

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

ANDERSON BECKER

**RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO E EROÇÃO POR JATO DE LAMA DE
REVESTIMENTOS BINÁRIOS DE WC/Cr₃C₂ DEPOSITADOS POR
CHAMA DE ALTA VELOCIDADE**

DISSERTAÇÃO

PONTA GROSSA

2021

ANDERSON BECKER

**RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO E EROSIÃO POR JATO DE LAMA DE
REVESTIMENTOS BINÁRIOS DE WC/Cr₃C₂ DEPOSITADOS POR CHAMA DE
ALTA VELOCIDADE**

**Resistance against cavitation and slurry jet erosion of binary coatings
WC/Cr₃C₂ coatings deposited by high velocity oxygen fuel**

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

Orientador(a): Prof(a). Dr(a). Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz.

Coorientador(a): Prof(a). Dr(a). Hipólito Domingo Carvajal Fals.

PONTA GROSSA

2021



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/)

Esta licença permite remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, para fins não comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es) e que licenciem as novas criações sob termos idênticos. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.



ANDERSON BECKER

RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO E EROSÃO POR JATO DE LAMA DE REVESTIMENTOS BINÁRIOS DE WC/CR₃C₂ DEPOSITADOS POR CHAMA DE ALTA VELOCIDADE

Trabalho de pesquisa de mestrado apresentado como requisito para obtenção do título de Mestre Em Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). Área de concentração: Fabricação Mecânica E Materiais.

Data de aprovação: 28 de Abril de 2021

Prof Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof Aldo Braghini Junior, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Prof.a Ana Sofia Climaco Monteiro De Oliveira, Doutorado - Universidade Federal do Paraná (Ufpr)

Prof Hipolito Domingo Carvajal Fals, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Documento gerado pelo Sistema Acadêmico da UTFPR a partir dos dados da Ata de Defesa em 28/04/2021.

https://sistemas2.utfpr.edu.br/dpls/sistema/aluno06/mpCADEDocsAssinar.pcTelaAssinaturaDoc?p_pesscodnr=154736&p_cadedocpescodnr=8501&p...

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a minha família, aos meus pais Gerson e Janete, as minhas irmãs Any e Julia e a minha namorada Laiza, pelos momentos de conforto, amor, compreensão e pelo incentivo para o desenvolvimento deste estudo.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pela atenção, orientação, dedicação, ensinamentos, confiança a mim depositado para realização deste estudo e pela amizade.

Agradeço ao meu coorientador Professor Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals pela dedicação, por toda atenção, por todo conhecimento compartilhado e pela amizade.

Agradeço aos meus amigos de curso e laboratório, Karen, Matheus Zanardini, Alexandre, Lucas, Arthur, Solmar, André, Maurício, pelos momentos de descontração e pelas risadas durante as etapas do trabalho. Agradeço em especial ao meu colega de laboratório Kaue, pela ajuda nos ensaios e pelo ensinamento com o ferramental.

Agradeço ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica-PPGEM, pela oportunidade de estudo e desenvolvimento deste projeto e ao Centro Multiusuário C²MMA do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná Universidade Tecnológica Federal do Paraná- UTFPR- Campus Ponta Grossa, pela disponibilidade dos equipamentos e laboratórios necessários.

Um agradecimento ao Centro de Pesquisas em Aspersão Térmica (*Center for Thermal Spray Research*) na Universidade de Stony Brook (*University Stony Brook*), Nova York, Estados Unidos pela deposição das amostras e um agradecimento especial ao Prof. Dr. Sanjay Sampath, ao Dr. Felipe e a Dr. Juliane por todo o suporte.

Agradeço ao Lactec- Instituto de Tecnologia Para o Desenvolvimento e a todo o pessoal pela ajuda e suporte em todas as etapas de desenvolvimento deste estudo. Agradecimento especial ao Milton Jackson e a empresa Santo Antonio Energia, pelo suporte financeiro como bolsista e pelos materiais e equipamentos utilizados no desenvolvimento do estudo.

Agradeço aos meus amigos e professores que de alguma forma contribuíram e contribuem para o meu desenvolvimento.

“Uma mente necessita de livros, da mesma forma que
uma espada necessita de uma pedra de amolar,
se quisermos que se mantenha afiada”

George R. R. Martin, *Tyrion Lannister* em *Game of Thrones*.

RESUMO

BECKER, Anderson. **Resistência à cavitação e erosão por jato de lama de revestimentos binários de WC/Cr₃C₂ depositados por chama de alta velocidade**. 2021. 123f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2021.

As turbinas hidráulicas utilizadas em usinas hidrelétricas para geração de energia são fortemente afetadas pelo fluxo d'água que ocasiona desgaste de cavitação e erosão por jato de lama, ocasionando severos danos ao equipamento. Como forma de diminuir estes desgastes pode-se utilizar a deposição de revestimentos que aumentam as propriedades mecânicas superficiais de um equipamento. Neste estudo foi utilizado a deposição de revestimentos binários Cr₃C₂-37WC-18M e WC-20Cr₃C₂-7Ni pelo processo HVOF, com combustível líquido, a utilização de dois diferentes fluxos de combustível, com o intuito de avaliar a influência dos parâmetros de deposição nas propriedades mecânicas (microdureza, tenacidade à fratura, porosidade) e rugosidade após aspersão. Os ensaios de cavitação e de erosão por jato de lama foram realizados, para verificar a resistência e os mecanismos de desgaste das amostras. Foi observado que o aumento no fluxo de combustível provocou aumento nos valores de microdureza e menor porosidade. Mudanças de fases ocorreram durante a aspersão térmica, sendo a dissolução dos carbonetos na matriz metálica e o surgimento de carbonetos do tipo complexo (W,Cr)₂C relevantes e importantes para os revestimentos. A tenacidade à fratura foi afetada pela microestrutura do material, sendo que as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M obtiveram valores médios mais baixos do que as amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni, destacando que a dissolução dos carbonetos na matriz metálica ocasionou fragilidade que proporcionou menor resistência à propagação de trincas. Para resistência a cavitação os parâmetros de aspersão tiveram maior influência, sendo que o desgaste iniciou nos poros. O mecanismo de desgaste ocorreu a partir do destacamento de lamelas do revestimento. A resistência à erosão por jato de lama foi mais influenciada pelo material do que pelos parâmetros de aspersão, sendo que os revestimentos com maior quantidade de WC obtiveram os melhores resultados. Os mecanismos de desgaste observados foram o microsulcamento e microcorte da matriz metálica, seguido de desprendimento, destacamento e fratura dos carbonetos.

Palavras-chave: HVOF. Cavitação. Erosão por Jato de Lama. Cr₃C₂-37WC-18M. WC-20Cr₃C₂-7Ni.

ABSTRACT

BECKER, Anderson. **Resistance against cavitation and slurry jet erosion of binary coatings WC/Cr₃C₂ coatings deposited by high velocity oxygen fuel.** 2021. 123f. Dissertation (Master's Degree in Mechanical Engineering) - Federal University of Technology - Paraná, Ponta Grossa, 2021.

The hydraulic turbines used in hydroelectric power plants for power generation are strongly affected by the flow of water that causes cavitation wear and slurry jet erosion, causing severe damage to the equipment. As a way to reduce these wears, it is possible to use a deposition of coatings that increase the mechanical properties of an equipment. This study used the deposition of binary coatings Cr₃C₂-37WC-18M and WC-20Cr₃C₂-7Ni by the HVOF process, with liquid fuel, using two different fuel flows, in order to evaluate the influence of the thermal spray parameters on the properties mechanical (microhardness, indentation fracture toughness and porosity) and roughness after deposition. Cavitation and slurry jet erosion tests were carried out to verify the resistance and wear mechanisms of the samples. It was observed that the increase in fuel flow caused an increase in microhardness values and lower porosity. Phase changes occurred during thermal spraying, with the dissolution of carbides in the metallic matrix and the appearance of complex type carbides (W, Cr)₂C being relevant and important for coatings. Indentation fracture toughness was affected by the microstructure of the material, with the Cr₃C₂-37WC-18M material having lower mean values than that of the WC-20Cr₃C₂-7Ni material, noting that the dissolution of carbides in the matrix caused fragility which provided lower resistance to crack propagation. For resistance to cavitation, the thermal spray parameters had the greatest influence, with wear starting in the pores. The wear mechanism occurs from the detachment of lamellae from the coating. The resistance to slurry jet erosion was more influenced by the material than by the spray parameters, and the coatings with the highest amount of WC obtained the best results. The wear mechanisms observed were micro-ploughing and micro-cutting of the metallic matrix, followed by detachment and fracture of the carbides.

Keywords: HVOF. Cavitation. Slurry Jet Erosion. Cr₃C₂-37WC-18M. WC-20Cr₃C₂-7Ni.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esboço da deposição de um revestimento pelo processo de aspersão térmica	22
Figura 2 - Representação esquemática da seção transversal de um revestimento ..	23
Figura 3 - Desenho de uma pistola HVOF utilizando combustível líquido	26
Figura 4 - Esquema do colapso e o microjato danificando a superfície do componente	28
Figura 5 - Efeito do fluxo d'água e desgaste real de uma turbina; (a) formação das bolhas e colapso durante o fluxo d'água; (b) desgaste real devido a cavitação de uma turbina	28
Figura 6 - Fases de desenvolvimento do fenômeno de desgaste.	29
Figura 7 - Imagem da superfície desgastada; (a) 15 min; (b) 30 min; (c) 60 min; (d) 120 min	31
Figura 8 - Modelo de mecanismo de desgaste de um revestimento submetido a cavitação; (a) antes; (b) durante a perda de material	32
Figura 9 - Mecanismo de desgaste de erosão por partículas sólidas.....	33
Figura 10 - Mecanismo de desgaste de erosão de materiais dúcteis, frágeis e a influência do ângulo de impacto; (a) material dúctil; (b) material frágil.....	35
Figura 11 - Diferença entre mecanismo de desgaste de erosão; (a) microsulcamento; (b) microcorte	36
Figura 12 - Imagem realizada por MEV do mecanismo de desgaste de um revestimento WC10Co4Cr erodido por jato de lama; (a) 90°; (b) 30°.....	37
Figura 13 - Micrografia de um pó de WC-20Cr3C2-7Ni	38
Figura 14 - Micrografia MEV; (a) pó 1 equipamento K2; (b) pó 3, equipamento JP5000; (c) pó 4 equipamento K2 e (d) pó 5 equipamento JP5000	39
Figura 15 - Características das partículas e propriedades; (a) velocidade e temperatura; (b) microdureza Vickers	40
Figura 16 - Morfologia do Pó; (a) 300x (uma partícula 1500x); (b) seção transversal das partículas.....	41
Figura 17 - Imagem MEV de um revestimento de Cr3C2-37WC-18M; (a) HVOF/ -45+15 µm; (b) HVAF/ -30+10 µm.....	42
Figura 18 - Fluxograma com as etapas do presente trabalho	45
Figura 19 - Amostra aspergida fixada no suporte de aspersão térmica do ICP	46
Figura 20 - Imagem da morfologia do pó de WC-20Cr3C2-7Ni	47
Figura 21 - Imagem da morfologia do pó Cr3C2-37WC-18M.....	48

Figura 22 - Equipamento <i>Tafa JP-5000</i> que utiliza combustível líquido (Querosene); (a) Unidade de controle dos fluxos de gases e combustível (b) Pistola de aspersão térmica	49
Figura 23 - Equipamento <i>AccuraSpray</i> utilizado para medição de temperatura, velocidade das partículas e as características da chama	51
Figura 24 - Cortadeira de precisão <i>Buehler</i> modelo <i>ISOMET 4000</i>	52
Figura 25 - Embutidora modelo <i>SimpliMet XPS1</i> marca <i>Buehler</i>	53
Figura 26 - Politriz semiautomática <i>Buehler Beta</i>	54
Figura 27 - Microscópio óptico <i>Zeiss</i> Modelo <i>A2.M</i>	55
Figura 28 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), <i>Vega 3</i> da marca <i>TESCAN</i>	56
Figura 29 - Equipamento <i>Shimadzu HMV-G20 Series</i>	58
Figura 30 - Perfilômetro óptico <i>Taylor Hobson</i> modelo <i>CCI Lite</i>	60
Figura 31 - Representação dos parâmetros de rugosidade e cálculo para obtenção de valores; (a) rugosidade média aritmética (S_a); (b) rugosidade média quadrática (S_q); (c) altura máxima média de superfície (S_z).....	61
Figura 32 - Equipamento utilizado para ensaio de erosão por cavitação <i>Qsonica</i> modelo <i>Q700</i>	62
Figura 33 – Representação esquemática do equipamento de ensaio de cavitação..	63
Figura 34 - Microindentação realizada para obtenção das imagens da superfície desgastada sempre na mesma região	64
Figura 35 - Equipamento utilizado para os ensaios de erosão por jato de lama	65
Figura 36 - Desenho do equipamento de ensaio de erosão por jato de lama e seus componentes.....	66
Figura 37 - Imagem da secção transversal dos revestimentos aspergidos por HVOF com combustível líquido e sua espessura média obtidas por microscopia eletrônica de varredura a) 1Cr, b) 2Cr, c) 3WC, d) 4WC.	73
Figura 38 - Microestrutura em detalhe das amostras; a) 1Cr, b) 2Cr	75
Figura 39 - Imagem de carbonetos Cr_3C_2 com núcleo de tom de cinza escuro e bordas de tom de cinza mais claro, identificando possível reação entre o WC e Cr_3C_2 , sugerindo formação de carbonetos complexos e microtrincas observadas em alguns carbonetos; a) 1Cr, b) 2Cr.....	76
Figura 40 - Microestrutura em detalhe das amostras; a) 3WC, b) 4WC	77
Figura 41 - Imagens de carbonetos de Cr_3C_2 com núcleo de tom cinza escuro e bordas mais claras, sugerindo possível surgimento de carbonetos complexos e microtrincas observadas em alguns carbonetos e matriz metálica; a) 3WC, b) 4WC	78
Figura 42 - Difração de raios X dos revestimentos Cr_3C_2 -37WC-18M e WC-20Cr3C2-7Ni.....	79

Figura 43 - Imagem de mapeamento pontual analisadas para verificar a composição química da amostra 1Cr via EDS	82
Figura 44 - Imagem de mapeamento pontual analisadas para verificar a composição química da amostra 2Cr via EDS, com o intuito de verificar as diferentes composições da matriz metálica e análise dos carbonetos do revestimento	83
Figura 45 - Imagem obtida por MEV com identificação dos pontos analisados via EDS para verificar as diferentes composições químicas da amostra 3WC	84
Figura 46 - Imagem obtida por MEV com identificação das regiões analisadas via EDS para verificar as diferentes composições químicas da amostra 4WC	86
Figura 47 - Imagem de indentação gerada para o ensaio de tenacidade à fratura e obtenção de trinca e caminho percorrido na amostra 1Cr, as imagens com ampliações maiores foram retiradas do local onde o quadrado amarelo está marcando; (a) Imagem demonstrando a indentação e o tamanho completo da trinca com ampliação de 500x, (b) Caminho da trinca com ampliação de 1000x, (c) Observação em maior ampliação da trinca gerada após o ensaio com ampliação de 5000x	90
Figura 48 - Trinca gerada para o ensaio de tenacidade à fratura na amostra 4WC e o caminho percorrido pela mesma	91
Figura 49 - Evolução do desgaste de cavitação da amostra 1Cr; (a) Condição polida (0 min), (b) 16 min, (c) 32 min, (d) 128 min	96
Figura 50 - Evolução do desgaste de cavitação da amostra 3WC; (a) Condição polida (0 min), (b) 16 min, (c) 32 min, (d) 128 min	97
Figura 51 - Destacamento de lamelas ou parcelas do revestimento de todas as amostras. Tempo de ensaio: 128 min; (a) 1Cr, (b) 2Cr, (c) 3WC, (d) 4WC.....	98
Figura 52 - Imagem da secção transversal da zona cavitada, para melhor visualização da rede de trincas e caminho de propagação da amostra 2Cr após 320 min de ensaio; (a) Ampliação 500x, (b) Ampliação 5000x.....	99
Figura 53 - Imagem da secção transversal da zona cavitada da amostra 4WC após 320 min de ensaio; (a) Ampliação 1000x, (b) Ampliação 5000x.....	100
Figura 54 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 1Cr em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min	106
Figura 55 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 2Cr em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min	108
Figura 56 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 3WC em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min	109
Figura 57 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 4WC em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min	110

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Perda de massa X tempo; (a) para aços base; (b) para revestimentos...	30
Gráfico 2 - Perda de massa depois de desgaste de abrasão.....	40
Gráfico 3 - Velocidade e temperatura das partículas obtidos por HVOF com combustível líquido e variação do fluxo de combustível.....	70
Gráfico 4 - Análise da perda de volume das amostras 1Cr, 2Cr, 3WC e 4WC.....	93
Gráfico 5 - Perda de volume pela erosão por jato de lama das amostras ensaiadas	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química nominal dos dois pós segundo o fabricante	47
Tabela 2 - Parâmetros de deposição utilizando sistema HVOF com combustível líquido (Querosene)	49
Tabela 3 - Valores de razão estequiométrica das chamas utilizadas	50
Tabela 4 - Parâmetros utilizados no DRX para análise das fases presentes no revestimento	57
Tabela 5 - Metodologia utilizada para o ensaio de cavitação	63
Tabela 6 - Parâmetros e especificações utilizadas no ensaio de erosão por jato de lama	66
Tabela 7 - Metodologia utilizada para o ensaio de erosão por jato de lama	67
Tabela 8 - Valores dos elementos químicos para realizar o cálculo da densidade teórica do material $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$	68
Tabela 9 - Valores dos elementos químicos para realizar o cálculo da densidade teórica do material $\text{WC-20Cr}_3\text{C}_2\text{-7Ni}$	68
Tabela 10 - Parâmetros de rugosidade das amostras aspergidas, rugosidade média quadrática (S_q), rugosidade média aritmética (S_a) e altura máxima média de superfície (S_z).....	72
Tabela 11- Composição química da análise em diferentes regiões do revestimento da amostra 1Cr.....	82
Tabela 12 - Composição química da análise em diferentes regiões do revestimento da amostra 2Cr.....	84
Tabela 13 - Composição química das regiões da amostra 3WC.....	85
Tabela 14 - Composição química das regiões da amostra 4WC.....	86
Tabela 15 – Valores porosidade, densidade teórica, microdureza e tenacidade à fratura das amostras	87
Tabela 16 - Taxa de desgaste de cavitação das amostras ensaiadas	93
Tabela 17 - Taxa de desgaste de erosão por jato de lama das amostras	104

