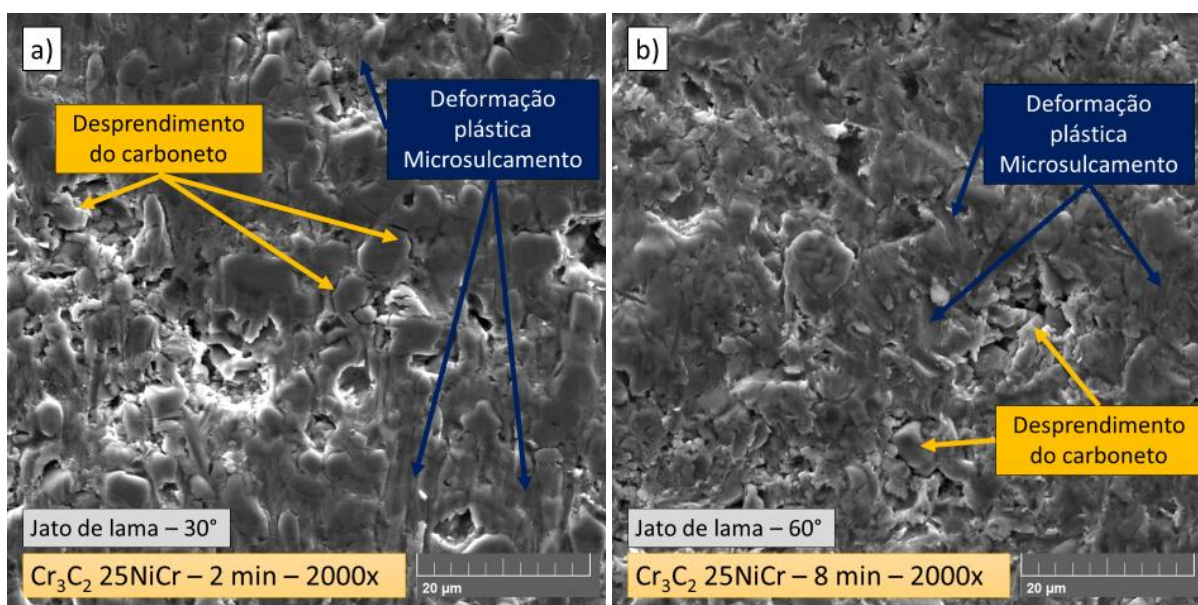


Figura 40 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama do Cr_3C_2 25NiCr em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°

Fonte: Autoria própria

De modo similar aos mecanismos de desgaste observados em jato de lama a 90°, os principais mecanismos de desgastes erosivos observados com ângulo de impacto de 30° e 60° no revestimento de Cr₃C₂ 25NiCr foram também o microsulcamento da matriz metálica e desprendimento das partículas duras de carbonetos. Os mecanismos como microtrincas e fissura das partículas de carbonetos também não foram observados neste revestimento em nenhum dos ângulos de ataque ensaiados.

Em contrapartida, o revestimento WC 10Co4Cr apresentou mecanismos de desgastes com comportamento diferente ao apresentado no Cr₃C₂ 25NiCr. A Figura 41 apresenta imagens da superfície do WC 10Co4Cr após ensaios de jato de lama com ângulo de impacto de 90°.

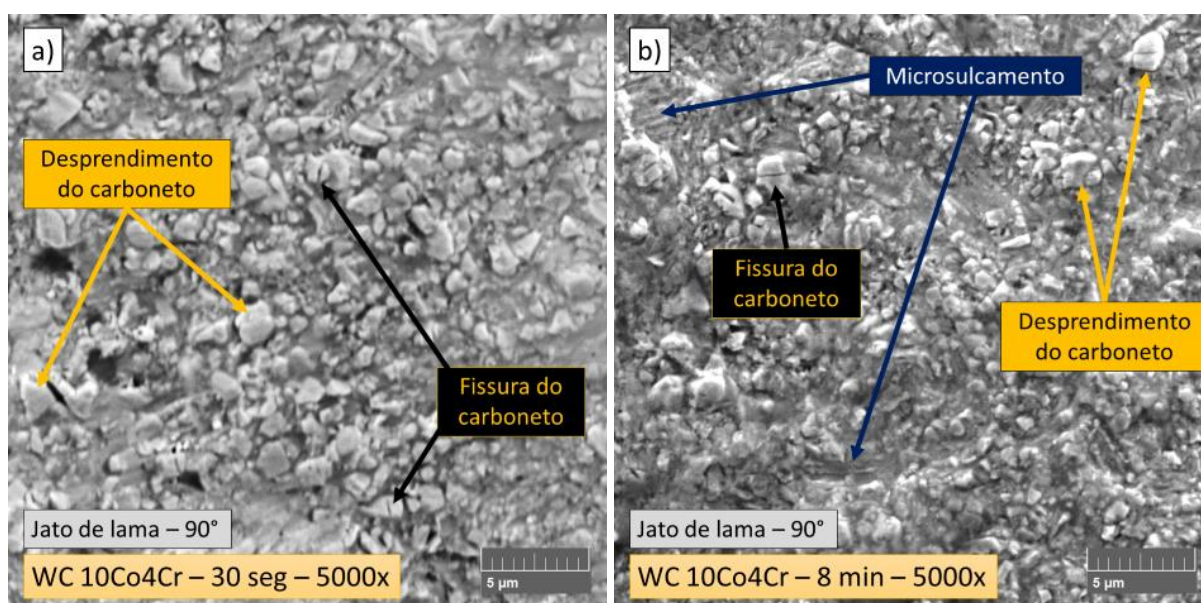


Figura 41 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama a 90° do WC 10Co4Cr; (a) 30 segundos de ensaio; (b) 8 minutos de ensaio
 Fonte: Autoria própria

Os principais mecanismos de desgastes encontrados no revestimento de WC 10Co4Cr (ângulo de impacto de 90°) foram basicamente gerados pelo desprendimento dos carbonetos, fissura de carbonetos duros e também uma leve presença de microsulcamento da matriz metálica (Figura 41).