LISTA DE ABREVIATURAS, ACRÔNIMOS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> , Sociedade Americana de Testes e Materiais
CL	Combustível Líquido
Cr ₃ C ₂	Carboneto de Cromo
Co	Cobalto
DRX	Difração de Raios- X
EBSD	Difração De Elétrons Retro-Espalhados
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> , Espectrometria De Raios- X Por Dispersão De Energia
HVOF	<i>High Velocity Oxygen-Fuel</i> (Aspersão Térmica por Chama de Alta Velocidade)
M	Níquel-Cobalto-Cromo-Ferro
MEV	Microscópio Eletrônica de Varredura
Ni	Níquel
WC	Carboneto de Tungstênio
ρ_R	Densidade do Revestimento
$\rho_{Cr_3C_2}$	Densidade do Carboneto de Cromo
ρ_{WC}	Densidade do Carboneto de Tungstênio
ρ_{Ni}	Densidade do Níquel
ρ_{Co}	Densidade do Cobalto
Φ	Razão estequiométrica da chama
m	Massa
V	Volume

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	OBJETIVOS	18
1.1.1	Objetivo Geral.....	18
1.1.2	Objetivos Específicos	18
1.1.3	Justificativa	19
1.1.4	Estrutura Do Trabalho	19
2	REFERENCIAL TEÓRICO	21
2.1	ASPERSÃO TÉRMICA.....	21
2.1.1	Processo De Aspersão Térmica Por Chama De Alta Velocidade (<i>HVOF-High Velocity Oxygen Fuel</i>)	24
2.1.1.1.	Processo HVOF com combustível líquido	25
2.2	TIPOS DE DESGASTES	27
2.2.1	Desgaste Por Cavitação	27
2.2.2	Desgaste De Erosão Por Partículas Sólidas	32
2.2.2.1.	Erosão por jato de lama (<i>slurry jet erosion</i>)	34
2.2.2.2.	Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama	34
2.3	REVESTIMENTOS BINÁRIOS WC/Cr ₃ C ₂	37
2.3.1	Revestimentos De WC-20Cr ₃ C ₂ -7Ni.....	37
2.3.2	Revestimentos De Cr ₃ C ₂ -37WC-18M	41
3	METODOLOGIA	44
3.1	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS.....	45
3.1.1	Chapas Para o Substrato	45
3.2	MATERIAIS DO REVESTIMENTO.....	46
3.3	PARÂMETROS E EQUIPAMENTOS DE ASPERSÃO HVOF	48
3.3.1	Equipamento HVOF Utilizado.....	48
3.3.2	Parâmetros do Processo de Aspersão Térmica HVOF	49
3.3.2.1.	Estequiometria da chama	50
3.4	EQUIPAMENTO PARA MEDIÇÃO DE TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS	51
3.5	PREPARAÇÃO METALOGRAFICA APÓS A ASPERSÃO TÉRMICA	51
3.6	CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA.....	55
3.6.1	Microscopia Óptica	55

3.6.2	Microscopia Eletrônica De Varredura	56
3.6.3	Espectrometria de Raios- X Por Dispersão De Energia (EDS).....	56
3.6.4	Análise de Porosidade dos Revestimentos	57
3.6.5	Difração de Raios- X (DRX).....	57
3.6.6	Ensaio de Microdureza em Escala Vickers dos Revestimentos	58
3.6.7	Análise da Tenacidade à Fratura dos Revestimentos	59
3.7	ANÁLISE DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL DAS AMOSTRAS.....	59
3.8	ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA.....	61
3.9	ENSAIO DE EROÇÃO POR JATO DE LAMA	65
3.10	DENSIDADE TEÓRICA DOS REVESTIMENTOS E CÁLCULO PARA PERDA DE VOLUME DAS AMOSTRAS	67
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	70
4.1	INFLUÊNCIA DO FLUXO DE COMBUSTÍVEL NA TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS DURANTE A ASPERSÃO TÉRMICA.....	70
4.2	CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS POR HVOF COM COMBUSTÍVEL LÍQUIDO.....	72
4.2.1	Análise da Rugosidade Superficial dos Revestimentos.....	72
4.2.2	Análise da Microestrutura dos Revestimentos Aspergidos	73
4.2.3	Análises de Difração de Raios X Nos Revestimentos	78
4.2.4	Análise Química Pontual dos Revestimentos por Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS).....	81
4.2.5	Análise de Porosidade, Densidade Teórica, Microdureza e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos	87
4.3	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO.....	92
4.3.1	Análise da Resistência ao Desgaste por Cavitação	92
4.3.2	Mecanismo de Desgaste de Cavitação	95
4.4	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A EROÇÃO POR JATO LAMA	102
4.4.1	Análise da Resistência a Erosão Por Jato de Lama das Amostras	102
4.4.2	Mecanismo de Desgaste de Erosão por Jato de Lama	105
5	CONCLUSÕES	112
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	113
	REFERÊNCIAS.....	114

1 INTRODUÇÃO

No Brasil grande parte da energia elétrica é gerada pelas usinas hidrelétricas, sendo que correspondem por cerca de 60% da produção de energia elétrica nacional (AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA, 2019; EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2019).

Nas usinas hidrelétricas o fluxo d'água juntamente com a turbina, são responsáveis pela geração de energia elétrica, porém o fluxo d'água é um dos fatores que levam os componentes das turbinas ao desgaste, comprometendo seu funcionamento e vida útil, acrescentando paradas de manutenção para reparos e ou trocas de componentes.

Conforme Singh, Tiwari e Mishra (2012) as partes de uma turbina hidráulica são danificadas por desgaste de cavitação ou uma combinação de mais de um tipo de desgaste (erosão, corrosão) e que na maior parte dos casos práticos o desgaste de cavitação pode ser agravado pelas partículas sólidas que estão presentes no meio líquido.

Esses mecanismos de desgastes estão presentes nos equipamentos industriais e estudos são conduzidos para melhorar as características dos equipamentos, como por exemplo, estudo da deposição de revestimentos sobre a superfície das peças. Usualmente esses revestimentos são caracterizados pela boa resistência ao desgaste no qual o componente é submetido durante seu funcionamento, sendo hoje amplamente utilizado.

Um dos métodos empregados para a deposição de revestimentos é a aspersão térmica, na qual ocorre a deposição de um material sobre a superfície de um equipamento.

Dentro dos processos de aspersão térmica que podem ser utilizados, um dos métodos mais empregados para a deposição de revestimentos é o *High Velocity Oxygen Fuel*, sigla HVOF, de possível tradução para o português, aspersão térmica por chama de alta velocidade.

Uma das vantagens do processo HVOF é que as partículas alcançam altas velocidades de impacto sobre o substrato, o que implicam no fato das partículas não precisarem estar totalmente fundidas para a obtenção de revestimentos de alta qualidade (LIMA, TREVISAN, 2007).

Para um revestimento, as propriedades e características estão relacionadas diretamente com as energias térmica e cinética envolvidas no processo de aspersão.

No processo HVOF devido à alta energia cinética das partículas e menor tempo de projeção das partículas, ocorre pouca oxidação durante a trajetória até o substrato, resultando em revestimentos com baixa parcela de partículas de óxidos e porosidade (NOVICKI, 2008).

Os materiais disponíveis para a fabricação de revestimentos podem ser encontrados na forma de varetas, pós e arames, e podem ser fabricados de cermets, compósitos, óxidos, compostos intermetálicos, metais, plásticos e alguns vidros (LIMA, TREVISAN, 2007; MARQUES, 2003).

Os cermets, que estão dentro do grupo dos compósitos (um metal e uma cerâmica), são amplamente utilizados como materiais para revestimentos. Dois dos mais utilizados são os Carbonetos de Tungstênio com matriz metálica de Cobalto (WC-Co) e Carbonetos de Cromo com matriz metálica de Níquel-Cromo ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) (HERMAN, SAMPATH, MCCUNE, 2000).

Um estudo conduzido por Bertuol (2020) mostrou que revestimentos de carboneto de Tungstênio e matriz metálica de Cobalto, tiveram melhores resultados frente aos desgastes de erosão por jato de lama em comparação com o outro revestimento estudado ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$).

Taillon *et al.*, (2016) em seu estudo mostraram que os revestimentos de carboneto de Cromo com matriz metálica de Níquel/Cromo obtiveram os melhores resultados frente ao desgaste de cavitação em comparação com os demais revestimentos estudados (WC-CoCr, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$, $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ 1000 °C e $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ 1400°C).

O presente trabalho tem como proposta estudar a deposição e avaliação das propriedades de revestimentos binários de carbonetos de WC/ Cr_3C_2 , depositados por combustível líquido, verificar a influência do fluxo de combustível, abrangerá um estudo dos revestimentos em relação aos diferentes tipos de desgastes (cavitação e erosão por jato de lama) e promoverá um estudo sobre a microestrutura gerada.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo principal o estudo da influência do fluxo de combustível nas propriedades mecânicas, microestrutura, na resistência ao desgaste de cavitação e erosão por jato de lama de revestimentos binários de WC/Cr₃C₂ depositados por HVOF com combustível líquido

1.1.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos desse trabalho são:

- Verificar a influência do fluxo de combustível na velocidade e temperatura das partículas durante a aspersão térmica.
- Caracterizar a microestrutura dos diferentes revestimentos, suas propriedades mecânicas (dureza, tenacidade à fratura, porosidade).
- Analisar as mudanças microestruturais, composicionais e de fases dos revestimentos aspergidos termicamente com a alteração da relação combustível / oxigênio.
- Avaliar os revestimentos em ensaios de jato de lama (*Slurry Jet Erosion*), verificando a perda de volume e analisando o mecanismo de desgaste na zona erodida.
- Avaliar os revestimentos em ensaios de cavitação seguindo norma ASTM G32 (2016), verificando a perda de volume, estudando o mecanismo de desgaste na zona cavitada.
- Verificar a influência do fluxo de combustível nas propriedades mecânicas e na resistência a cavitação e erosão por jato de lama.

1.1.3 Justificativa

As peças que compõe um equipamento estão sujeitas a vários tipos de desgastes, que ocasionam paradas de manutenção, reparos e altos custos. Nas usinas hidrelétricas estes fatores não são diferentes, as turbinas hidráulicas são componentes de extrema importância para uma usina hidrelétrica e são fortemente afetadas pelo fluxo d'água do rio, que é utilizado para a geração de energia.

As turbinas sofrem severamente com a cavitação e erosão que causam desgastes na superfície do componente e podem ser agravados pela presença de partículas sólidas no fluxo d'água. Os processos de aspensão térmica, são amplamente utilizados no reparo de equipamentos com a deposição de revestimentos, estes também são empregados para conferir melhores propriedades mecânicas superficiais.

Devido à ausência de estudos sobre revestimentos binários de carbonetos de WC/Cr₃C₂, bem como a influência do fluxo de combustível no processo HVOF com combustível líquido, nas propriedades mecânicas dos revestimentos e na resistência ao desgaste de cavitação e de erosão por jato de lama, o presente estudo torna-se relevante para o entendimento e correlação deste importante parâmetro de deposição sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos.

1.1.4 Estrutura Do Trabalho

No capítulo 2 será abordado o referencial teórico, sendo apresentados os temas pertinentes ao presente estudo, como os principais processos de aspensão térmica, com ênfase no processo HVOF, irá ser apresentado no capítulo 2 um referencial sobre revestimentos de carboneto de Cromo e carboneto de Tungstênio, as matrizes metálicas, o processo de desgaste de cavitação e seu mecanismo e o processo de desgaste de erosão por jato de lama e seu mecanismo.

O próximo capítulo a ser apresentado é o capítulo 3, onde irá ser abordado a metodologia, irão ser apresentados os equipamentos utilizados, os parâmetros de deposição, a preparação dos corpos de provas, as normas que regem os ensaios, os métodos de caracterização dos revestimentos.

No capítulo 4 serão apresentadas as discussões e análises, com os estudos sobre a caracterização dos revestimentos, análises sobre a resistência aos desgastes, como relacionar o processo de fabricação e a utilização dos dois tipos de carbonetos na formação dos revestimentos e nas suas propriedades mecânicas.

O capítulo 5 apresentará as conclusões obtidas a partir das discussões e análises.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Nesta seção é apresentada uma revisão de literatura sobre os temas pertinentes para o estudo, como a aspensão térmica, especificamente o processo de HVOF, sobre os carbonetos de Cromo e Tungstênio e sobre os mecanismos de desgaste.

2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica é um termo designado para denominar os processos que aplicam metais e não metais para a formação de revestimentos em superfícies de componentes, sendo caracterizada como um ramo da engenharia de superfícies (DAVIS, 2004; LIMA, TREVISAN, 2007).

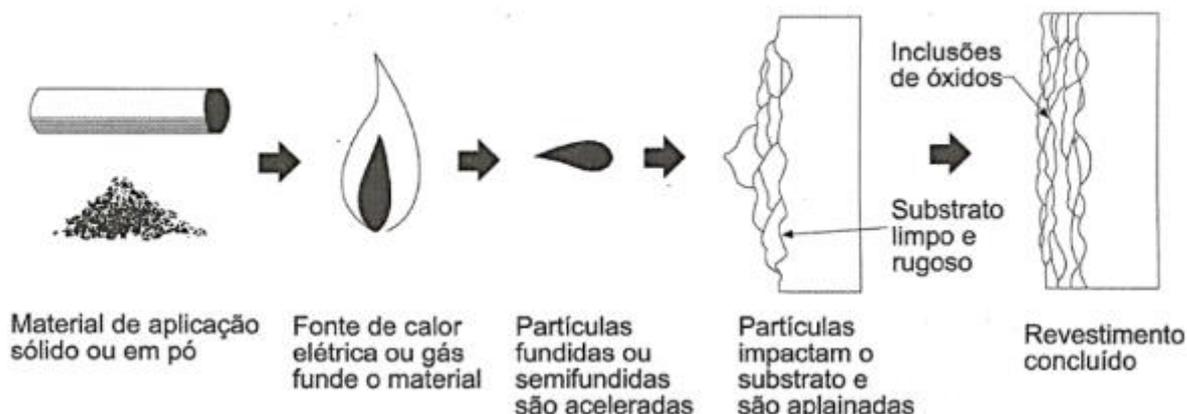
A aspensão térmica é uma das tecnologias mais conceituadas quando se refere a deposição de revestimentos resistentes ao desgaste, corrosão e de deterioração térmica devido a sua ampla gama de materiais a serem processados e as variedades de processos (LIMA, SOUZA, CAMARGO, 2012).

O processo de aspensão térmica tem a função de realizar a deposição de materiais fundidos, semifundidos e ou sólidos em um substrato. Estes materiais podem ser encontrados na forma de pós, arames, varetas e são alimentados para a tocha de aspensão térmica, que possui um sistema de aquecimento, sendo estes sistemas a combustão de gases e energia elétrica (PAWLOWSKI, 2008).

Os revestimentos só podem serem obtidos se as partículas conseguirem deformar-se plasticamente quando ocorrer o impacto com o substrato, o que só pode ser obtido se as partículas estiverem fundidas e com elevada velocidade (PAWLOWSKI, 2008).

Na Figura 1 pode ser observado um desenho do processo de deposição por aspensão térmica.

Figura 1 - Esboço da deposição de um revestimento pelo processo de aspersão térmica



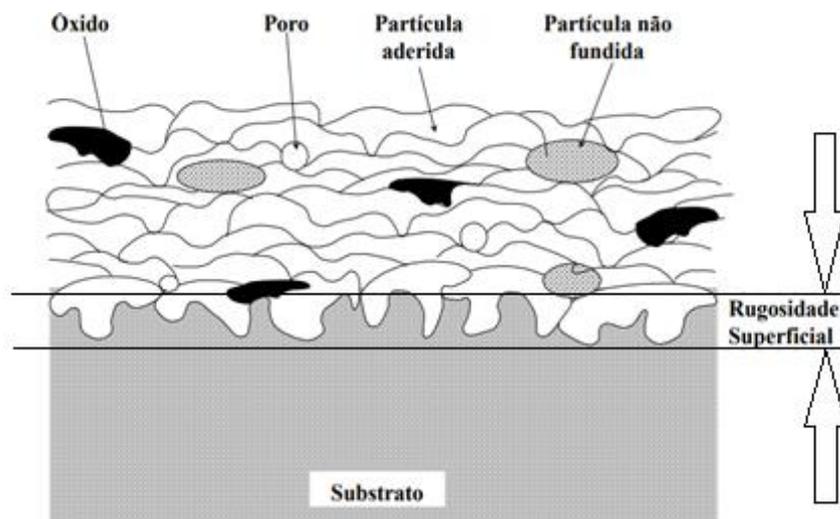
Fonte: Lima e Trevisan (2007).

Quando as partículas são impelidas sobre o substrato, ocorre a deformação da partícula para uma forma achatada, as partículas começam a resfriar, se conformam e são aderidas nas irregularidades da superfície, que foi previamente preparada, e entre si. Neste caso é formado uma estrutura típica de revestimentos denominada de estrutura lamelar. Como exemplo, um revestimento aspergido pelo processo de arco elétrico, além da presença das lamelas do material depositado, é constituído de óxidos, poros, vazios, salpicos e material pré-solidificado (LIMA, TREVISAN, 2007).

As características que determinam as propriedades de um revestimento incluem, a estrutura lamelar, a inclusão de óxidos, poros, partículas não fundidas e trincas (DAVIS, 2004).

Na Figura 2 é possível observar a seção transversal de um revestimento aspergido termicamente, onde estão presentes os aspectos de um revestimento, como poros, partículas não fundidas, óxidos e a estrutura lamelar.

Figura 2 - Representação esquemática da seção transversal de um revestimento



Fonte: Adaptado de Marques (2003).

A obtenção de um revestimento com alta qualidade depende de vários fatores, tais como: material de fabricação, tamanho das partículas, velocidade de solidificação, velocidade das partículas, os tipos de combustíveis utilizados na combustão e as condições do substrato, tais como: limpeza, temperatura (pré-aquecimento, pós-aquecimento) e rugosidade (LIMA, TREVISAN, 2007).

As características químicas e físicas dos pós empregados na fabricação de revestimentos, tem seu papel importante nas propriedades finais. Como exemplo de fatores que afetam o revestimento, podem ser citados a distribuição granulométrica, a morfologia do pó e uniformidade química, ou seja, quanto mais homogênea forem as propriedades dos pós, melhor será o controle sobre as propriedades finais do revestimento (VICENZI, 2007).

Como característica das partículas que podem afetar o revestimento, Matikainen *et al.*, (2019) comenta que a dissolução dos materiais dos carbonetos pode ser reduzida quando as partículas possuem estruturas densas o que permite um aquecimento uniforme em comparação com partículas porosas.

Os processos de aspersão térmica altamente utilizados na indústria, são classificados segundo sua fonte de geração de calor, que podem ser de origem elétrica ou de combustão de gases (DAVIS, 2004).

Sucharski (2016) comenta que os nomes dos processos de aspersão térmica não possuem uma tradução difundida no português, sendo que o uso do inglês é mais utilizado na literatura. O Quadro 1 apresenta os diferentes processos de aspersão

térmica, seu nome em inglês e uma possível tradução, além de apresentar os processos segundo sua classificação pela fonte de calor.

Quadro 1 - Classificação dos processos segundo a fonte calor, siglas dos processos e possível tradução

Fonte de Aquecimento	Sigla	Nome em Inglês	Nome Usual em Português
Energia Elétrica	ASP	<i>Arc Spray Process</i>	Arco Elétrico
	APS	<i>Air Plasma Spraying</i>	Plasma por Arco Não Transferido
	PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>	Plasma por Arco Transferido
Combustão	FS (Pó/Arame)	<i>Flame Spray</i>	Chama Oxiacetilênica (Pó ou Arame)
	HVOF	<i>High Velocity Oxygen Fuel</i>	Chama de Alta Velocidade ou Ultrassônico
	HVCW	<i>High Velocity Combustion Wire</i>	Chama de Alta Velocidade com Arame
	D-Gun™ ou DS	<i>Detonation Thermal Spraying Process</i>	Detonação
Indução Elétrica	CS ou CGSM	<i>Cold Spray ou Cold-Gas Spraying Method</i>	Aspersão a Frio

Fonte: Adaptado de Sucharski (2016).

Para melhor entendimento deste trabalho, os processos de aspersão térmica serão indicados pela sua sigla em inglês, devido à sua maior aceitação.

Pawlowski (2008) comenta que um dos principais motivos para o desenvolvimento de novas técnicas de aspersão térmica é a alta energia cinética das partículas aspergidas, que ao estar em contatos com chamas de altas velocidades mantêm temperaturas relativamente baixas. Exemplos de técnicas na quais segue este conceito são os processos HVOF, HVOF (*high velocity oxygen fuel*) e D-gun™ (Pawlowski, 2008).

2.1.1 Processo De Aspersão Térmica Por Chama De Alta Velocidade (*HVOF-High Velocity Oxygen Fuel*)

O processo de aspersão térmica de alta velocidade (HVOF) foi inventado em 1958 pela *Union Carbide* (agora *Praxair Surface Technologies, Inc*), porém começou

a ser comercializado de forma significativa no fim dos anos 1970 e início de 1980. As características do processo são similares ao D-Gun™, com a diferença da queima do combustível com o oxigênio. A queima do combustível no processo HVOF é de forma contínua e no processo D-Gun™ a queima é de forma repetitiva (DAVIS, 2004; PAWLOWSKI, 2008).

Basicamente o processo de aspersão térmica por chama de alta velocidade surgiu como uma alternativa aos processos convencionais, produzindo-se revestimentos mais densos, com menor quantidade de poros e óxidos. Vale ressaltar que o processo HVOF foi inovador, pois apresentou desempenho similar ao equipamento de detonação (D-Gun™) e a versatilidade do uso da pistola do FS (*flame spray*) (SUCHARSKI, 2016; MARANHO, 2006).

Davis (2004) comenta que a tecnologia de aspersão térmica que utiliza a combustão viu grandes avanços com o desenvolvimento do sistema HVOF. O sistema melhorou as condições de combustão, aumentando as temperaturas e velocidades das partículas. As altas temperaturas e velocidades das partículas aumentaram de forma significativa a densidade e à aderência do revestimento ao substrato em comparação com o *flame spray*.

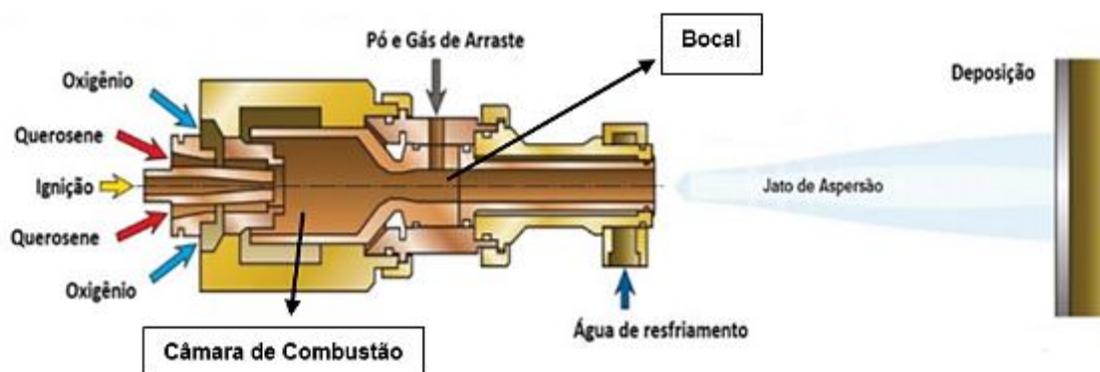
A principal característica do HVOF é a alta energia cinética das partículas, na qual resulta em menor tempo de voo, proporciona revestimento com maior aderência ao substrato e menores valores de porosidade e óxidos (SUCHARSKI, 2016). Por exemplo, Davis (2004) comenta que velocidades de partículas mais altas reduzem o superaquecimento, evitando a oxidação e descarbonetação dos carbonetos.

2.1.1.1. Processo HVOF com combustível líquido

O processo de aspersão por HVOF com combustível líquido para a aplicação de revestimento de carbonetos é hoje um dos processos mais importantes. Uma das variações do processo é a utilização de combustível líquido ao invés de combustível gasoso.

Na Figura 3 pode ser observado o desenho de uma pistola de aspersão com a utilização de um combustível líquido.

Figura 3 - Desenho de uma pistola HVOF utilizando combustível líquido



Fonte: Adaptado de *Oerlikon Metco*, (2019a).

Neste tipo de equipamento o combustível líquido (querosene) é misturado com o oxigênio na câmara de combustão. Nesta câmara ocorre a vaporização do combustível líquido, sendo que a mistura gerada, é queimada antes de passar pela estricção convergente-divergente que acelera o gás para fora da pistola. Neste tipo de equipamento o pó é inserido após a queima do combustível, logo após a estricção (ZHANG, HARRIS, MACCARTNEY, 2003; PICAS *et al.*, 2009).

Uma das características deste processo é que, como a introdução dos pós ocorre radialmente e posteriormente ao gás gerado pela combustão, o tempo que as partículas permanecem na fonte de calor é menor, devido ao fato de que quando a partícula é injetada o gás já se encontra em altas velocidades. Por consequência destes fatores, as partículas normalmente alcançam temperaturas menores, porém atingem velocidades maiores (ZHANG, HARRIS, MACCARTNEY, 2003).

Esse fenômeno foi observado por Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018), em seu estudo de revestimentos de WC-Co, foi depositado a mesma matéria-prima utilizando combustível gasoso e líquido e as maiores velocidades foram obtidas utilizando o combustível líquido.

Varis *et al.*, (2020b) comentam que variações nos parâmetros de aspersão são relevantes e importantes para as propriedades das partículas e revestimento. Os autores ainda comentam que a temperatura das partículas é fortemente afetada pela razão estequiométrica da chama. Valores de razão estequiométrica próximos entre o combustível e oxigênio promovem temperaturas mais elevadas das partículas.

Varis *et al.*, (2020b) observam que um dos parâmetros que afeta a temperatura das partículas é a pressão na câmara de combustão, mesmo quando os valores de razão estequiométrica são diferentes da razão estequiométrica entre o

combustível e oxigênio, pode-se observar valores de temperaturas próximos, esse fenômeno está associado a maior pressão na câmara de combustão quando se varia o fluxo de oxigênio e combustível. Pressões mais elevadas na câmara de combustão resultam em uma densidade de fluxo de gás mais elevada e, portanto, maior eficiência na transferência de calor para as partículas.

Para Maranhão *et al.*, (2008) as propriedades de um revestimento são dependentes do tamanho das partículas, da distância de aspersão, dos valores de fluxo dos gases e da razão combustível/oxigênio.

Pukasiewicz *et al.*, (2017) observou que distância de aspersão mais curta com maior fluxo de combustível e menor taxa de alimentação do pó, resultou em um aumento da tensão residual compressiva e que os revestimentos com maior tensão residual compressiva apresentaram maiores valores de microdureza e melhor resistência a cavitação, ou seja, o uso de parâmetros do processo que resultam em maiores velocidades de partículas são importantes para o aumento da tensão residual compressiva e por consequência na resistência a cavitação.

2.2 TIPOS DE DESGASTES

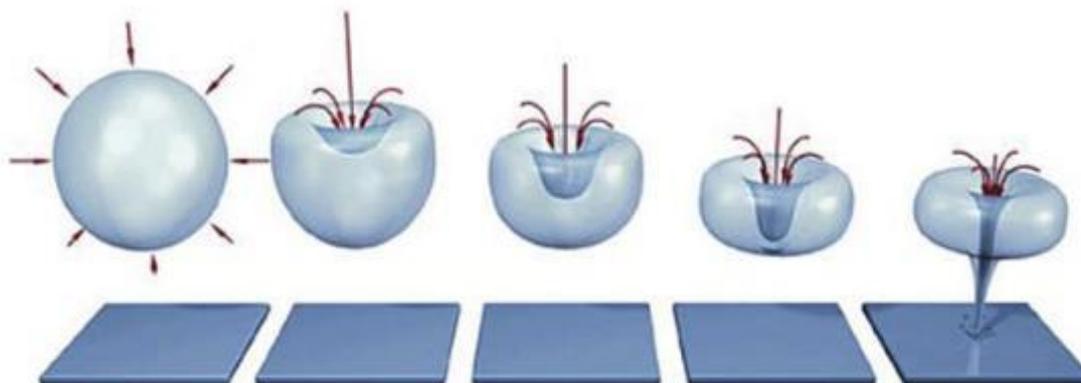
2.2.1 Desgaste Por Cavitação

A cavitação é um fenômeno amplamente encontrado em materiais e equipamentos subaquáticos, ou que estão em um meio líquido e caracteriza-se por ser um dos fenômenos o qual mais levam estes componentes à falha (SINGH, TIWARI, MISHRA, 2012).

A cavitação ocorre pela formação de bolhas de vapor d'água e pelo colapso das mesmas em um líquido próximo à superfície do componente. O surgimento das bolhas ocorre em locais de baixa pressão durante o escoamento do líquido e o seu colapso acontece em locais de elevada pressão, neste momento, gera-se um

microjato sobre a superfície do componente (FONTANA, 1986). Na Figura 4 pode ser observado a geração do microjato danificando a superfície do componente.

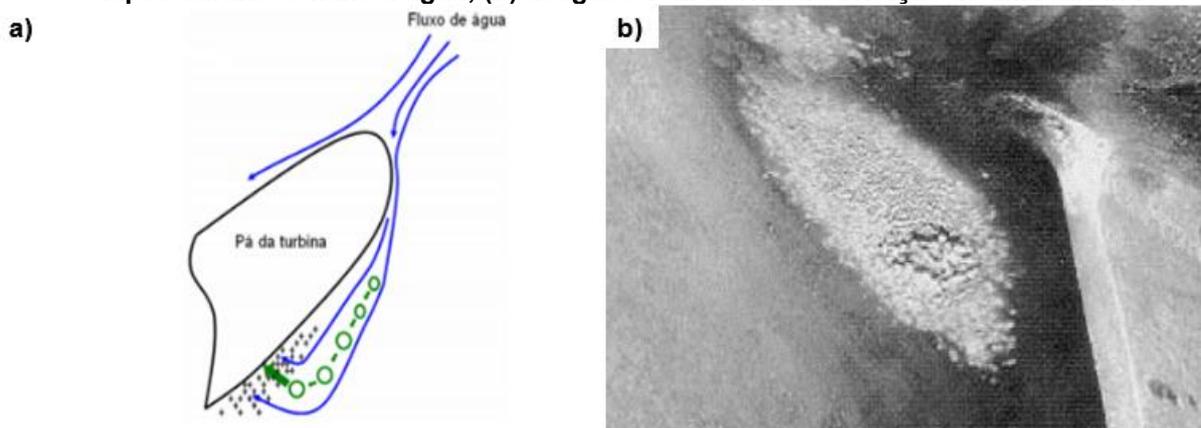
Figura 4 - Esquema do colapso e o microjato danificando a superfície do componente



Fonte: Adaptado de Hamida (2017).

A formação das bolhas em uma turbina durante o fluxo d'água e o desgaste real de uma turbina, pode ser observado na Figura 5.

Figura 5 - Efeito do fluxo d'água e desgaste real de uma turbina; (a) formação das bolhas e colapso durante o fluxo d'água; (b) desgaste real devido a cavitação de uma turbina

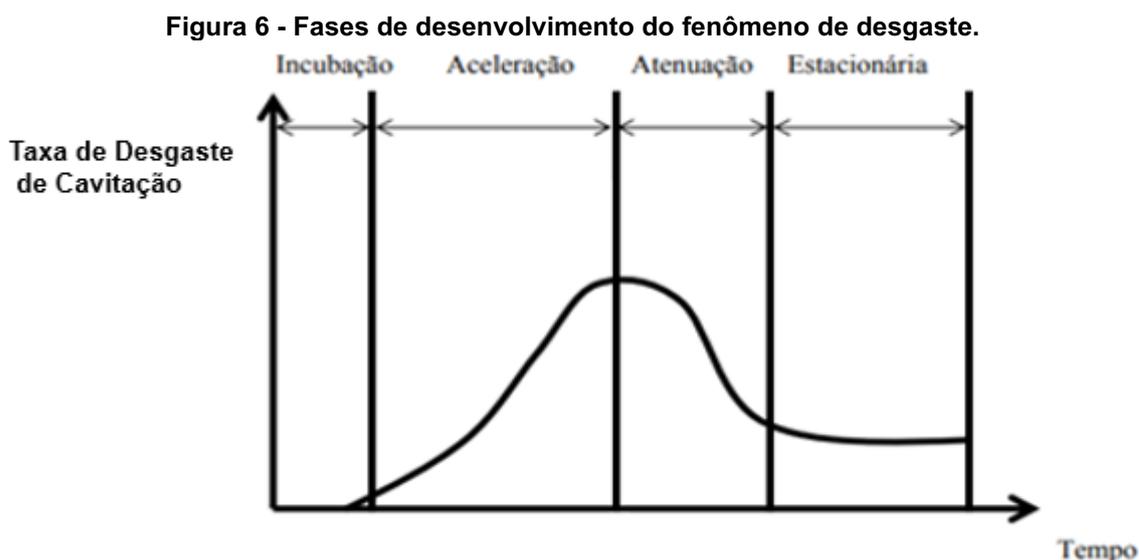


Fonte: Adaptado de Ribeiro (2007); Kumar, Saini (2010).

Na Figura 5, percebe-se o desgaste por cavitação em uma turbina, este tipo de desgaste ocasiona perda de material e do perfil original do equipamento. Devido a estes fatores, a turbina pode apresentar perda de rendimento e também ocasionar o desenvolvimento de uma cavitação mais acelerada (RIBEIRO, 2007).

Nos materiais sólidos, o processo de cavitação se apresenta em 4 etapas, caracterizado por uma fase de incubação, fase de aceleração, fase de atenuação e fase estacionária (ASTM G32, 2016).

Na Figura 6 apresenta-se as fases citadas anteriormente, em relação a taxa de desgaste por cavitação em função do tempo.



Fonte: Adaptado de Ribeiro (2007).

As fases serão descritas conforme apresentados pela norma ASTM G32 (2016).

A primeira fase ou incubação é o período no qual ocorre pouca ou nenhuma perda de massa ou a perda de massa é baixa em comparação com o próximo período, porém é caracterizado pela deformação na superfície em materiais dúcteis. Revestimentos aspergidos termicamente, esse período não é observado ou é quase nulo, ou seja, a observação da remoção de massa é visualizada desde o princípio, e um dos mecanismos de remoção de massa dos revestimentos é a formação de trincas (Taillon *et al.*, 2016)

Segunda fase ou aceleração, durante este período ocorre a atenuação da taxa de desgaste atingindo um valor máximo. Este período é caracterizado pelo material não conseguir absorver maior deformação, nesta etapa ocorre a remoção de material de forma acentuada.

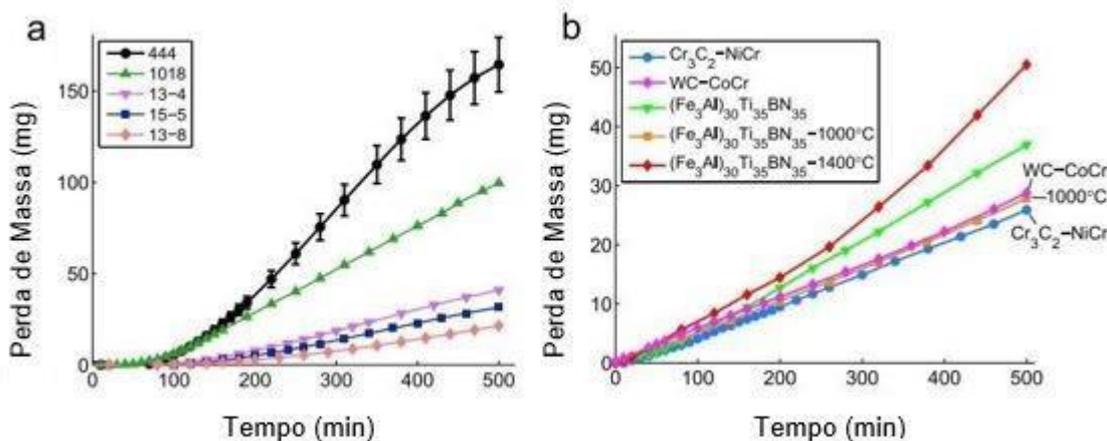
Terceira fase ou atenuação, devido ao aumento da rugosidade superficial, ocorre a absorção do impacto das bolhas, ocasionando a redução da taxa de perda de massa.

Quarta fase ou estacionário, neste período a perda de massa torna-se quase constante, devido ao amortecimento das bolhas pelo líquido retido na superfície rugosa e devido à redução de pressão no colapso das bolhas em torno da superfície rugosa.

O desempenho aos desgastes (abrasão, erosão e cavitação) de um revestimento depende de suas propriedades, tais como: nível de porosidade, composição química do revestimento, tensão residual, natureza das fases e sua distribuição (KUMAR, CHITTOSIYA, SHUKLA, 2018).

Taillon *et al.*, (2016), realizaram um estudo de desgaste por cavitação fazendo uma comparação de revestimentos com aços inoxidáveis martensíticos e aços ferríticos e comenta que para os aços estudados o período de incubação está entre 70 a 160 minutos, como pode ser visualizado no Gráfico 1 (a) e para os revestimentos depositados via HVOF o período de incubação é menor que 10 minutos, sendo na maioria das vezes nulo, como pode ser verificado no Gráfico 1 (b).