Na Figura 41, nota-se o elevado diferencial de resistência ao efeito erosivo entre a matriz metálica de CoCr e os carbonetos de WC no revestimento de WC 10Co4Cr, destacando a alta resistência ao desgaste erosivo das pequenas partículas de carboneto que estão distribuídas ao longo de todo o revestimento. Kumar, Kamaraj

e Seetharamu (2017) e Wang, Tang e Cha (2015) relataram o mesmo comportamento no revestimento de WC 10Co4Cr aspergido por HVOF.

Os resultados indicam que o jato de lama ao impactar a superfície do revestimento gerou um desgaste por deformação plástica preferencial na matriz metálica de menor dureza e menor resistência erosiva. Este desgaste da matriz resultou na maior exposição das partículas de carboneto do revestimento, facilitando assim o desprendimento das mesmas. Em alguns pontos também foi notado a fissura dos carbonetos duros devido ao alto impacto do jato erodente, conforme destacado na Figura 41. Comportamentos semelhantes foram observados por (Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017); Santa *et al.* (2009); Wang, Tang e Cha (2015); Wentzel e Allen (1995)).

Visando comparar o efeito do ângulo de impacto do jato de lama no modo em que o desgaste atua na superfície do revestimento, a Figura 42 apresenta os mecanismos de desgastes presentes no revestimento WC 10Co4Cr sob jato de lama nos ângulos de 30° e 60°.

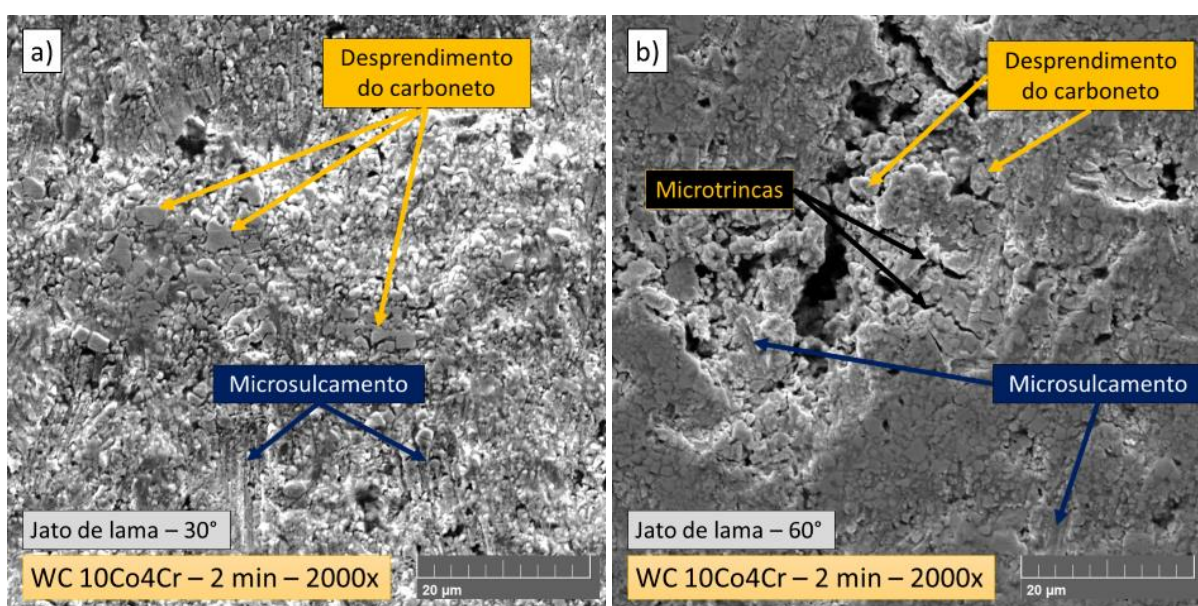


Figura 42 - Mecanismos de desgastes presentes no ensaio de jato de lama do WC 10Co4Cr em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°

Fonte: Autoria própria

Diferentemente dos ensaios a 90°, a incidência de erodentes de lama impactando os carbonetos em ângulo menor resultou em mecanismos de desgaste diferenciados no revestimento de WC 10Co4Cr, pois além da maior presença de microsulcos e microtrincas na superfície do revestimento, não foram observadas fissuras dos carbonetos.

Desta forma, basicamente os principais mecanismos de desgastes erosivos observados em jato com ângulo de impacto menores que 90° (Figura 42) foram: desprendimento dos carbonetos, microsulcamento da matriz metálica e também a presença de microtrincas.

Para o aço CA6NM, o mecanismo dominante de desgaste apresentou comportamento bem diferente aos revestimentos aspergidos, conforme pode ser observado na Figura 43, a qual refere-se a superfície do CA6NM após ensaio de jato de lama com ângulo de impacto de 90° .