Gráfico 1 - Perda de massa X tempo; (a) para aços base; (b) para revestimentos

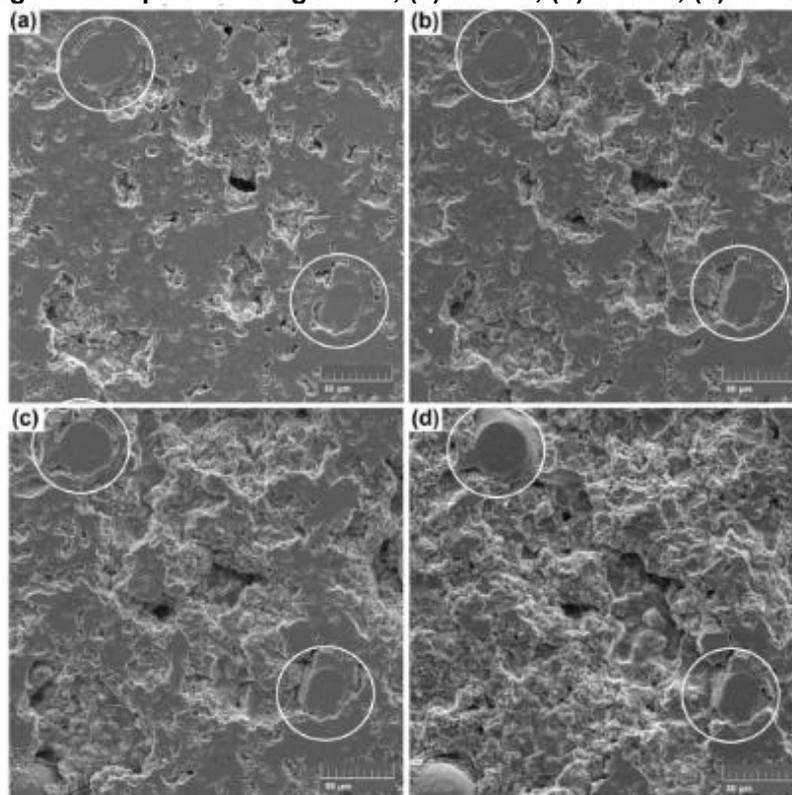


Fonte: Adaptado de Taillon *et al.*, (2016).

Silveira (2018) apresenta em seu estudo de revestimentos de FeMnCrSi uma sequência de imagens da superfície de um revestimento cavitado. O interessante das imagens é verificar a severidade do desgaste em relação ao tempo. Com 15 minutos a superfície já apresenta desgaste, torna-se severo com 60 minutos e com 120 minutos a maior parte da superfície foi desgastada. Os autores explicam que o

desgaste aparenta iniciar nas proximidades de óxidos e poros, o que em seu estudo auxilia a explicação do motivo pelo qual a amostra apresentou a maior perda de massa, já que apresentou oxidação de cerca de 29,5% no revestimento. As imagens da superfície cavitada é apresentada na Figura 7.

Figura 7 - Imagem da superfície desgastada; (a) 15 min; (b) 30 min; (c) 60 min; (d) 120 min

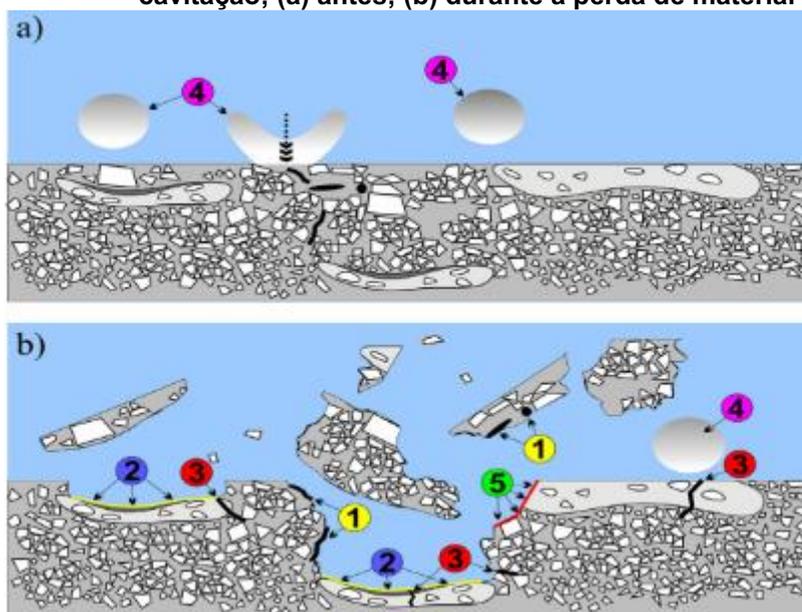


Fonte: Adaptado de Silveira (2018).

Outra característica importante na resistência ao desgaste de cavitação em revestimentos, é que a mesma aumenta com o aumento da dureza e com valores baixos de porosidade, o que significa que um revestimento com alta dureza e baixa porosidade apresenta melhor resistência à cavitação (QIAO *et al.*, 2017).

A Figura 8 apresenta um dos modelos de mecanismo de desgaste que podem ser observados em revestimentos aspergidos termicamente submetido a cavitação, conforme estudo realizado por Matikainen *et al.*, (2019).

Figura 8 - Modelo de mecanismo de desgaste de um revestimento submetido a cavitação; (a) antes; (b) durante a perda de material



Fonte: Adaptado de Matikainen et al., (2019).

Na Figura 8 (a) podem ser observadas as bolhas e o colapso das mesmas, com a criação de um microjato sobre a superfície do revestimento. Na Figura 8(b) demonstra de forma detalhada a perda de material, neste tipo de mecanismo, o material do revestimento já possui trincas e poros que são representados por (1) e juntamente de lamelas com interfaces de ligação fracas (2). Estes locais fornecem vias para a propagação de trincas, novas trincas surgem devido ao colapso das bolhas (3), a representação de novas microbolhas (4) e áreas frágeis. Especialmente nos revestimentos aspergidos por HVOF, são suscetíveis a fraturas frágeis (5) e neste caso a remoção de material ocorreu principalmente em parcelas maiores, ao invés da remoção de carbonetos individuais ou de lamelas (MATIKAINEN *et al.*, 2019).

Este mecanismo também foi observado por outros autores, tais como, Lavigne *et al.*, (2017), Qiao *et al.*, (2017), Szala, Walczak (2018), Yang, Zhang, Li (2018), Ding *et al.*, (2018).

2.2.2 Desgaste De Erosão Por Partículas Sólidas

Conforme Mbabazi, Sheer, Shandu (2004) a erosão por partículas sólidas é um fenômeno no qual o material é removido de uma superfície devido ao fluxo impactante de partículas erosivas. O resultado do desgaste é quantificado pelo volume

ou massa do material removido pela ação das partículas erosivas. O desgaste de erosão por partículas sólidas é ocasionado pela projeção e impacto destas partículas sobre a superfície (MORE, BHATT, MENGHANI, 2017).

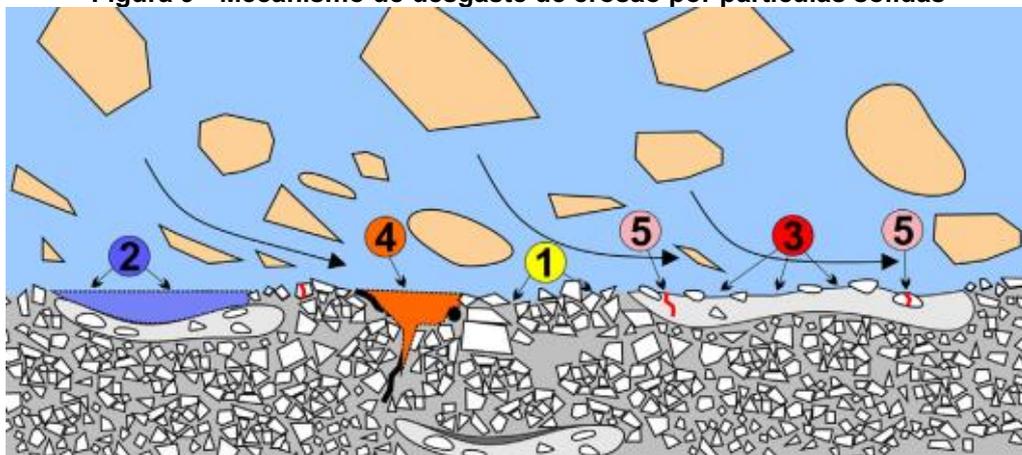
Dentro da erosão por partículas sólidas, a mesma pode ser classificada em erosão de gás-sólidos e jato de lama. Na erosão gás-sólidos, as partículas sólidas estão suspensas em um meio gasoso e na erosão por jato de lama, as partículas estão suspensas em um meio líquido (MORE, BHATT, MENGHANI, 2017).

A remoção de material, pelo impacto de partículas sólidas, pode ocorrer pelo processo de deformação plástica repetida na superfície (através do corte do material) e através da propagação de trincas (ELTOBGY, NG, ELBESTAWI, 2005; MBABAZI, SHEER, SHANDU, 2004).

Na Figura 9 é possível observar que a erosão por partículas sólidas atacou a matriz metálica dúctil do revestimento, representado pelo número 1. Locais propícios para a propagação do desgaste, são as ligações fracas entre as lamelas, que podem ser influenciadas pela dissolução de carboneto na matriz e locais com baixo teor de carboneto, tais locais são representados pelo número 2 e 3 na Figura 9.

Lamelas com interfaces fracas e agrupamento de defeitos no revestimento, podem criar uma rede de trincas subsuperficiais, destacando assim parcelas do material devido ao impacto das partículas, local este sendo representado pelo número 4. Representado pelo número 5 estão as trincas nas partículas do carboneto e na matriz metálica, caracterizando um dos mecanismos que podem ser observado neste tipo de desgaste (Matikainen *et al.*, 2019).

Figura 9 - Mecanismo de desgaste de erosão por partículas sólidas



Fonte: Adaptado de Matikainen *et al.*, (2019).

2.2.2.1. Erosão por jato de lama (*slurry jet erosion*)

A erosão por jato de lama ganhou grande importância na metade do século 20 à medida que muitas aplicações de escoamento de jatos de lama surgiram. A mistura entre líquido e partículas sólidas causam desgastes severos nos componentes e superfícies dos equipamentos. O problema de erosão por jato de lama ocorre em várias indústrias, pode citar-se como exemplo, indústrias petroquímicas, usinas hidráulicas. Devido a estes fatores, a erosão por jato de lama deve ser levada em consideração durante o projeto dos componentes e equipamentos (MORE, BHATT, MENGHANI, 2017).

Um jato de lama dentro de desgaste de erosão é definido como uma mistura heterogênea de um líquido mais partículas sólidas de várias dimensões e formatos, bem como partículas de origem diferentes (OJALA *et al.*, 2016).

Shitole *et al.*, (2015) comentam que a velocidade, ângulo de impacto, material, concentração da partícula sólida, forma das partículas e as propriedades do material alvo são fatores importantes na taxa de remoção de material.

A maioria dos meios de desgaste de erosão dos materiais usados em aplicações de transporte de lama são causados pelo impacto aleatório de partículas sólidas, onde a abrasão de partículas que deslizam sobre a superfície do material também pode ocorrer (XIE *et al.*, 2015).

2.2.2.2. Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama

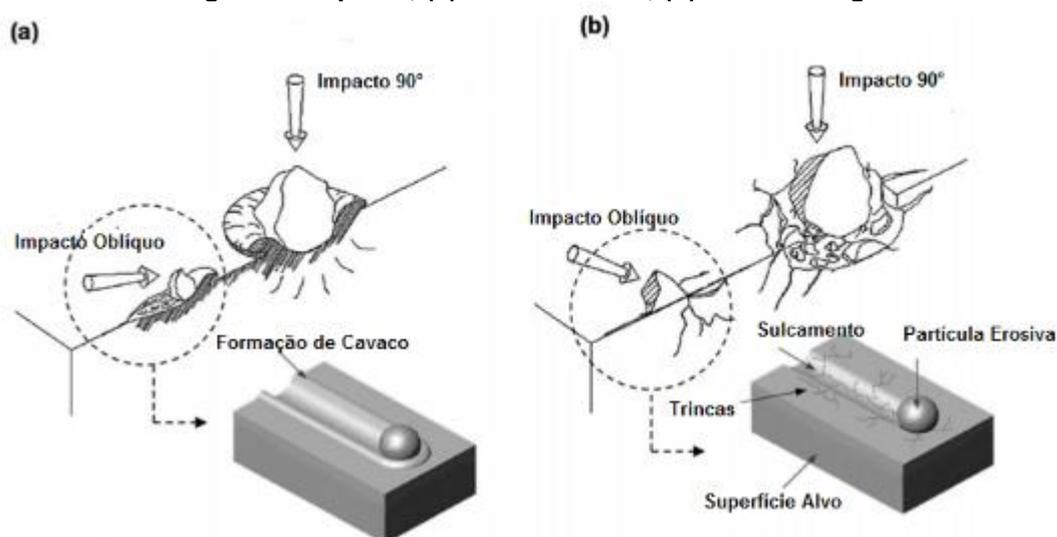
A erosão por jato de lama é um fenômeno muito complexo, dado que a erosão é afetada por uma gama de fatores, tais como, propriedades do erodente, propriedades do material alvo, condições operacionais dos equipamentos e do jato de lama e os diferentes tipos de mecanismo de erosão (JAVAHERI, PORTER, KUOKKALA, 2018).

Cada material alvo das partículas erosivas sofre um tipo de mecanismo de desgaste que caracteriza a remoção de material. Para os materiais dúcteis, como metais e suas ligas, a remoção é muito caracterizada pelo microcorte e pelo microsulcamento e para materiais frágeis, como uma cerâmica por exemplo, o mecanismo de desgaste é devido à transferência de energia da partícula erosiva para

o material alvo, devido a essa transferência ocorre a geração e propagação de trincas que retiram grandes parcelas do material (WANG e YANG, 2008).

A Figura 10 é possível observar alguns dos mecanismos que podem ser encontrados devido a erosão de partículas em materiais dúcteis e frágeis bem como a influência do ângulo de direção da partícula erosiva.

Figura 10 - Mecanismo de desgaste de erosão de materiais dúcteis, frágeis e a influência do ângulo de impacto; (a) material dúctil; (b) material frágil

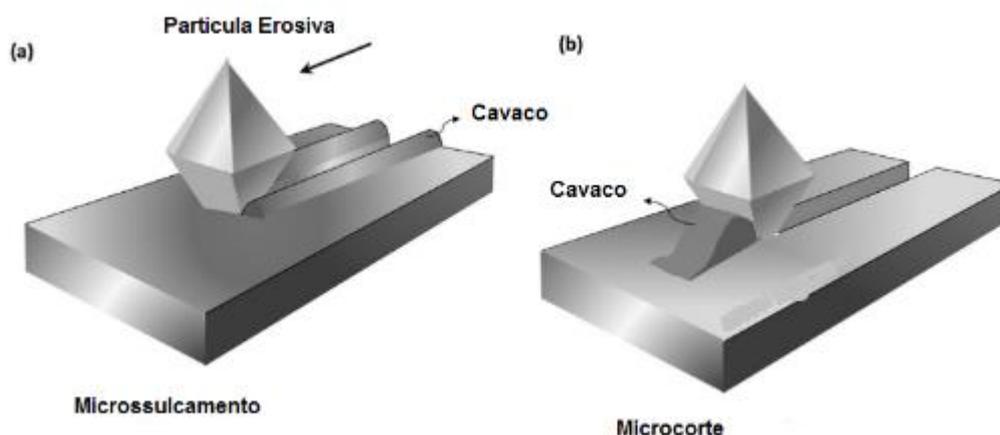


Fonte: Adaptado de Wang e Yang, (2008); Javaheri, Porter, Kuokkala (2018).

Neste caso para impactos oblíquos a remoção para materiais dúcteis é caracterizada pelo microcorte e microsulcamento da superfície. Para impacto a 90° a remoção de material é caracterizada pela formação de uma cratera e criação de lábios (cavaco) na lateral da cratera, o que pode ser observado na Figura 10 (a). Para materiais frágeis a remoção de material é caracterizada pela formação de uma rede de trincas subsuperficiais que se encontram e acabam destacando parte do material Figura 10 (b). Vale ressaltar que podem encontrar-se uma combinação de tais mecanismo, que dependem das condições de impacto e das propriedades do material alvo (JAVAHERI, PORTER, KUOKKALA, 2018).

Uma característica muito importante sobre o mecanismo de desgaste é a diferença entre microcorte e microsulcamento, essa diferença pode ser visualizada na Figura 11.

Figura 11 - Diferença entre mecanismo de desgaste de erosão; (a) microsulcamento; (b) microcorte



Fonte: Adaptado de Javaheri, Porter, Kuokkala (2018).

No microsulcamento não ocorre a retirada de material, porém ocorre o acúmulo de material nas laterais da ranhura formada, como pode ser observado na Figura 11 (a). No microcorte ocorre o acúmulo de material na frente da partícula erosiva e um volume de material igual ao da ranhura formada pela partícula é retirado, observa-se na Figura 11 (b) (BARGE *et al.*, 2003; JAVAHERI, PORTER, KUOKKALA, 2018).

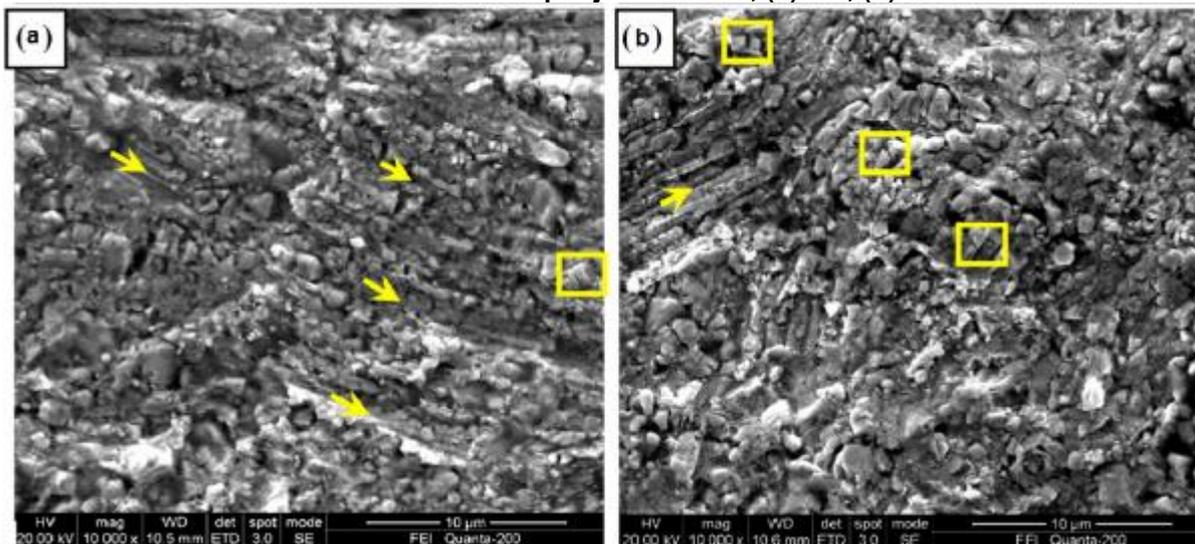
Conforme Wang, Tang, Cha (2015) em seu estudo de erosão por jato de lama de revestimentos WC10Co4Cr em baixos ângulos de impacto os mecanismos predominantes foram o microcorte e microsulcamento, enquanto que para elevados ângulos de impacto o mecanismo predominante foi a fratura e destacamento dos carbonetos de WC e o microcorte da matriz.