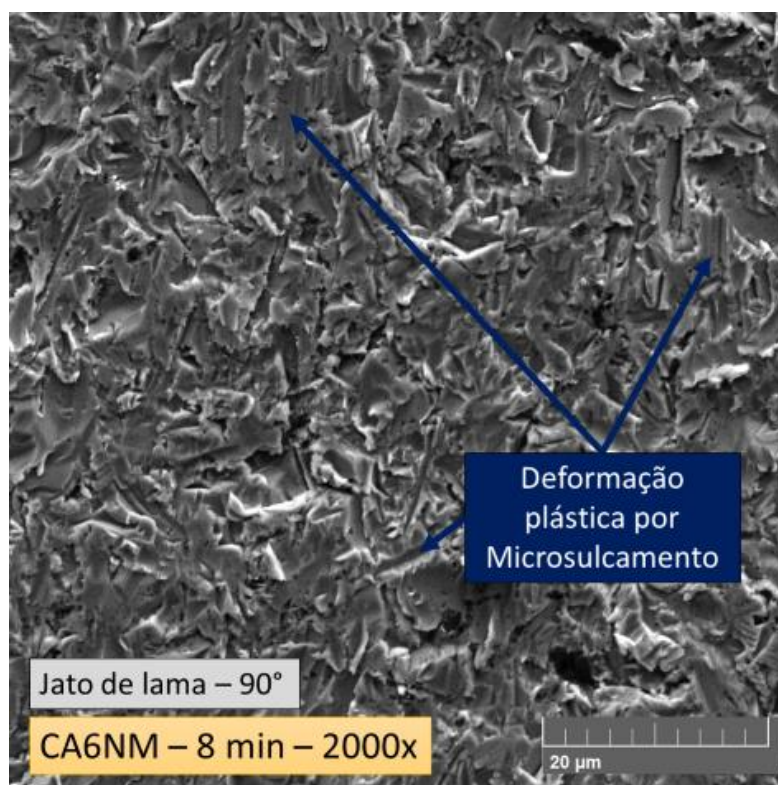


Figura 43 - Mecanismo de desgaste dominante no ensaio de jato de lama a 90° do CA6NM
Fonte: Autoria própria

Para o CA6NM, um material mais dúctil e com dureza bem inferior aos revestimentos de WC e Cr_3C_2 estudados, o mecanismo de desgaste dominante consiste basicamente no desgaste por deformação plástica, desgastando predominantemente por microsulcamento, conforme pode ser observado na Figura 43. Estudos como Santa *et al.* (2009) e Goyal *et al.* (2014) também observaram estes resultados.

Em ensaios com jato de lama em ângulo de impacto de 30° e 60° , o CA6NM continuou apresentando comportamento diferente aos revestimentos aspergidos (Figura 44).

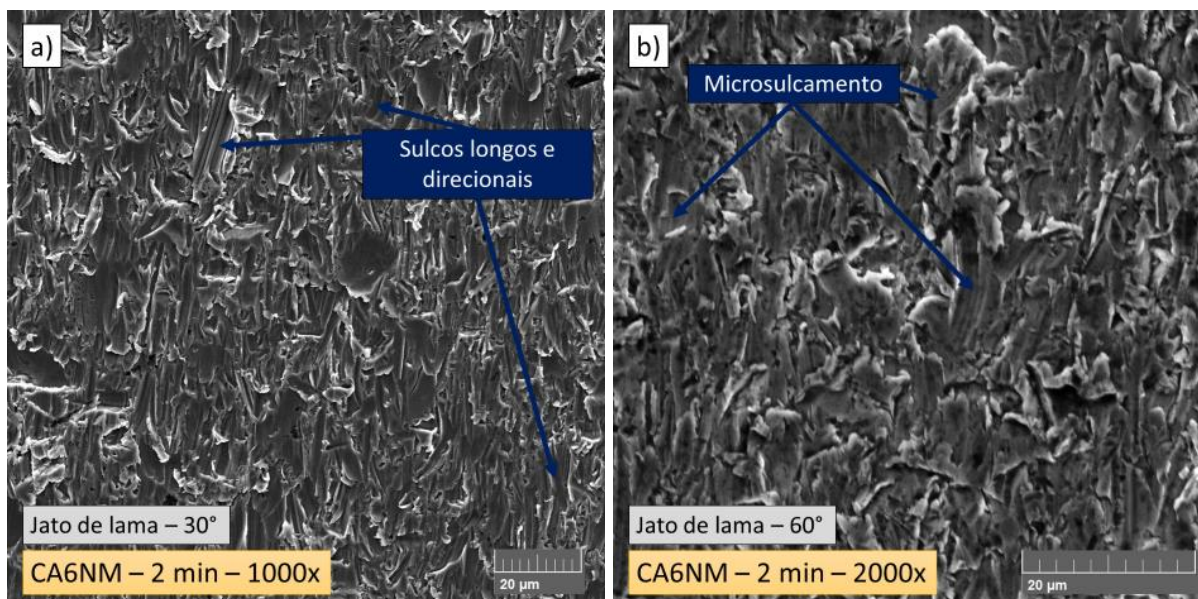


Figura 44 - Mecanismo de desgaste dominante no ensaio de jato de lama do CA6NM em diferentes ângulos de impacto; (a) 30°; (b) 60°
Fonte: Autoria própria

Analogamente aos ensaios com jato de lama a 90°, o aço inoxidável CA6NM manteve como mecanismo dominante de desgaste a deformação plástica superficial do aço, com um leve acréscimo no comprimento dos sulcos gerados em função do decréscimo do ângulo de impacto do erodente. Além do alongamento dos sulcos, também foi notado a formação de uma direção predominante de desgaste com a mudança do ângulo do jato. Resultados estes esperados, uma vez que o erodente ao ser jateado com ângulos menores tem a tendência maior a seguir uma única direção de fluxo, além de manter contato maior com a superfície da amostra, gerando assim sulcos mais longos. More, Bhatt e Menghani (2017) observaram sulcos mais longos em aço SAE 304 quando submetido em ângulo de impacto de 30°.