Grewal *et al.*, (2013a) em seu estudo de revestimento de Ni+%Al₂O₃ (níquel + % de óxido de alumínio), comentam que o mecanismo predominante nos ensaios de jato de lama, foram a fratura das partículas de Al₂O₃, que se caracterizam por serem a fase dura do revestimento e em algumas regiões ocorreu o microcorte da fase metálica. Santa *et al.*, (2009) comentam em seu estudo de revestimentos de Ni, Óxido de Cromo e WC-CoNi que o mecanismo predominante de desgaste de erosão por jato de lama foi o microcorte e o microsulcamento da fase mais dúctil e o destacamento da fase mais dura.

Conforme Wang, Tang, Cha (2015), em seu estudo de erosão por jato de lama de revestimentos de WC10Co4Cr, os mecanismos de desgastes observados foram a fratura dos carbonetos de WC, identificadas pelo quadrado amarelo na Figura 12 (a)

e (b) e o microcorte da matriz, tanto para baixos e altos ângulos, identificados pelas setas na Figura 12 (a) e (b). Outra característica que os autores destacaram é que devido ao microcorte e microssulcamento da matriz, os carbonetos de WC perderam o suporte da matriz metálica e acabaram por destacar-se do revestimento.

Figura 12 - Imagem realizada por MEV do mecanismo de desgaste de um revestimento WC10Co4Cr erodido por jato de lama; (a) 90°; (b) 30°



Fonte: Wang, Tang, Cha (2015).

2.3 REVESTIMENTOS BINÁRIOS WC/Cr₃C₂

2.3.1 Revestimentos De WC-20Cr₃C₂-7Ni

Para superar as falhas relacionadas à erosão por cavitação e erosão por partículas sólidas, três novos conceitos foram desenvolvidos: a otimização do projeto hidráulico de componentes, desenvolvimento de novas ligas resistente aos diversos tipos de erosão e a aspersão de revestimentos na superfície dos componentes (SINGH, TIWARI, MISHRA, 2012).

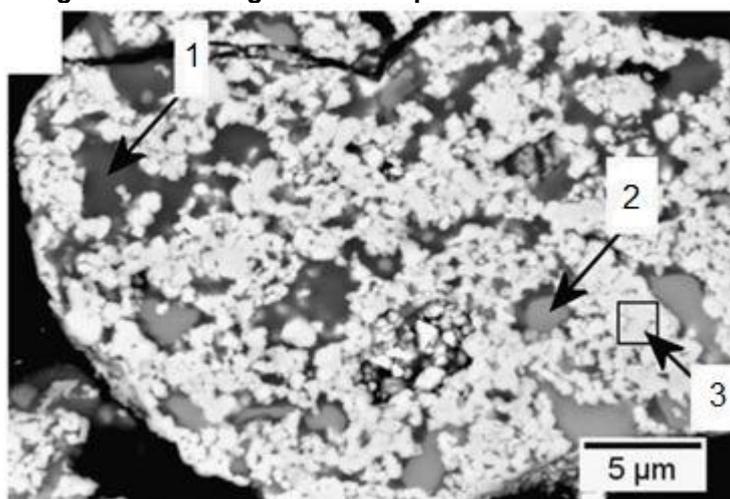
A composição dos pós utilizados para revestimentos duros, aspergidos termicamente, são baseadas em carbonetos de Tungstênio (WC) e carboneto de Cromo (Cr₃C₂) com matriz metálica de cobalto (Co) e níquel (Ni), cita-se como exemplos as seguintes composições, WC – 12Co, WC – 17Co, WC – 10Co – 4Cr, WC

– 6Co – 8Cr, WC– 20'CrC' – 7Ni, 45Cr₃C₂–37WC – 18NiCo e Cr₃C₂– (20–25) NiCr, todas as composições em percentual de peso (BERGER, 2016).

As composições químicas de revestimentos binários de WC-20Cr₃C₂-7Ni e de Cr₃C₂-37WC-18M foram propostas para combinar as propriedades dos revestimentos de WC–10Co–4Cr e Cr₃C₂– (20–25) NiCr. Bolelli *et al.*, (2014), comentam que com o propósito de aumentar a resistência a corrosão e oxidação de revestimentos baseados em carboneto de WC, pode ser proposto a adição de cromo ou de carboneto de Cr₃C₂.

A Figura 13 apresenta uma micrografia feita por MEV de uma partícula do pó de WC-20Cr₃C₂-7Ni.

Figura 13 - Micrografia de um pó de WC-20Cr₃C₂-7Ni



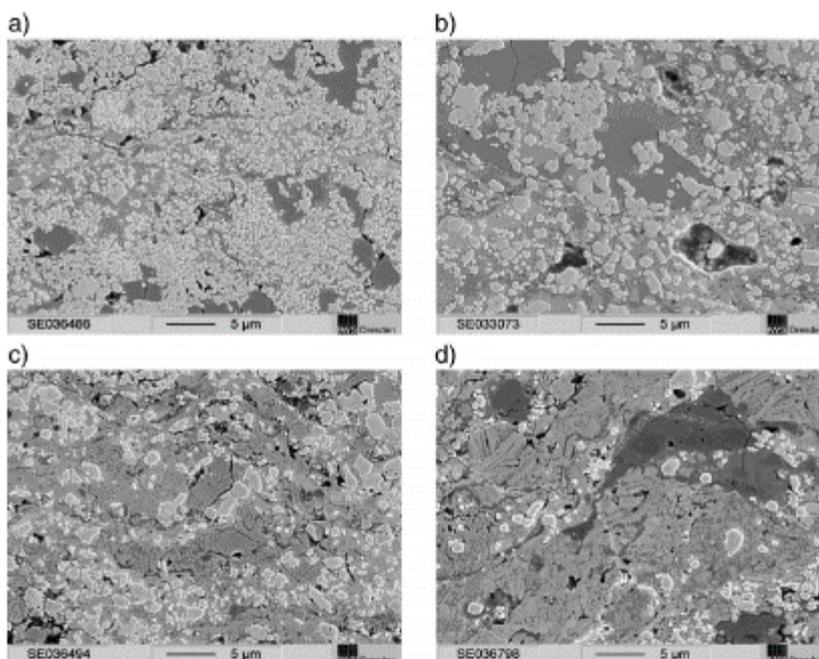
Fonte: Adaptado de Bolelli *et al.*, (2014).

As regiões mais escuras são regiões contendo carboneto de Cromo que é identificado pelo número 1. A região identificada pelo número 2 com uma coloração de cinza intermediário corresponde por ser a região contendo a matriz metálica. As regiões mais brilhantes são caracterizadas por uma aglomeração de carbonetos de Tungstênio, identificado pelo número 3 (BOLELLI *et al.*, 2014).

Um estudo conduzido por Berger *et al.*, (2010), realizaram a aspersão térmica de 5 pós de WC-20Cr₃C₂-7Ni de diferentes fabricantes e com 2 sistemas de aspersão diferentes, sendo os pós 1, 2 e 3 aglomerados e sinterizados, o pó 4 sinterizado e moído e o pó 5 aglomerado e densificado por plasma, e os pós 1 e 4 foram aspergidos utilizando tocha de aspersão K2 *spray gun* (GTV mbH, Alemanha) e os pós 3 e 5 utilizando a JP-5000 *spray gun* (Praxair, EUA), vale ressaltar que as duas tochas são sistemas HVOF.

Berger *et al.*, (2010) comentam que a utilização de fabricantes diferentes de pós para a mesma composição e utilizando tochas distintas de aspersão térmica, não obteve grandes diferenças microestruturais. Todos os revestimentos apresentaram distribuição heterogênea das fases, porém para os pós 1 e 3 teve uma maior concentração de carboneto de Tungstênio, representados por uma fase mais clara, o que pode ser visto na Figura 14 (a) e letra (b), que correspondem aos pós citados.

Figura 14 - Micrografia MEV; (a) pó 1 equipamento K2; (b) pó 3, equipamento JP5000; (c) pó 4 equipamento K2 e (d) pó 5 equipamento JP5000



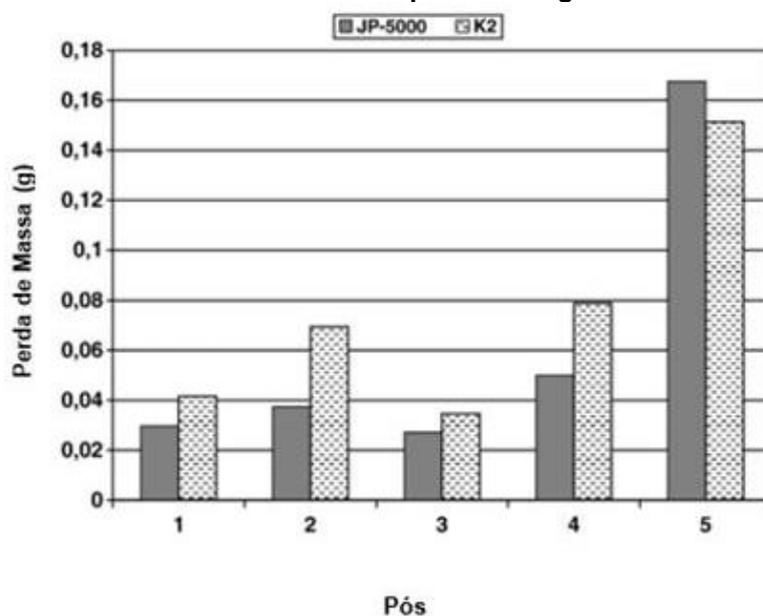
Fonte: Adaptado Berger *et al.*, (2010).

Outra característica interessante que Berger *et al.*, (2010) apresentaram foi que os pós que são aglomerados e sinterizados mostraram os melhores resultados em relação ao desgaste abrasivo comparado aos outros tipos de fabricação dos pós, independentemente do tipo de sistema HVOF utilizado. Os autores observaram que as temperaturas e condições utilizadas na fabricação do pó, tiveram efeitos significativos na formação de carbonetos do tipo $(W,Cr)_2C$, este tipo de carboneto para o pó 1 (aglomerado e sinterizado) surgiu durante a fabricação e posteriormente durante a aspersão, o que pode ter influenciando na resistência a abrasão.

No Gráfico 2 pode ser observado os resultados do teste de abrasão em estudo realizado por Berger *et al.*, (2010). Os pós 1, 2 e 3 foram aglomerados e sinterizados, o pó 4 sinterizado e moído e o pó 5 aglomerado e densificado por plasma.

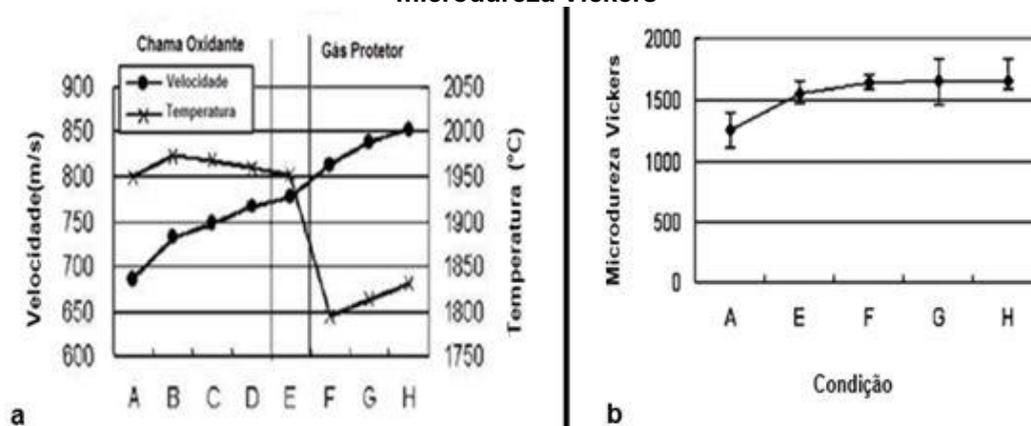
Ishikawa *et al.*, (2005) realizaram a combinação de 8 vazões durante a aspersão identificadas pelas letras de A até H. Sendo que de A até E utilizaram um sistema de aspersão e de F até H utilizaram o mesmo sistema com um gás de proteção (sendo que com a utilização deste sistema pode ocorrer a diminuição da temperatura das partículas em voo, o decréscimo da oxidação de partículas pulverizadas e aumento da velocidade das partículas durante a pulverização). Vale ressaltar que o resultado da dureza foi medido na secção transversal do revestimento e pode ser visualizado na Figura 15.

Gráfico 2 - Perda de massa depois de desgaste de abrasão



Fonte: Adaptado Berger *et al.*, (2010).

Figura 15 - Características das partículas e propriedades; (a) velocidade e temperatura; (b) microdureza Vickers

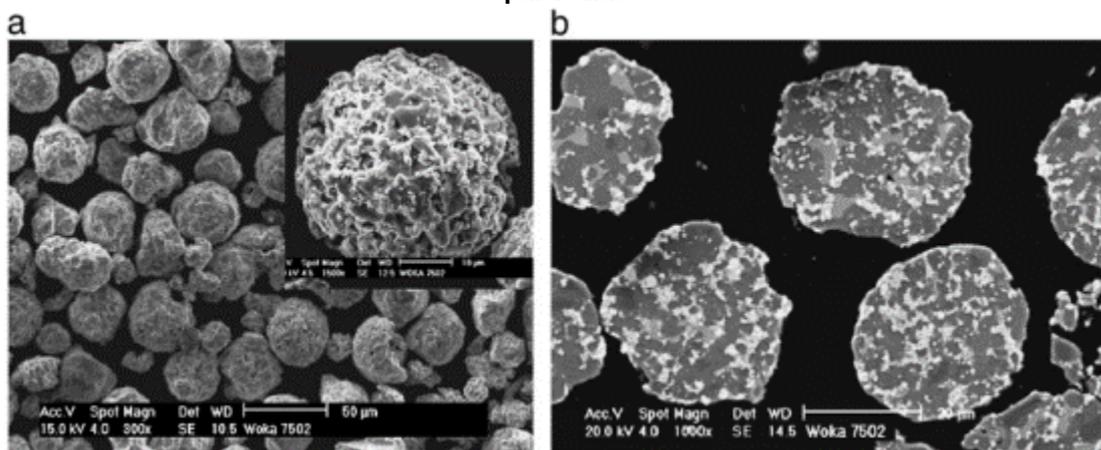


Fonte: Adaptado de Ishikawa *et al.*, (2005).

2.3.2 Revestimentos De Cr₃C₂-37WC-18M

O revestimento de Cr₃C₂-37WC-18M foi desenvolvido para combinar as propriedades dos pós de WC-CoCr e Cr₃C₂-NiCr, composto de duas fases de carbonetos (WC e Cr₃C₂) e uma matriz metálica denominada 18M (M= Ni-Co-Cr-Fe) (HULKA *et al.*, 2012; MATIKAINEN *et al.*, 2017a). Na Figura 16 é apresentada uma micrografia feita por MEV, da morfologia e da secção transversal das partículas de pós.

Figura 16 - Morfologia do Pó; (a) 300x (uma partícula 1500x); (b) seção transversal das partículas

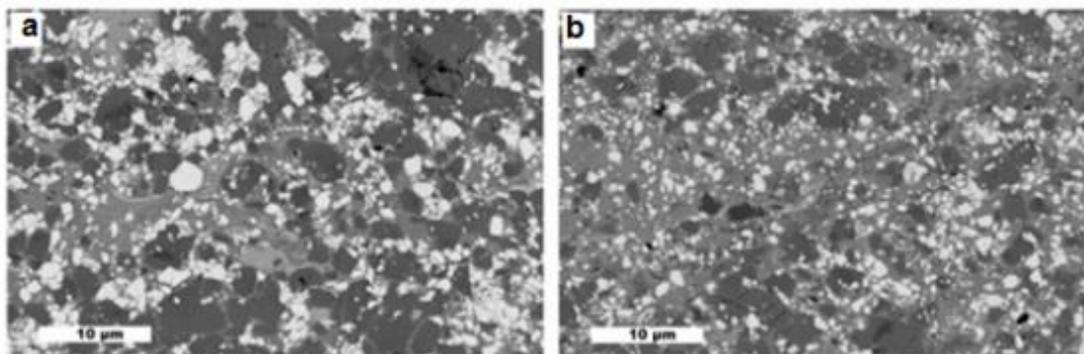


Fonte: Adaptado de Hulka *et al.*, (2012).

Vale ressaltar que as regiões mais escuras correspondem a fase de carboneto de Cromo (Cr₃C₂) as regiões mais brilhantes são ricas em W corresponde a fase de carboneto de Tungstênio (WC) A fase intermediária (cinza) corresponde à matriz metálica, na qual estão inseridos todos os elementos (M= Ni-Co-Cr-Fe).

Um estudo conduzido por Matikainen *et al.*, (2017b) apresenta uma micrografia de um revestimento utilizando o pó de Cr₃C₂-37WC-18M, sendo que foi realizado a aspersão com um pó de granulometria -45+15 µm e outro -30+10 µm que pode ser visualizado na Figura 17. Sendo na Figura 17(a) pó de granulometria -45+15 µm aspergido com HVOF e (b) pó de granulometria -30+10 µm aspergido com HVOF.

Figura 17 - Imagem MEV de um revestimento de Cr₃C₂-37WC-18M; (a) HVOF/ -45+15 µm; (b) HVOF/ -30+10 µm



Fonte: Adaptado de Matikainen *et al.*, (2017b).

Matikainen *et al.*, (2017b), comentam que para o revestimento aspergido com o sistema HVOF Figura 17(a), as partículas de Cr₃C₂ são de tamanhos maiores do que no revestimento da Figura 17(b) aspergidos com HVOF. Para o sistema HVOF, a quantidade de matriz metálica parece ser maior do que no revestimento aspergidos com HVOF.

Um estudo conduzido por Janka *et al.*, (2018a) realizou ensaios de abrasão à temperatura ambiente e a 400 °C, 600 °C e 800 °C. Estudou-se 4 revestimentos, 70Cr₃C₂-10WC-20Ni (E20), 80Cr₃C₂-10WC-10Ni (E10) que foram o foco do trabalho e dois revestimentos de referência Cr₃C₂-25NiCr (C-Ref) Cr₃C₂-37WC-18M (W-Ref).