Em ambos os revestimentos, bem como no aço CA6NM, não foram notadas direções de desgastes preferenciais nos ensaios com ângulo de impacto de 90°, este comportamento era esperado devido a formação da zona central turbulenta causada por jato normal a superfície, conforme destacado por Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017).

De modo geral, os ensaios realizados nos diferentes ângulos de impacto afetaram na intensidade e no mecanismo de desgaste, variando entre comportamento característico de materiais dúcteis ou frágeis, assim como na direção preferencial de desgaste. Estudos como (Kumar, Kamaraj e Seetharamu (2017); Shitole *et al.* (2015); Wood (2010)) suportam estas observações.

5. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos de ambos os revestimentos submetidos aos ensaios de desgaste por cavitação (com e sem areia) e jato de lama (90°, 60° e 30°) foi possível concluir que:

1. A porosidade encontrada no revestimento de Cr_3C_2 25NiCr foi menor que o WC 10Co4Cr, atingindo valor abaixo de 2%. Os resultados do revestimento de WC 10Co4Cr sugerem menor tenacidade à fratura que o revestimento de Cr_3C_2 25NiCr, a elevada tenacidade à fratura do revestimento Cr_3C_2 25NiCr foi atribuída principalmente a alta concentração da matriz metálica de NiCr e a baixa porosidade do revestimento.
2. Para os ensaios de cavitação com água destilada e com a presença de areia, a taxa desgaste do revestimento Cr_3C_2 25NiCr foi menor que o WC 10Co4Cr. Enquanto o aço CA6NM apresentou resistência à cavitação maior que ambos os revestimentos aspergidos. No tocante aos mecanismos de desgaste, destacam-se os poros e defeitos pré-existentes na superfície dos revestimentos como pontos mais susceptíveis a perda de massa, com ressaltos ao elevado nível de partículas sendo retiradas da superfície dos revestimentos.
3. Quando avaliada a taxa de desgaste por cavitação entre os ensaios com e sem areia, nota-se um claro aumento na taxa de desgaste em ensaios de cavitação com a presença de areia, tanto areia 100 quanto areia 300. O revestimento Cr_3C_2 25NiCr sofreu um maior aumento na taxa de desgaste que o revestimento de WC 10Co4Cr, chegando a aproximadamente 260% após adição de areia. Na superfície dos revestimentos foram encontradas maior quantidade de trincas quando submetidas aos ensaios de cavitação com a presença de areia.
4. Para ensaios com jato de lama, o revestimento de WC 10Co4Cr apresentou taxa de desgaste menor que o Cr_3C_2 25NiCr, onde ambos os revestimentos se destacaram com taxas de desgaste bem inferiores quando comparado com o CA6NM. O Cr_3C_2 25NiCr em ensaio com jato de lama a 90° apresentou mecanismo de desgaste por microsulcamento da matriz metálica, desprendimento dos carbonetos e desgaste mais homogêneo de matriz e carbonetos, enquanto que para o WC 10Co4Cr os mecanismos observados foram microsulcamento da matriz metálica, desprendimento dos carbonetos e também a fissura de carbonetos duros.

Para o CA6NM, o mecanismo de desgastes dominante ocorreu basicamente por deformação plástica, desgastando predominantemente por microsulcamento.

5. Nos ensaios de jato de lama com diferentes ângulos de impacto, percebe-se que para 30° ambos os revestimentos apresentaram queda na taxa de desgaste erosivo, enquanto que para o CA6NM o comportamento foi inverso, onde a taxa de desgaste aumentou com o decréscimo do ângulo de impacto. O revestimento de WC 10Co4Cr apresentou resistência ao desgaste por jato de lama de aproximadamente 24 vezes maior que o CA6NM em ângulos de 30°. Diferente dos ensaios a 90°, foram observados microtrincas e a maior presença de microsulcos na superfície do WC 10Co4Cr submetido aos ensaios com ângulos menores, e não foram observadas fissuras nos carbonetos.

REFERÊNCIAS

ALLENSTEIN, Â. N. **Estudo da resistência à cavitação do aço inoxidável martensítico CA6-NM nitretado por plasma**. 113 f. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2007.

ANEEL. **Desenvolvimento de técnicas de deposição de revestimentos por aspersão térmica robotizada para redução de desgaste por erosão e cavitação em turbinas hidráulicas**. 1. ed. Curitiba, LACTEC, Formulário de Projeto: 2017. 20f.

ARMSTRONG, R. W. The hardness and strength properties of WC-Co composites. **Materials**, v. 4, n. 7, p. 1287-1308, 2011.

ASTM A743 / A743M. A743 – Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application. **ASTM International**, 2003.

ASTM E384, N. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International. **ASTM International**, 2017. Disponível em: < www.astm.org >.

ASTM E2109-01, N. Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings. **ASTM International**, 2014. Disponível em: < www.astm.org >.

ASTM G32, N. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. **ASTM International**, 2016. Disponível em: < www.astm.org >.

ASTM G73-10, N. Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus. **ASTM International**, 2017. Disponível em: < www.astm.org >.