Os resultados mostraram que o revestimento que apresentou o maior valor de porosidade relativa foi o revestimento E10, este efeito atribuído à menor deformação das partículas durante o impacto, a baixa quantidade de matriz metálica e devido a geometria e distribuição dos elementos na partícula. O revestimento que apresentou menor valor de porosidade relativa foi o revestimento W-Ref. Esse resultado pode ser atribuído à maior densidade do WC e conseqüentemente a elevada energia cinética das partículas que resultaram em um efeito *peening* elevado, em conseqüência destes fatores, fabricou-se um revestimento mais denso (JANKA *et al.*, 2018a).

Uma característica importante, é que o revestimento W- Ref obteve melhores resultados na taxa de desgaste em ensaio de abrasão a elevadas temperaturas do que o revestimento E20, a maior dureza do carboneto de Tungstênio a altas temperaturas influenciou nos resultados, dado que o revestimento W-Ref possui em sua composição maior quantidade em peso de carboneto de Tungstênio do que o E20 (JANKA *et al.*, 2018a).

Janka *et al.*, (2018a) neste sentido comentam vantagens da adição de pequenas quantidades de WC em revestimentos de Cr₃C₂-25NiCr e que os resultados experimentais do estudo mostraram potencial para os revestimentos E20 e E10 substituir parcialmente os revestimentos comerciais C-Ref e W-Ref.

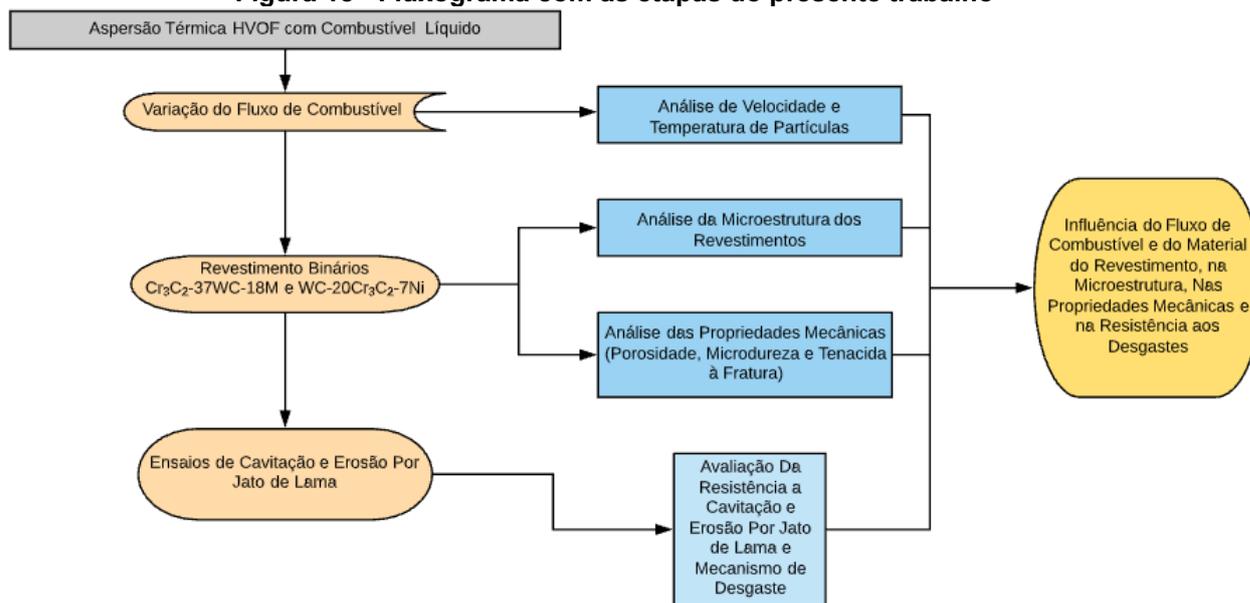
3 METODOLOGIA

Essa pesquisa se classifica, do ponto de vista da natureza, como sendo aplicada. Quanto à abordagem do problema se classifica como sendo do tipo qualitativa-quantitativa e do ponto de vista da abordagem dos seus objetivos se classifica como sendo de caráter exploratório. Seus procedimentos técnicos foram realizados de forma experimental.

O presente trabalho é definido com a aspersão de duas matérias-primas em substrato de aço inoxidável AISI 304, sendo que a matéria-prima são encontradas na forma de pós aglomerados e sinterizados, denominadas de: Cr_3C_2 -37WC-18M e WC-20Cr₃C₂-7Ni, aspergidas com sistema HVOF, utilizando combustível líquido. Os revestimentos serão caracterizados microestruturalmente e suas propriedades mecânicas serão avaliadas. Para verificação da resistência ao desgaste, serão realizados os ensaios de cavitação e erosão por jato de lama.

Neste capítulo também serão descritos os equipamentos utilizados para deposição, os parâmetros de aspersão, equipamentos para medição de velocidade e temperatura das partículas. Irão ser apresentados os equipamentos para preparação metalográfica, para realização da caracterização microestrutural e propriedades mecânicas, bem como os equipamentos utilizados para realização dos ensaios de erosão por cavitação e erosão por jato de lama. A Figura 18 apresenta o fluxograma exemplificando a metodologia e as etapas do trabalho.

Figura 18 - Fluxograma com as etapas do presente trabalho



Fonte: Autoria própria

3.1 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS

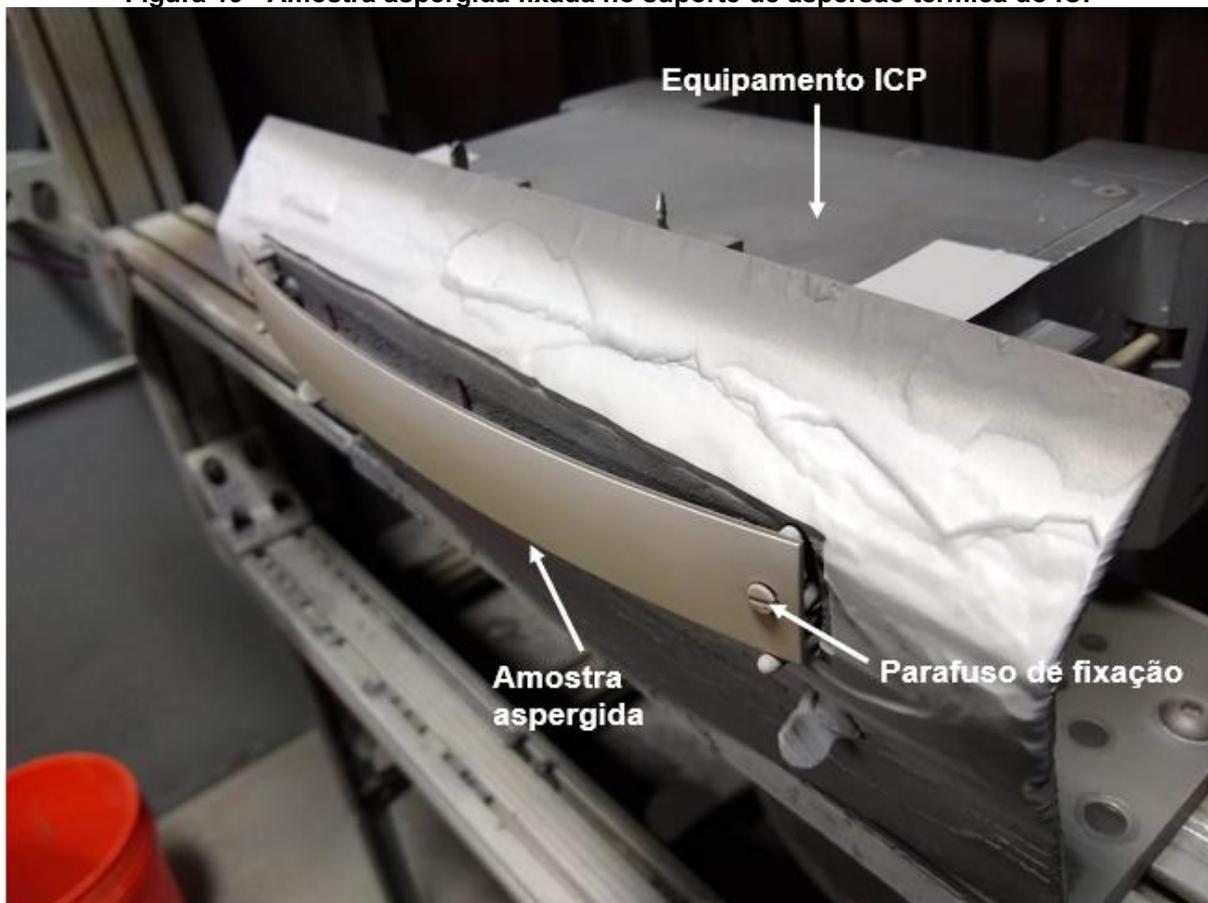
O corte das chapas utilizadas como substrato, o jateamento de abrasivos no substrato, a aspersão térmica utilizando o sistema HVOF, a medição da temperatura e velocidade das partículas foram realizadas no Centro de Pesquisas em Aspersão Térmica (*Center for Thermal Spray Research*) na Universidade de Stony Brook (*University Stony Brook*), Nova York, Estados Unidos.

3.1.1 Chapas Para o Substrato

Chapas de aço inoxidável 304 foram usadas como substrato e foram padronizadas para o equipamento ICP (*In Situ Coatings Properties*) usado para as medições das tensões originadas durante a aspersão e das tensões residuais. O substrato possui 25,4 mm de largura, 203,2 mm de comprimento e 2 mm de espessura.

O substrato possui um furo em cada extremidade, estes são utilizados para a fixação no suporte do ICP, as chapas foram cortadas à laser para melhor acabamento e precisão dimensional. Na Figura 19 se mostra um exemplo de uma amostra aspergida e o sistema de fixação no equipamento ICP.

Figura 19 - Amostra aspergida fixada no suporte de aspersão térmica do ICP



Fonte: Autoria Própria.

As amostras foram jateadas para conferir rugosidade ideal ao substrato e para realizar limpeza da superfície. Outra característica importante do processo de jateamento é que para diminuir o efeito de possíveis tensões residuais no substrato provenientes do processo, o mesmo foi realizado na superfície onde o revestimento foi depositado e na superfície contrária. O processo foi realizado com a utilização de óxido de alumínio como abrasivo, de dimensão 32 mesh.

3.2 MATERIAIS DO REVESTIMENTO

Para realizar a aspersão dos revestimentos, foram utilizadas duas matérias-primas na forma de pós, sendo que as mesmas foram fornecidas pela empresa *OERLIKON METCO*.

Foram utilizadas neste trabalho a primeira matéria-prima o WC-20Cr₃C₂-7Ni, denominado pela empresa fornecedora de WOKA™ 3703 da série 3700 de granulometria -45 +11 µm.

A segunda matéria-prima é o Cr₃C₂-37WC-18M, sendo denominado pela empresa fornecedora de WOKA™ 7505 da série 7500 de granulometria -38 +10 µm, a Tabela 1 fornece a composição química nominal, segundo o fabricante dos dois pós.

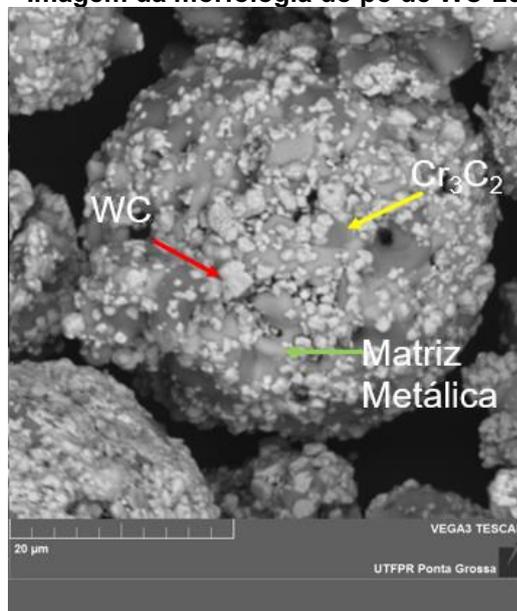
Tabela 1 - Composição química nominal dos dois pós segundo o fabricante

Produto	Denominação	Percentual em Peso (%)					
		W	Cr	Ni	Co	C	Fe
WOKA™ 3703	WC-20Cr ₃ C ₂ -7Ni	Bal	19,0 – 24,0	5,5 – 8,5	-----	5,7 – 6,5	< 0,5
WOKA™ 7505	Cr ₃ C ₂ -37WC-18M	Bal	38,5 – 43,5	10,0 – 13,0	2,9 – 4,1	7,7 – 8,5	< 0,5

Fonte: Adaptado de OERLIKON METCO (2019b); OERLIKON METCO (2019c).

Os pós utilizados para a aspensão foram fabricados por aglomeração e sinterizados com forma geométrica principalmente esférica. Na Figura 20 é apresentado a morfologia do pó de WC-20Cr₃C₂-7Ni.

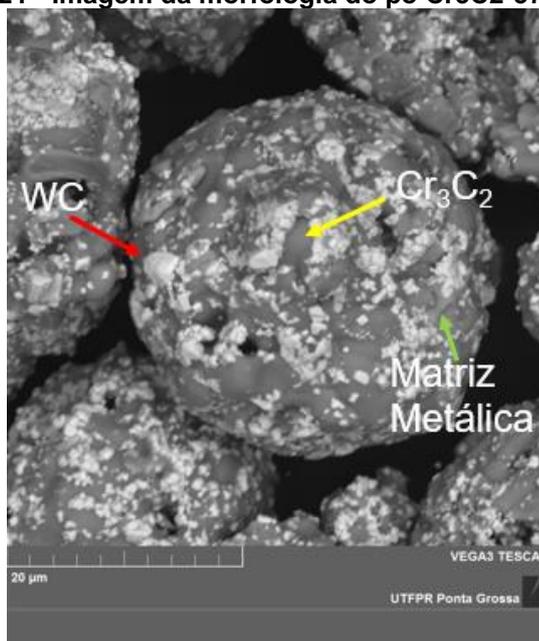
Figura 20 - Imagem da morfologia do pó de WC-20Cr₃C₂-7Ni



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 21 é apresentado a morfologia do pó de Cr₃C₂-37WC-18M.

Figura 21 - Imagem da morfologia do pó Cr₃C₂-37WC-18M



Fonte: Autoria Própria

3.3 PARÂMETROS E EQUIPAMENTOS DE ASPERSÃO HVOF

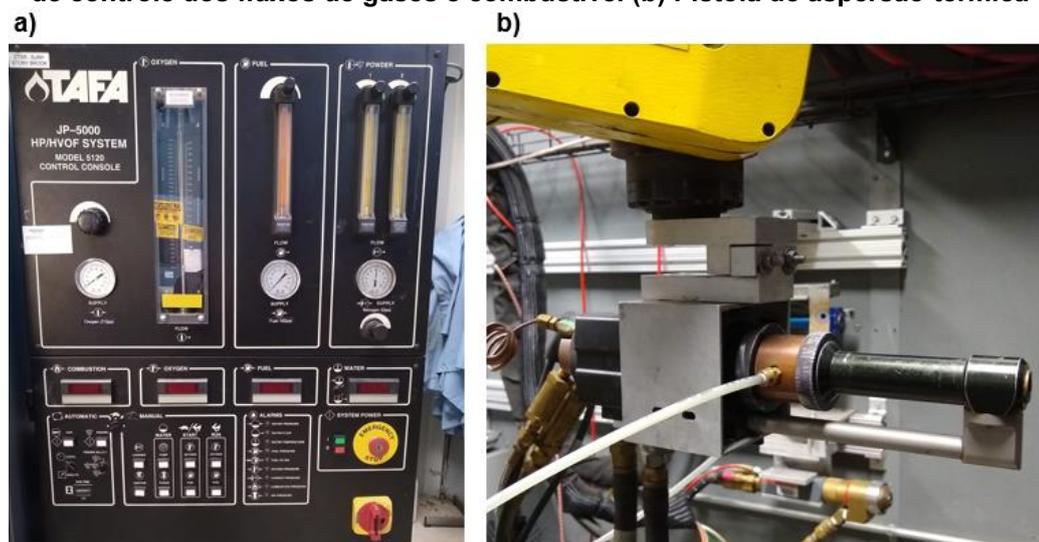
Para a realização da aspersão térmica dos revestimentos, foi utilizado sistema HVOF com combustível líquido (CL- combustível líquido querosene). Os parâmetros e procedimentos de aspersão serão discutidos nesta seção. O equipamento HVOF é formado por um sistema de controle de fluxo dos gases utilizados para realizar a combustão, por um sistema de alimentação e controle do fluxo de pó e a pistola de aspersão.

3.3.1 Equipamento HVOF Utilizado

Os revestimentos foram aplicados por HVOF no Centro de Pesquisas em Aspersão Térmica (*Center for Thermal Spray Research*) na Universidade de *Stony Brook* (*University Stony Brook*), Nova York, Estados Unidos.

Para o sistema HVOF utilizando combustível líquido, o equipamento usado foi o da empresa *Praxair Surface Technologies*, denominado de *Tafa JP-5000* apresentado na Figura 22.

Figura 22 - Equipamento *Tafa JP-5000* que utiliza combustível líquido (Querosene); (a) Unidade de controle dos fluxos de gases e combustível (b) Pistola de aspersão térmica



Fonte: Autoria Própria.

3.3.2 Parâmetros do Processo de Aspersão Térmica HVOF

Os parâmetros de aspersão são de extrema importância, pois os mesmos controlam o processo e influenciam nas propriedades do revestimento.

As chapas utilizadas como substrato foram pré-aquecidas a uma temperatura de 120 °C e a aspersão térmica foi realizada em dois diferentes níveis de fluxo de combustível. A velocidade do robô foi de 500 mm/s. Vale ressaltar que os dois pós foram aspergidos nos dois níveis propostos nesta metodologia, os parâmetros e os níveis de combustível e oxigênio são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2 - Parâmetros de deposição utilizando sistema HVOF com combustível líquido (Querosene)

Revestimento	Identificação	Passes	Distância Da Pistola (mm)	Fluxo de Querosene (L/h)	Fluxo de Oxigênio (m ³ /h)	C/O	Taxa De Alimentação (g/min)
Cr ₃ C ₂ -37WC-18M	1Cr	26	330	21,9	51	0,43	65
	2Cr			16,8		0,33	
WC-20Cr ₃ C ₂ -7Ni	3WC	35		21,9		0,43	
	4WC			16,8		0,33	

Fonte: Autoria Própria.

3.3.2.1. Estequiometria da chama

De acordo com Pawlowski (2008) um dos parâmetros que afetam a característica da chama é a razão estequiométrica da mesma, sendo esta influenciada pelas características do combustível e oxigênio, bem como pelo fluxo dos mesmos. Uma chama estequiométrica é obtida quando ocorre a combustão completa do oxigênio, em casos contrários permanece como um produto da combustão.