BILMES, P.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, n. 4, p. 285-296, 2001.

BOCCANERA, L. F. **Resistência a erosão por cavitação de revestimentos depositados por soldagem e aspersão térmica**. 130 f. 1999. Tese de Doutorado.

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina, 1999.

BRENNEN, C. E. **Fundamentals of multiphase flow**. 1. ed. New York: Cambridge University Press, 2005.

BRENNEN, C. E. **Cavitation and bubble dynamics**. 1. ed. New York: Cambridge University Press, 2014.

BROSSARD, S. **Microstructural Analysis of Thermal Spray Coatings by Electron Microscopy**. 376 f. 2010. PhD Thesis. Materials Science and Engineering. University of New South Wales, 2010.

CHEN, H.; LIU, S.; WANG, J.; CHEN, D. Study on effect of microparticle's size on cavitation erosion in solid-liquid system. **Journal of Applied Physics**, v. 101, n. 10, p. 5, 2007.

CHEN, J.; VERREMAN, Y. On fracture toughness JIC testing of martensitic stainless steels. **International Conference on Fracture**, v. 13, p. 9, 2013.

CUI, S.; MIAO, Q.; LIANG, W.; HUANG, B.; DING, Z.; CHEN, B. Slurry Erosion Behavior of F6NM Stainless Steel and High-Velocity Oxygen Fuel-Sprayed WC-10Co-4Cr Coating. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 26, n. 3, p. 473-482, 2017.

DING, X.; CHENG, X.-D.; LI, C.; YU, X.; DING, Z.-X.; YUAN, C.-Q. Microstructure and performance of multi-dimensional WC-CoCr coating sprayed by HVOF. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1-9, 2018a.

DING, X.; CHENG, X.-D.; SHI, J.; LI, C.; YUAN, C.-Q.; DING, Z.-X. Influence of WC size and HVOF process on erosion wear performance of WC-10Co4Cr coatings. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1-10, 2018b.

DING, Y. **Effects of elevated temperature exposure on the microstructural evolution of Ni (Cr)-Cr₃C₂ coated 304 stainless steel**. 244 f. 2009. PhD Thesis. Department of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering. University of Nottingham, 2009.

DUCOM. Slurry Jet Erosion Tester. DUCOM Material Characterization Systems, 2019. Disponível em: < <https://ducom.com/test-instruments/tribometers/slurry-jet-erosion-tester/tab-3-1> >. Acesso em: 06 de fevereiro de 2019.

ENERHAUG, J.; GRONG.; STEINSMO, U. Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments. **Science and Technology of welding and Joining**, v. 6, n. 5, p. 330-338, 2001.

ESCALER, X.; EGUSQUIZA, E.; FARHAT, M.; AVELLAN, F.; COUSSIRAT, M. Detection of cavitation in hydraulic turbines. **Mechanical Systems and Signal Processing**, v. 20, n. 4, p. 983-1007, 2006.

EVANS, A.; WILSHAW, T. R. Quasi-static solid particle damage in brittle solids. Observations analysis and implications. **Acta Metallurgica**, v. 24, n. 10, p. 939-956, 1976.

FEARNSIDE, P. M. Barragens do rio Madeira – Sedimentos 1: Resumo da Série. AMAZONIA REAL, 2014. Disponível em: < <http://amazoniareal.com.br/barragens-do-rio-madeira-sedimentos-1-resumo-da-serie/> >. Acesso em: 14 de dezembro de 2018.

GHABCHI, A.; VARIS, T.; TURUNEN, E.; SUHONEN, T.; LIU, X.; HANNULA, S.-P. Behavior of HVOF WC-10Co4Cr coatings with different carbide size in fine and coarse particle abrasion. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 19, n. 1-2, p. 368-377, 2010.

GOU, W.; ZHANG, H.; LI, H.; LIU, F.; LIAN, J. Effects of silica sand on synergistic erosion caused by cavitation, abrasion, and corrosion. **Wear**, v. 412, p. 120-126, 2018.

GOYAL, D. K.; SINGH, H.; KUMAR, H.; SAHNI, V. Erosive wear study of HVOF spray Cr₃C₂-NiCr coated CA6NM turbine steel. **Journal of Tribology**, v. 136, n. 4, 2014.

GRACIOSO, J. F. F. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM**. 129 f. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2003.

GREWAL, H.; AGRAWAL, A.; SINGH, H. Slurry erosion mechanism of hydroturbine steel: Effect of operating parameters. **Tribology Letters**, v. 52, n. 2, p. 287-303, 2013.

HAMILTON, A.; SHARMA, A.; PANDEL, U. Effect of impingement angle on erosion resistance of HVOF sprayed WC-10Co-4Cr coating on CA6NM steel. **Key Engineering Materials**, v. 751, p. 79-83, 2017.

HAN, T.; DENG, C.; LIU, M.; LUO, B.; ZHANG, X.; CHANG, F.; KUANG, Z. Fracture Toughness of Normal High Velocity Oxygen-fuel Flame and Low Temperature High Velocity Oxygen-fuel Sprayed WC-10Co-4Cr Coating. **Journal of the Chinese Ceramic Society**, v. 42, n. 3, p. 409-415, 2014.

HAN, T.; DENG, C.; ZHANG, X.; LIU, Q. A model of splats deposition state and wear resistance of WC-10Co4Cr coating. **Ceramics International**, v. 44, n. 4, p. 4230-4236, 2018.

HANSON, T.; SETTLES, G. Particle temperature and velocity effects on the porosity and oxidation of an HVOF corrosion-control coating. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 12, n. 3, p. 403-415, 2003.

HARVEY, E. N.; MCELROY, W. D.; WHITELEY, A. On cavity formation in water. **Journal of Applied Physics**, v. 18, n. 2, p. 162-172, 1947.

HIDALGO, V. H.; VARELA, J. B.; MENENDEZ, A. C.; MARTINEZ, S. P. High temperature erosion wear of flame and plasma-sprayed nickel–chromium coatings under simulated coal-fired boiler atmospheres. **Wear**, v. 247, n. 2, p. 214-222, 2001.

HONG, S.; WU, Y.; WANG, Q.; YING, G.; LI, G.; GAO, W.; WANG, B.; GUO, W. Microstructure and cavitation–silt erosion behavior of high-velocity oxygen–fuel (HVOF) sprayed Cr₃C₂–NiCr coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 225, p. 85-91, 2013.

HONG, S.; WU, Y.; ZHANG, J.; ZHENG, Y.; QIN, Y.; GAO, W.; LI, G. 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, n. 1, p. 151-159, 2015.

JAVAHERI, V.; PORTER, D.; KUOKKALA, V.-T. Slurry erosion of steel–Review of tests, mechanisms and materials. **Wear**, v. 408, p. 248-273, 2018.

JIN, H.; ZHENG, F.; LI, S.; HANG, C. The role of sand particles on the rapid destruction of the cavitation zone of hydraulic turbines. **Wear**, v. 112, n. 2, p. 199-205, 1986.

JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO. U6: Conselheiros Reconhecem Êxito. Jornal de Itaipu Eletrônico (JIE), 2011. Disponível em: < <https://jie.itaipu.gov.br/node/48101> >. Acesso em: 10 de janeiro de 2020.

KESONG, Z.; CHUNMING, D.; MIN, L.; JINBING, S.; CHANGGUANG, D. Characterizations of Fatigue and Salt Spray Corrosion Resistance of HVOF Sprayed WC-17Co and WC-10Co4Cr Coatings on the Substrate of 300M Steel [J]. **Rare Metal Materials and Engineering**, v. 4, p. 023, 2009.

KIM, J.-H.; YANG, H.-S.; BAIK, K.-H.; SEONG, B. G.; LEE, C.-H.; HWANG, S. Y. Development and properties of nanostructured thermal spray coatings. **Current Applied Physics**, v. 6, n. 6, p. 1002-1006, 2006.

KOVALEVA, M.; TYURIN, Y.; PROZOROVA, M.; ARSEENKO, M.; YAPRYNTSEV, M.; NOVIKOV, V.; SIROTA, V.; PAVLENKO, I.; MAMUNIN, K. Structure and Properties of the Hardmetal Coatings Cr₃C₂-25NiCr Formed by a Multi-chamber Detonation Sprayer. **MATEC Web of Conferences**, v. 30, p. 4, 2015.

KULU, P.; HUSSAINOVA, I.; VEINTHAL, R. Solid particle erosion of thermal sprayed coatings. **Wear**, v. 258, n. 1-4, p. 488-496, 2005.

KUMAR, H.; CHITTOSIYA, C.; SHUKLA, V. HVOF Sprayed WC Based Cermet Coating for Mitigation of Cavitation, Erosion & Abrasion in Hydro Turbine Blade. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 6413-6420, 2018.

KUMAR, R.; KAMARAJ, M.; SEETHARAMU, S. A pragmatic approach and quantitative assessment of silt erosion characteristics of HVOF and HVOF processed WC-CoCr coatings and 16Cr5Ni steel for hydro turbine applications. **Materials & Design**, v. 132, p. 79-95, 2017.

KUMAR, R.; KAMARAJ, M.; SEETHARAMU, S.; PRAMOD, T.; SAMPATHKUMARAN, P. Effect of spray particle velocity on cavitation erosion resistance characteristics of HVOF and HVOF processed 86WC-10Co4Cr hydro turbine coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 25, n. 6, p. 1217-1230, 2016.

LAMANA, M. S. **Influência do processo de deposição HVOF com combustível líquido e gasoso na resistência ao desgaste de revestimentos de carboneto de tungstênio com diferentes teores de cobalto**. 2017. 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2017.

LAMANA, M. S.; PUKASIEWICZ, A. G.; SAMPATH, S. Influence of cobalt content and HVOF deposition process on the cavitation erosion resistance of WC-Co coatings. **Wear**, v. 398, p. 209-219, 2018.

LAVIGNE, S.; POUGOUM, F.; SAVOIE, S.; MARTINU, L.; KLEMBERG-SAPIEHA, J. E.; SCHULZ, R. Cavitation erosion behavior of HVOF CaviTec coatings. **Wear**, v. 386, p. 90-98, 2017.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão térmica: fundamentos e aplicações**. 2. ed. São Paulo, Brasil: Artliber Editora, 2007.

LIMA, M.; GODOY, C.; MODENESI, P.; AVELAR-BATISTA, J.; DAVISON, A.; MATTHEWS, A. Coating fracture toughness determined by Vickers indentation: an important parameter in cavitation erosion resistance of WC-Co thermally sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 177, p. 489-496, 2004.

LIU, Y.; GOU, G.; WANG, X.; JIA, Q.; CHEN, H.; TU, M. Effects of rare earth elements on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC-Co coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 23, n. 7, p. 1225-1231, 2014.