Para realizar o cálculo da razão estequiométrica utilizou de equação proposta por Rusch (2007) e Pawlowski (2008)

$$\Phi = \frac{O/C}{(O/C)_{ST}} \quad (1)$$

Sendo Φ designa a razão estequiométrica da chama, a letra O correspondente ao fluxo de oxigênio utilizado no processo, C pelo fluxo de combustível e $(O/C)_{ST}$ a razão estequiométrica ideal entre o combustível e oxigênio. Neste caso Rusch (2007) comenta que o valor de $(O/C)_{ST}$ entre o querosene e oxigênio é de 2034.

Para Pawlowski (2008) a $\Phi=1$ é caracterizado por um chama estequiométrica e que valores de Φ variam entre 0,6 e 1,2 nos processos HVOF. O equipamento *Tafa JP-5000* geralmente atua com excesso de O_2 , isto ocorre para prevenir a formação de depósitos de carbonos na câmara de combustão do equipamento (RUSCH, 2007). Para realizar os cálculos da razão estequiométrica da chama, foi realizado a conversão da unidade do fluxo de oxigênio de m^3/h para L/h.

A Tabela 3 apresenta os valores da razão estequiométrica obtidas com os fluxos de combustível e oxigênio utilizados neste trabalho.

Tabela 3 - Valores de razão estequiométrica das chamas utilizadas

Amostra	Φ
1Cr	1,14
2Cr	1,49
3WC	1,14
4WC	1,49

Fonte: Aatoria Própria.

Valores de $\Phi > 1$ a chama é caracterizada pelo excesso de O_2 e $\Phi < 1$ a chama contém excesso de combustível.

3.4 EQUIPAMENTO PARA MEDIÇÃO DE TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS

Para realizar a medição da temperatura e velocidade das partículas em projeção, utilizou-se o equipamento *AccuraSpray* da empresa *Tecnar*. O equipamento é dotado de sensores para realizar a medição de temperatura e velocidade das partículas em uma determinada região da chama. Foram realizadas 10 medições de temperatura e velocidade das partículas durante a aspensão. O equipamento pode ser visualizado na Figura 23.

Figura 23 - Equipamento *AccuraSpray* utilizado para medição de temperatura, velocidade das partículas e as características da chama



Fonte: Autoria Própria.

3.5 PREPARAÇÃO METALOGRAFICA APÓS A ASPERSÃO TÉRMICA

Neste tópico serão abordadas as etapas de preparação das amostras, tais como cortes, embutimento, lixamento. A primeira etapa da preparação metalográfica

é o corte da amostra para realizar a caracterização microestrutural e verificação das propriedades mecânicas e outro corte para realizar os ensaios de desgastes.

Para realizar a caracterização microestrutural e determinação das propriedades mecânicas, como as amostras possuíam dois furos nas extremidades para o acoplamento no sensor ICP, cortou-se a amostra no término do furo, para realizar a análise da secção transversal da amostra.

Para realizar o corte utilizou-se cortadeira de precisão da marca *Buehler* modelo *ISOMET 4000*, que utiliza disco de corte específico para revestimentos aspergidos termicamente. A cortadeira é representada na Figura 24.

Figura 24 - Cortadeira de precisão *Buehler* modelo *ISOMET 4000*



Fonte: Autoria própria.

Para realizar o embutimento das amostras em baquelite, utilizou-se a embutidora modelo *SimpliMet XPS1* da marca *Buehler*, a Figura 25 apresenta a embutidora utilizada.

Figura 25 - Embutidora modelo *SimpliMet XPS1* marca *Buehler*



Fonte: Autoria própria.

Após o embutimento, as amostras foram lixadas e polidas. Para realizar o lixamento e polimento utilizou-se politriz semiautomática *Buehler Beta*, o qual é apresentada na Figura 26.

O lixamento das amostras em baquelite iniciou-se com lixa 220 mesh e seguiu com 400, 600, 1200 mesh, utilizando 300 RPM até que se verificou que a superfície estava isenta de riscos das lixas anteriores. O polimento da amostra realizou-se com 500 RPM, utilizou-se duas suspensões de diamante de granulometria de 3 μm e 0,25 μm e tempo de polimento de 3 minutos. Como última etapa de polimento foi utilizado sílica coloidal, realizou-se com 500 RPM e 6 minutos de duração.

O lixamento e polimento para as amostras destinadas a metalografia, foram realizados no modo automático do qual a máquina é dotada para as amostras embutidas em baquelite e com carga de 20 N sobre as amostras, variando apenas o RPM e o tempo.

Figura 26 - Politriz semiautomática *Buehler Beta*



Fonte: Autoria própria.

Vale ressaltar que todos os três equipamentos citados anteriormente encontram-se no Laboratório de Preparação Metalográfica que faz parte do Centro Multiusuário C²MMa do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Para que as amostras destinadas aos ensaios de desgastes estivessem nas mesmas condições em termos de rugosidade superficial, realizou-se a preparação da superfície. Os equipamentos de preparação metalográfica utilizados foram os mesmos utilizados nas amostras destinadas a metalografia. As dimensões das amostras tanto para o ensaio de cavitação e erosão por jato de lama foram de 25 mm x 25 mm

Para o lixamento das amostras utilizou-se lixa de diamante marca *Akase/ Akapiatto*, iniciou-se com lixa de 220 mesh passando para 600 e posteriormente 1200 mesh. O polimento para as amostras destinadas para os ensaios foi utilizado as mesmas suspensões de diamante para metalografia, com exceção do polimento com sílica coloidal, o qual não foi realizado para as amostras utilizadas nos ensaios de desgaste, ou seja, o polimento iniciou com 3 μm e terminou com 0,25 μm . Como as amostras destinadas aos ensaios não foram embutidas, o lixamento e polimento não foram feitos utilizando o modo automático da politriz.

3.6 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

Neste tópico serão abordados os equipamentos utilizados para a realização da caracterização metalográfica.

3.6.1 Microscopia Óptica

Para análise da secção transversal da amostra, foi utilizado microscopia óptica, neste caso utilizou-se as amostras embutidas e previamente preparadas para realizar a análise. Esta análise foi realizada através de microscópio óptico da marca Zeiss modelo A2.M, sendo apresentado na Figura 27.

Figura 27 - Microscópio óptico Zeiss Modelo A2.M



Fonte: Autoria própria.

Para as análises utilizou-se as lentes de 200x, 500x e 1000x com o auxílio do *software Axion Vision da Zeiss*. Com este equipamento, pode-se verificar a espessura dos revestimentos, análise da secção transversal da amostra e possíveis defeitos presentes no revestimento.

3.6.2 Microscopia Eletrônica De Varredura

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para caracterização microestrutural do revestimento e dos pós de fabricação dos revestimentos.

A técnica também foi utilizada para verificar e identificar o mecanismo de desgaste das amostras ensaiadas, realizou-se as imagens a intervalos de tempos para verificar a evolução do mecanismo de desgaste. A técnica foi realizada através do equipamento *Vega 3* da marca *TESCAN*, sendo apresentado na Figura 28.

Figura 28 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), Vega 3 da marca TESCAN



Fonte: Autoria própria.

Os equipamentos utilizados para caracterização metalográfica, sendo o microscópio óptico e o microscópio eletrônico de varredura, são pertencentes ao Laboratório de Preparação Metalográfica que faz parte do Centro Multiusuário C²MMA do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

3.6.3 Espectrometria de Raios- X Por Dispersão De Energia (EDS)

Para realizar o mapeamento químico dos pós de fabricação e dos revestimentos foi utilizado o sensor EDS (Espectrometria de Raio- X por dispersão de energia), este da marca *Oxford*, modelo *x-act*, sendo acoplado juntamente com o Microscópio Eletrônico de Varredura.

3.6.4 Análise de Porosidade dos Revestimentos

A análise de porosidade dos revestimentos foi realizada segundo 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 utilizando o *software AxioVision*, é necessário ajustar as imagens em tons de cinza e realizar o ajuste de contraste das imagens, no software define-se o limiar entre os tons de cinza, identificando dessa forma as áreas correspondentes aos poros e aos materiais do revestimento. Para realizar a análise da porosidade dos revestimentos, foram realizadas cinco imagens de cada revestimento, para realizar a quantificação em cinco áreas distintas.

3.6.5 Difração de Raios- X (DRX)

Para realizar a análise das fases presentes no revestimento, utilizou-se a técnica Difração de Raios- X, o equipamento utilizado foi o Difratômetro de Raios- X *Bruker ECO D8 ADVANCE*, com o auxílio do *software Bruker DIFFRAC.EVA v4.2.2* sendo utilizado para o processamento dos dados.

O equipamento é pertencente ao Instituto LACTEC e está localizado na Unidade LEME, situado no município de Curitiba-PR. Os parâmetros utilizados estão listados na Tabela 4. As fases foram identificadas utilizando o *Cristalographica Search-Match*. As amostras utilizadas para realizar a técnica de Difração de Raios-X foram lixadas com 220 mesh, 600 mesh e 1200 mesh, sendo as amostras de dimensão 25 mm x 25 mm.

Tabela 4 - Parâmetros utilizados no DRX para análise das fases presentes no revestimento

	Alvo	Cu K α
Comprimento de Onda (Å)		1,54
Tensão (Kv)		40
Corrente (mA)		25
Velocidade de Varredura (°/min)		0,1
Passo de Varredura (°)		0,04

Fonte: Autoria própria.

3.6.6 Ensaio de Microdureza em Escala Vickers dos Revestimentos

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado para verificação da microdureza do revestimento e foi realizado seguindo a norma ASTM E384, (2017) – “*Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*”. O ensaio foi realizado utilizando equipamento *Shimadzu HMV-G20 Series*, pertencente ao Laboratório de Preparação Metalográfica que faz parte do Centro Multiusuário C²MMA do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

O ensaio foi realizado com penetrador de diamante de base quadrada, sendo o ângulo entre as faces opostas de 136°, com duração de 15 segundos e foram realizadas penetrações com carga de 500 gf.

Para realizar o ensaio utilizou-se as amostras embutidas em baquelites preparadas para a caracterização microestrutural, a indentação iniciou a 0,1 mm do topo do revestimento e seguiu 5 indentações sentido substrato e a distância entre as indentações foi de 0,1 mm.

O equipamento pode ser visualizado na Figura 29.

Figura 29 - Equipamento *Shimadzu HMV-G20 Series*



Fonte: Autoria própria.

As medidas foram realizadas em cinco regiões diferentes em cada revestimento, totalizando 25 indentações em cada revestimento, afim de obter-se a média dos valores. A medida de microdureza é fornecida a partir das medidas das

diagonais obtidas após o ensaio, o próprio equipamento fornece tais valores. O equipamento encontra-se no Laboratório de Preparação Metalográfica que faz parte do Centro Multiusuário C²MMA do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

3.6.7 Análise da Tenacidade à Fratura dos Revestimentos

A análise de tenacidade à fratura é importante para verificar a energia absorvida pelo material até a propagação de uma trinca. O ensaio foi realizado nas amostras utilizadas para a caracterização microestrutural, ou seja, foi realizado na secção transversal da amostra.

O ensaio foi realizado utilizando carga de 5 Kgf e utilizou-se equipamento para ensaios de microdureza Vickers. A realização do ensaio foi com um equipamento pertencente ao Instituto LACTEC e está localizado na Unidade LEME, situado no município de Curitiba-PR, sendo o mesmo da marca *Emcotest Modelo Durascan 20*.

O ensaio consiste na medição da trinca gerada pela indentação e posterior análise dos dados para obtenção de valores numéricos de tenacidade à fratura. Vale ressaltar que os valores são obtidos a partir de equação proposta por Evans e Wilshaw (1976), apresentada a seguir.

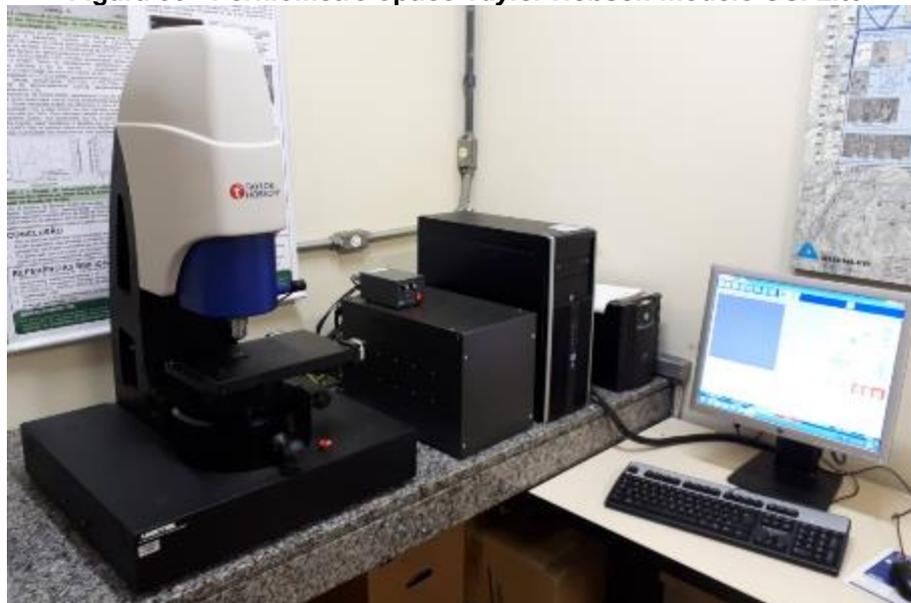
$$K_{IC} = 0,079 \cdot \left(\frac{F}{a^{3/2}} \right) \log \left(\frac{4,5a}{c} \right) \quad (2)$$

Sendo F a força aplicada medida em mN, a identifica a metade da diagonal da indentação (μm) e c caracterizando a dimensão da trinca medida a partir do centro da diagonal (μm). Vale ressaltar que a equação citada é válida para o intervalo de $0,6 \leq c/a \leq 4,5$ (VARIS *et al.*, 2014). Tenacidade à fratura é conhecido por K_{IC} e sua unidade é MPa.m^{1/2}.

3.7 ANÁLISE DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL DAS AMOSTRAS

Para realizar a análise da influência do processo de fabricação na rugosidade superficial das amostras utilizou-se o perfilômetro óptico 3D sem contato, da marca *Taylor Hobson modelo CCI Lite*. A Figura 30 apresenta o perfilômetro.

Figura 30 - Perfilômetro óptico Taylor Hobson modelo CCI Lite



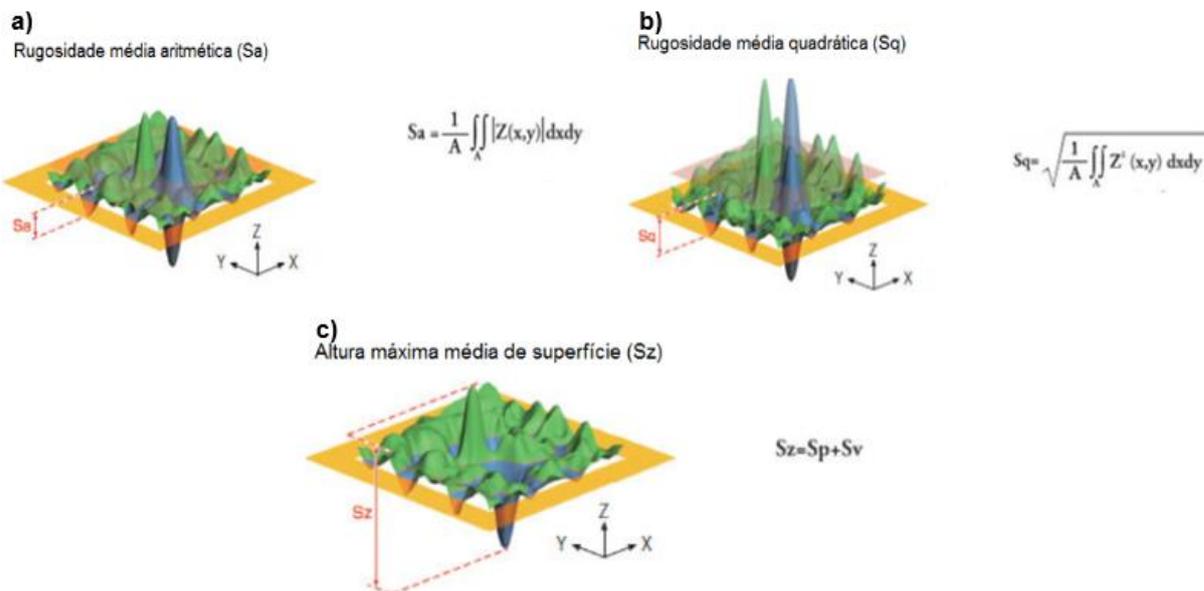
Fonte: Autoria própria.

O equipamento é dotado de lente de aumento de 10 x, o qual foi utilizado para realizar as medições de rugosidade. Para refino dos resultados obtidos com auxílio do software do perfilômetro, ocorre a geração de quatro imagens que se sobrepõem formando apenas uma imagem. O equipamento encontra-se no Laboratório de Preparação Metalográfica que faz parte do Centro Multiusuário C²MMA do Campus Ponta Grossa da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

A área delimitada para a coleta de dados foi de 3 mm x 3 mm e os parâmetros de rugosidade utilizados foram os seguintes: rugosidade média aritmética (S_a), rugosidade média quadrática (S_q) e altura máxima média de superfície (S_z) e foi realizado apenas uma medição em uma área do revestimento como aspergido

A Figura 31 apresenta o parâmetro e seu cálculo para obtenção de valores.

Figura 31 - Representação dos parâmetros de rugosidade e cálculo para obtenção de valores; (a) rugosidade média aritmética (Sa); (b) rugosidade média quadrática (Sq); (c) altura máxima média de superfície (Sz)



Fonte: Adaptado de Olympus (2019).

A norma ISO 25178 (2012) – “*Geometrical product specifications*”, rege as especificações geométricas do produto, vale ressaltar que a norma descreve todos os parâmetros e as equações para a obtenção dos valores, e os quais foram obtidos com o auxílio do perfilometro.

3.8 ENSAIO DE CAVITAÇÃO ACELERADA

Para avaliar a resistência dos materiais sobre o desgaste de cavitação é realizado o ensaio de cavitação acelerada por ultra-som. Para realização do ensaio utilizou-se equipamento de ensaio ultrassônico *Qsonica* modelo Q700. A Figura 32 apresenta o equipamento utilizado para a realização dos ensaios.

Figura 32 - Equipamento utilizado para ensaio de erosão por cavitação Qsonica modelo Q700.



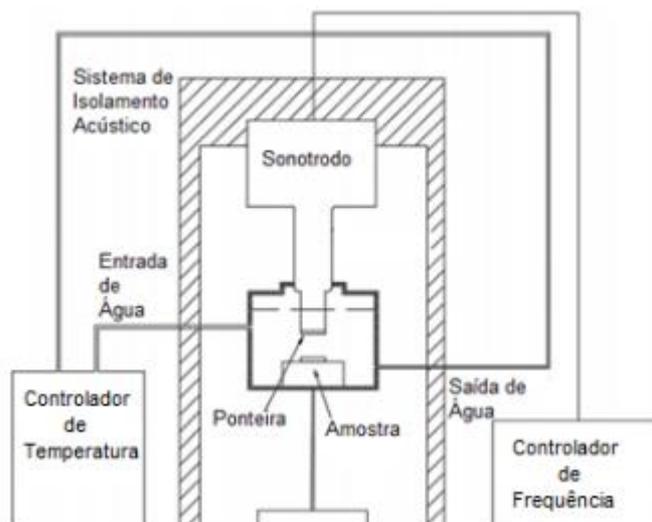
Fonte: Autoria própria.