LÓPEZ, D.; ZAPATA, J.; SEPÚLVEDA, M.; HOYOS, E.; TORO, A. The role of particle size and solids concentration on the transition from moderate to severe slurry wear regimes of ASTM A743 grade CA6NM stainless steel. **Tribology International**, 2018.

MARQUES, A. S.; DALCIN, R. L.; OLIVEIRA, L. F.; DA SILVA, L. A. V.; DOS SANTOS, G. R.; DA SILVA ROCHA, A. Comparative Analysis of the Friction and Microstructural Properties of WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr Coatings Sprayed by High-Velocity Oxy-fuel (HVOF). **American Journal of Materials Science**, v. 8, n. 3, p. 51-57, 2018.

MATIKAINEN, V.; KOIVULUOTO, H.; VUORISTO, P.; SCHUBERT, J.; HOUDKOVÁ, Š. Effect of Nozzle Geometry on the Microstructure and Properties of HVOF-Sprayed WC-10Co₄Cr and Cr₃C₂-25NiCr Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 27, n. 4, p. 680-694, 2018.

MATIKAINEN, V.; PEREGRINA, S. R.; OJALA, N.; KOIVULUOTO, H.; SCHUBERT, J.; HOUDKOVÁ, Š.; VUORISTO, P. Erosion wear performance of WC-10Co4Cr and Cr3C2-25NiCr coatings sprayed with high-velocity thermal spray processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 370, p. 196-212, 2019.

MORE, S.; BHATT, D.; MENGHANI, J. Study of the Parametric Performance of Solid Particle Erosion Wear under the Slurry Pot Test Rig. **Tribology in Industry**, v. 39, n. 4, 2017.

MOSKOWITZ, L. Application of HVOF thermal spraying to solve corrosion problems in the petroleum industry—an industrial note. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 2, n. 1, p. 21-29, 1993.

MURUGAN, K.; RAGUPATHY, A.; BALASUBRAMANIAN, V.; SRIDHAR, K. 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.

OJALA, N.; VALTONEN, K.; ANTIKAINEN, A.; KEMPPAINEN, A.; MINKKINEN, J.; OJA, O.; KUOKKALA, V.-T. Wear performance of quenched wear resistant steels in abrasive slurry erosion. **Wear**, v. 354, p. 21-31, 2016.

PAREDES, R. S. C. **Aspersão térmica**. 2009. 101 f. Apostila do Laboratorio de Aspersão Térmica e Soldagem Especiais. Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2009.

PAWAR, M.; PATNAIK, A.; NAGAR, R. Numerical Simulation and Experimental Validation of Granite Powder Filled Jute Epoxy Composite for Slurry Jet Erosive Wear. **International Polymer Processing**, v. 31, n. 1, p. 37-50, 2016.

PAWLOWSKI, L. **The science and engineering of thermal spray coatings**. 2. ed. Inglaterra: John Wiley & Sons, 2008.

PICAS, J.; PUNSET, M.; BAILE, M.; MARTÍN, E.; FORN, A. Effect of oxygen/fuel ratio on the in-flight particle parameters and properties of HVOF WC-CoCr coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, p. S364-S368, 2011.

PRASANNA, P. A.; SUBRAMAN, P.; SREENIVASULU, V.; ARIVAZHAGAN, N.; WU, D.; MANIKANDAN, M. High-Temperature Corrosion Behaviour of HVOF Sprayed

Cr3C2-25NiCr Coated on Alloy X22CrMoV12-1 at 600 o C. **Journal of Thermal Spray and Engineering**, v. 1, n. 1, p. 7-12, 2018.

PUKASIEWICZ, A. G. M. **Propagação de trincas por fadiga em juntas soldadas do aço inoxidável martensítico tipo CA6NM**. 119 f. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2002.

PUKASIEWICZ, A. G. M.; DE OLIVEIRA, F. R.; CAPRA, A. R.; PAREDES, R. S. C. Influência da refusão por plasma na microestrutura de um revestimento Fe-Mn-Cr-Si depositado por aspersão térmica arco elétrico sobre aço inoxidável ASTM A743-CA6NM. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 1, p. 65-75, 2012.

QIAO, L.; WU, Y.; HONG, S.; CHENG, J. Ultrasonic cavitation erosion mechanism and mathematical model of HVOF sprayed Fe-based amorphous/nanocrystalline coatings. **Ultrasonics Sonochemistry**, 2018.

QIU, N.; WANG, L.; WU, S.; LIKHACHEV, D. S. Research on cavitation erosion and wear resistance performance of coatings. **Engineering Failure Analysis**, v. 55, p. 208-223, 2015.

RIBAS, M. T. **Influência da razão propano-oxigênio e do fluxo total de gases na resistência ao desgaste de revestimentos Cr3C2-25NiCr depositados pelo processo HVOF**. 2019. 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2019.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de ligas para revestimento por PTA resistentes à cavitação**. 167 f. 2007. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. , 2007.

SAMPATH, S.; MCCUNE, R. Thermal-spray processing of materials. **Mrs Bulletin**, v. 25, n. 7, p. 12-13, 2000.

SANTA, J.; BAENA, J.; TORO, A. Slurry erosion of thermal spray coatings and stainless steels for hydraulic machinery. **Wear**, v. 263, n. 1-6, p. 258-264, 2007.

SANTA, J.; ESPITIA, L.; BLANCO, J.; ROMO, S.; TORO, A. Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings. **Wear**, v. 267, n. 1-4, p. 160-167, 2009.

SCHWETZKE, R. Cavitation erosion of HVOF coatings. **Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems**, v. 9, p. 153-158, 1996.

SHITOLE, P. P.; GAWANDE, S. H.; DESALE, G. R.; NANDRE, B. D. Effect of impacting particle kinetic energy on slurry erosion wear. **Journal of Bio-and Tribo-Corrosion**, v. 1, n. 4, p. 29, 2015.

SIDHU, T.; PRAKASH, S.; AGRAWAL, R. Studies on the properties of high-velocity oxy-fuel thermal spray coatings for higher temperature applications. **Materials Science**, v. 41, n. 6, p. 805-823, 2005.

SILVA, R. D. P.; FARIA, M. I. S. T.; ALMEIDA, L. F. C. B. D.; NUNES, C. A.; VIEIRA, D.; BORGES JÚNIOR, W. Microstructure and Mechanical Properties of ASTM A743 CA6NM Steel Welded by FCAW Process. **Materials Research**, n. AHEAD, p. 0-0, 2017.

SINGH, H.; GOYAL, K.; GOYAL, D. K. Experimental investigations on slurry erosion behaviour of HVOF and HVOLF sprayed coatings on hydraulic turbine steel. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 70, n. 6, p. 1585-1592, 2017.

SINGH, R.; MOHAPATRA, S. **Study of the Slurry Erosion Behaviour in Hydropower Plants**. 2011. 91 f. PhD Thesis - Department of Mechanical Engineering - Thapar University, India, 2011.

SOUZA, R.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. Fatigue strength of HVOF sprayed Cr₃C₂-25NiCr and WC-10Ni on AISI 4340 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 3-4, p. 191-198, 2008.

STRAUBE, H. Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. **Materials Development in Turbo-Machinery Design**, p. 178-184, 1988.

SULZER METCO. High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions. Thermal Spray Handbook, 2013. Disponível em: < <https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-equipment/thermal-spray/processes/hvof-liquid-fuel/> >. Acesso em: 10 de dezembro de 2018.

TAILLON, G.; POUGOUM, F.; LAVIGNE, S.; TON-THAT, L.; SCHULZ, R.; BOUSSER, E.; SAVOIE, S.; MARTINU, L.; KLEMBERG-SAPIEHA, J.-E. Cavitation

erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coatings. **Wear**, v. 364, p. 201-210, 2016.

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

THAPA, B.; CHAUDHARY, P.; DAHLHAUG, O. G.; UPADHYAY, P. Study of combined effect of sand erosion and cavitation in hydraulic turbines. **International Conference on Small Hydropower-Hydro Sri Lanka**, v. 22, p. 24, 2007.

VARELA JIMÉNEZ, L. B. **Estudo dos micromecanismos de dano por cativação em aço inoxidável UNS S 31803 de alto teor de nitrogênio com e sem encruamento**. 104 f. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

VARIS, T.; SUHONEN, T.; GHABCHI, A.; VALAREZO, A.; SAMPATH, S.; LIU, X.; HANNULA, S.-P. Formation mechanisms, structure, and properties of HVOF-sprayed WC-CoCr coatings: an approach toward process maps. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 23, n. 6, p. 1009-1018, 2014.

VASHISHTHA, N.; KHATIRKAR, R.; SAPATE, S. Tribological behaviour of HVOF sprayed WC-12Co, WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr coatings. **Tribology International**, v. 105, p. 55-68, 2017.

VICENZI, J. **Relação entre microestrutura e erosão (a frio e a quente) de revestimentos do sistema NiCr-Cr₃C₂ obtidos por aspersão térmica**. 304 f. 2007. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2007.

VOGGENREITER, H.; HUBER, H.; BEYER, S.; SPIES, H. Influence of particle velocity and molten phase on the chemical and mechanical properties of HVOF-sprayed structural coatings of Alloy 316L. **Advances in Thermal Spray Science and Technology**, v. 8, p. 303 - 308, 1995.

WANG, H. T.; JI, G. C.; CHEN, Q. Y.; DU, X. F.; FU, W. The Microstructure and erosion wear performance of HVOF-sprayed Cr₃C₂-NiCr coatings with different feedstock powder. **Advanced Materials Research**, v. 228, p. 809-812, 2011.

WANG, Q.; TANG, Z.; CHA, L. Cavitation and sand slurry erosion resistances of WC-10Co-4Cr coatings. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 6, p. 2435-2443, 2015.

WENTZEL, E. J.; ALLEN, C. Erosion-corrosion resistance of tungsten carbide hard metals with different binder compositions. **Wear**, v. 181, p. 63-69, 1995.

WOOD, R. J. Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 28, n. 1, p. 82-94, 2010.

WU, P.; YAO, Q. Effects of water carrying solid particles on Francis turbine performance and operation. **Hydropower**, v. 96, p. 466-472, 1996.

XIANG, D.; CHENG, X.-D.; XIANG, Y.; CHAO, L.; YUAN, C.-Q.; DING, Z.-X. Structure and cavitation erosion behavior of HVOF sprayed multi-dimensional WC-10Co4Cr coating. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 28, n. 3, p. 487-494, 2018.

XIE, Y.; JIANG, J. J.; TUFA, K. Y.; YICK, S. Wear resistance of materials used for slurry transport. **Wear**, v. 332, p. 1104-1110, 2015.

ZHANG, W.-C.; LIU, L.-B.; ZHANG, M.-T.; HUANG, G.-X.; LIANG, J.-S.; XIAN, L.; ZHANG, L.-G. Comparison between WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr coatings sprayed on H13 steel by HVOF. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 25, n. 11, p. 3700-3707, 2015.