O equipamento é dotado de uma cabine para isolamento acústico e possui um trocador de calor para que a temperatura do recipiente onde ocorre o ensaio seja de 25 °C. Os ensaios foram realizados seguindo norma ASTM G32, (2016) - “*Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus*”, o qual foi adaptado para a utilização do método indireto de ensaio.

Para padronizar o ensaio entre vários laboratórios, a norma ASTM G32, (2016), determina que a frequência de vibração deve ser de $20 \pm 0,5$ kHz e a amplitude de $50 \pm 5\%$ μm pico-a-pico, o qual foi utilizado neste trabalho. A amostra foi imersa em água destilada e a distância entre o sonotrodo e amostra foi de 500 μm .

A Figura 33 apresenta o equipamento utilizado para o ensaio de cavitação de forma representativa, demonstrando seus componentes.

Figura 33 – Representação esquemática do equipamento de ensaio de cavitação



Fonte: Adaptado de Lamana, Pukaszewicz, Sampath, (2018).

Os intervalos de tempo utilizados durante o ensaio de cavitação são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Metodologia utilizada para o ensaio de cavitação

Intervalo de tempo entre os ensaios (min)	0	1	1	2	4	8	16	32	0
Tempo total de ensaio (min)	0	1	2	4	8	16	32	64	320

Fonte: Autoria própria.

A medição da perda de massa foi realizada em cada intervalo de tempo entre os ensaios, vale ressaltar que a partir de 64 min acumulados, o ensaio e a medição da perda de massa foram realizados de 32 min em 32 min, totalizando 320 min, aproximadamente 5 horas de ensaio para cada amostra.

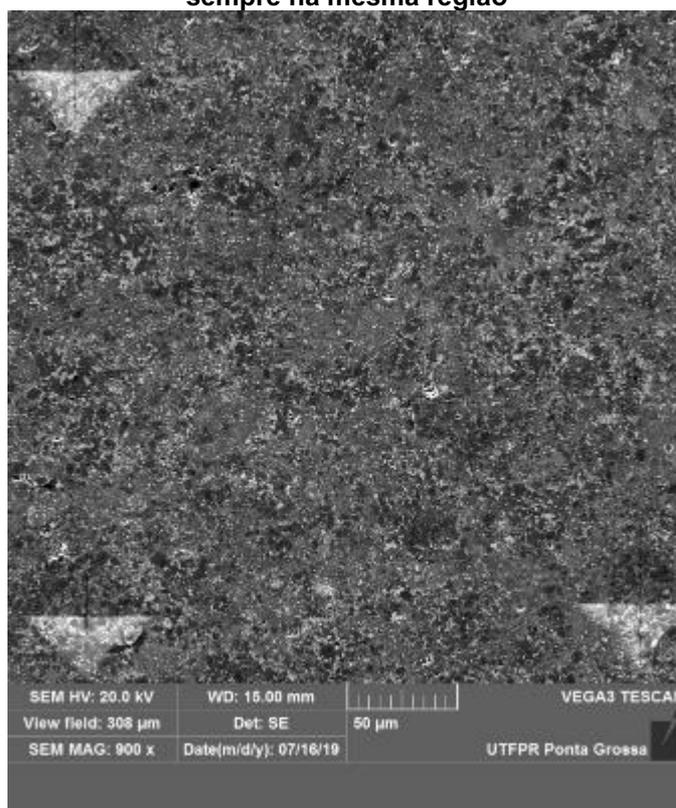
Para a verificação do mecanismo de desgaste e da morfologia das amostras durante e após o ensaio, foram obtidas as imagens com o Microscópio Eletrônico de Varredura descrito nesta metodologia. As imagens foram coletadas na condição polida (0 min), com 4, 16, 32 e posteriormente com 128 minutos de ensaio e posteriormente após 320 min de ensaio foi realizado o corte da zona cavitada para verificar o mecanismo na secção transversal das amostras.

Para realizar as imagens sempre no mesmo ponto, foi realizado três marcações no microdurômetro descrito nesta metodologia utilizando carga de 2000 gf. As marcações foram realizadas com o intuito de formar um L, sendo que entre elas

a distância foi de 250 μm . As marcações foram posicionadas em cada canto da imagem e posteriormente deslocou-se -10 mm no eixo x e +10 mm no eixo y do MEV, com o intuito de obter imagem nas áreas desgastadas.

Na Figura 34 pode ser visualizada uma imagem das microindentações utilizadas como referências.

Figura 34 - Microindentações realizadas para obtenção das imagens da superfície desgastada sempre na mesma região



Fonte: Autoria própria.

As amostras foram lavadas em ultrassom por um período de 10 minutos, sendo o processo de lavagem realizado antes do ensaio e a cada intervalo de tempo entre os testes. Após lavadas em ultrassom, as amostras são limpas com álcool etílico e secadas com jato de ar quente.

A medição da massa das amostras realizou-se antes dos ensaios e a cada intervalo de tempo entre os ensaios, utilizou-se uma balança de precisão *Shimadzu AUX 220*. São realizadas 5 medições de massa de cada amostra, para diminuir os erros experimentais e o resultado final de massa foi a média aritmética dos dados obtidos.

O ensaio foi realizado em duplicata e o equipamento de ensaio de cavitação e balança de precisão são pertencentes ao Laboratório de Desgaste da Universidade Tecnológica Federal do Paraná no Campus Ponta Grossa

3.9 ENSAIO DE EROSÃO POR JATO DE LAMA

Para avaliar a resistência das amostras sobre o desgaste de erosão por jato de lama, o ensaio foi realizado conforme norma ASTM G73-10 (2017) – “*Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus*”.

O equipamento utilizado é da marca *DUCOM- Slurry Jet Erosion Tester* e a Figura 35 apresenta o equipamento.

Figura 35 - Equipamento utilizado para os ensaios de erosão por jato de lama



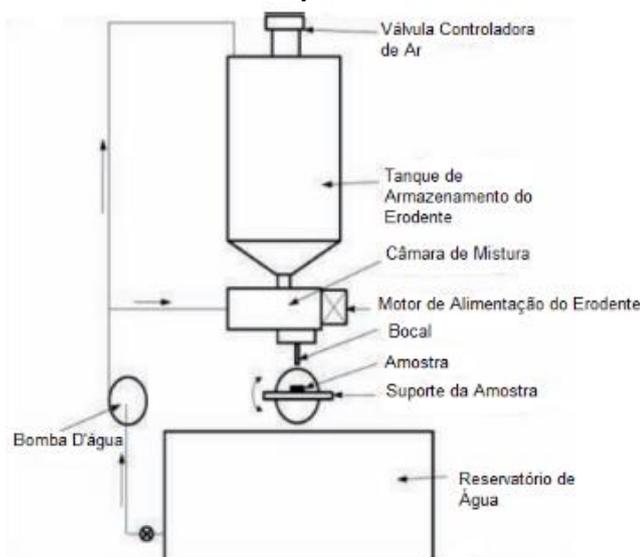
Fonte: Autoria própria.

O equipamento produz um jato de lama, o qual é formado por água e erodentes, neste caso utilizou sílica como erodente. Basicamente o equipamento é formado por um tanque onde o erodente é armazenado, um reservatório de água, uma câmara de mistura do erodente com a água, um bocal de saída e um suporte para fixação da amostra a ser ensaiada.

O equipamento possui dois motores, um deles controla a velocidade da água e o outro motor controla uma rosca dosadora, sendo que a rosca controla a quantidade de erodente.

A Figura 36 contém o equipamento de erosão por jato de lama e seus componentes.

Figura 36 - Desenho do equipamento de ensaio de erosão por jato de lama e seus componentes



Fonte: Adaptado de Pawar *et al.*, (2016).

O equipamento ainda permite que o ensaio seja feito em vários ângulos, pois o suporte pode ser inclinado no ângulo desejado. As variáveis que podem ser controladas no equipamento é a velocidade da água (controlada pelo RPM da bomba d'água), a quantidade de erodente (controlada pelo RPM da rosca dosadora), o ângulo do suporte da amostra e o diâmetro do bocal de saída. A Tabela 6 apresenta os parâmetros utilizados neste ensaio.

Tabela 6 - Parâmetros e especificações utilizadas no ensaio de erosão por jato de lama

Parâmetro	Especificação
Equipamento	DUCOM - Slurry Jet Tester
Tipo de Erodente	Sílica (areia)
Rpm da Bomba d'água	750
Rpm da Rosca Dosadora	30
Velocidade da água (m/s)	25,48
Quantidade de Erodente (g/min)	1788
Ângulo do Suporte	90°
Diâmetro do Bocal (mm)	4

Fonte: Autoria própria.

Os intervalos de tempo utilizados para a realização do ensaio de desgaste por jato de lama são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Metodologia utilizada para o ensaio de erosão por jato de lama

Intervalo de tempo entre os ensaios (min)	0	0,5	0,5	1	2	4
Tempo total de ensaio (min)	0	0,5	1	2	4	8

Fonte: Autoria própria.

As imagens para acompanhamento do mecanismo de desgaste e morfologia das amostras foram captadas utilizando a mesma metodologia realizada no ensaio de erosão por cavitação, utilizando os mesmos equipamentos e o acompanhamento da rugosidade superficial seguiu a mesma metodologia aplicada ao ensaio de erosão por cavitação.

O ensaio foi realizado em duplicata e o equipamento de ensaio de erosão por jato de lama foi adquirido pelo Projeto de Pesquisa junto ao Instituto LACTEC e Santo Antônio Energia, sendo que o mesmo se encontra no Laboratório de Desgaste da Universidade Tecnológica Federal do Paraná no Campus Ponta Grossa.

3.10 DENSIDADE TEÓRICA DOS REVESTIMENTOS E CÁLCULO PARA PERDA DE VOLUME DAS AMOSTRAS

Para realizar o cálculo da densidade teórica dos revestimentos, como os revestimentos são de composição diferentes, duas equações foram utilizadas. As porcentagens de cada elemento químico (Cromo, Tungstênio, Níquel e Cobalto) do revestimento Cr₃C₂-37WC-18M foram obtidas através de mapeamento químico via EDS, foi realizado o mapeamento químico da amostra 1Cr e 2Cr, após obtenção dos valores dos elementos químicos de cada amostra, foi realizado a média entre os valores, sendo a média dos valores utilizados para a obtenção da densidade teórica. Os valores de cada elemento químico das amostras 1Cr e 2Cr e a média são apresentadas na Tabela 8.

Tabela 8 - Valores dos elementos químicos para realizar o cálculo da densidade teórica do material Cr₃C₂-37WC-18M

	Elementos Químicos (% em peso)			
	Cr	W	Ni	Co
1Cr	39,4	33,3	11,7	3,6
2Cr	39,2	32,8	12,3	3,6
Média	39,2	33,05	12	3,6

Fonte: Autoria própria.

Para realizar o cálculo da densidade teórica do material Cr₃C₂-37WC-18M segue equação:

$$\rho_R = (\rho_{Cr_3C_2} \cdot 39,2\%). (\rho_{WC} \cdot 33,05\%). (\rho_{Ni} \cdot 12\%). (\rho_{Co} \cdot 3,6\%). (1 - P) \quad (3)$$

Para o material WC-20Cr₃C₂-7Ni utilizou-se a mesma metodologia para obtenção dos valores dos elementos químicos de cada amostra (3WC e 4WC). Na Tabela 9 são apresentados os valores de cada elemento químico e a média entre os valores, sendo a média utilizado no cálculo da densidade teórica.

Tabela 9 - Valores dos elementos químicos para realizar o cálculo da densidade teórica do material WC-20Cr₃C₂-7Ni

	Elementos Químicos (% em peso)		
	Cr	W	Ni
3WC	22,8	60,7	7,4
4WC	21,9	60,5	8,1
Média	22,35	60,6	7,75

Fonte: Autoria própria.

Desta forma, para o material WC-20Cr₃C₂-7Ni segue equação proposta a seguir:

$$\rho_R = (\rho_{Cr_3C_2} \cdot 22,35\%). (\rho_{WC} \cdot 60,6\%). (\rho_{Ni} \cdot 7,75\%). (1 - P) \quad (4)$$

Sendo ρ_R a densidade teórica do revestimento, $\rho_{Cr_3C_2}$ a densidade do carboneto de Cromo, ρ_{WC} a densidade do carboneto de Tungstênio, ρ_{Ni} a densidade do Níquel, ρ_{Co} a densidade do Cobalto e P a porosidade obtida da amostra. Como são duas amostras para cada material, foram obtidos 4 valores de densidade teórica.

De acordo com Kvashnin *et al.*, (2017) a densidade do Cr₃C₂ é de 6,84 g/cm³. Para Berger *et al.*, (2008) a densidade do WC é de 15,7 g/cm³. A densidade do Ni e

Co de acordo com Sharafat *et al.*, (2000) são de 8,91 g/cm³ e 9,2 g/cm³ respectivamente. Sendo estes valores utilizados na Equação 3 e 4.

A partir dos valores de densidade teórica foi possível calcular os valores de perda de volume dos ensaios de desgaste. A equação utilizada para obter os valores de perda de volume é apresentada a seguir:

$$V = \frac{m}{\rho_R} \quad (5)$$

Sendo que V designa o volume, m o valor da perda de massa obtida durante os intervalos de tempo dos ensaios e ρ_R a densidade teórica de cada amostra.

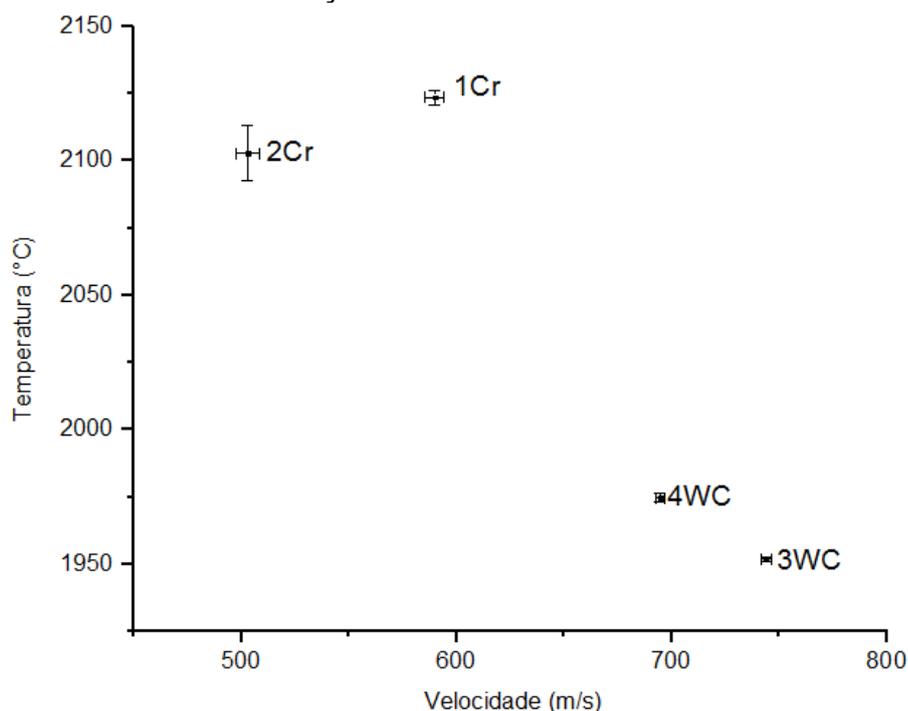
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo aborda os resultados obtidos e discussões sobre os mesmos, analisando as características das partículas durante o processo de aspersão, as propriedades dos revestimentos e discussão e análise sobre os ensaios de cavitação e erosão por jato de lama de cada revestimento obtido.

4.1 INFLUÊNCIA DO FLUXO DE COMBUSTÍVEL NA TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS DURANTE A ASPERSÃO TÉRMICA

O estudo das temperaturas e velocidades das partículas, é de muita importância, para compreensão das características macro e microestruturais, das propriedades e da formação de defeitos dos revestimentos. Neste caso, foi constatado que a velocidade e temperatura das partículas dos dois materiais aspergidos, apresentaram comportamentos distintos, como pode ser observado no Gráfico 3.

Gráfico 3 - Velocidade e temperatura das partículas obtidos por HVOF com combustível líquido e variação do fluxo de combustível



Fonte: Autoria Própria.

As partículas Cr₃C₂-37WC-18M (1Cr e 2Cr) atingiram maiores temperaturas durante o processo de aspersão, como se observa no Gráfico 3, a menor velocidade das partículas deste material para ambas as condições aspergidas, ocasiona maior tempo de interação das partículas na chama, ou seja, a transferência de calor é maior e a temperatura de partículas é afetada por este fenômeno.

No entanto, neste material, as aspergidas na condição 2Cr, apresentaram menor temperatura, explicado pela diferença da razão estequiométrica, que é maior na condição 2Cr (Φ 1,49) com maior excesso de O₂ na chama.

O excesso de oxigênio presente na chama pode atuar como refrigerante, ou seja, refrigera a chama gerada e como consequência deste fator a transferência de calor para as partículas é afetada, podendo diminuir sua temperatura (PICAS *et al.*, 2011), como no caso observado para as partículas da amostra 2Cr.

Por outro lado, as amostras aspergidas com WC-20Cr₃C₂-7Ni, tiveram um comportamento oposto, isto é, na condição 3WC, com menor razão estequiométrica (Φ 1,14) foram atingidas as menores temperaturas. Nesse sentido, Picas *et al.*, (2011), atribuíram a menor temperatura as altas velocidades das partículas, que provoca pouco tempo de exposição à fonte de calor.

Comprovou-se a partir do Gráfico 3 que a temperatura das partículas de um mesmo material, não apresentaram grandes variações, apesar de que as amostras 2Cr e 4WC foram aspergidas com excesso de O₂, e este pode atuar como refrigerante. Provavelmente, a menor razão C/O nas condições 2Cr e 4WC promoveu maior pressão na câmara de combustão, o que ocasiona maior densidade de fluxo de gases e desta forma maior transferência de calor para as partículas. Este efeito pode explicar em como as amostras 4WC apresentaram maior temperatura das partículas que as amostras 3WC. Varis *et al.*, (2020b) observaram resultados semelhantes quanto as temperaturas de partículas, quando variaram a razão C/O e a estequiometria da chama.

Outra característica constatada foi que para o material WC-20Cr₃C₂-7Ni, a temperatura de partículas foi fortemente dependente da velocidade de projeção, o que por sua vez aumenta na mesma proporção que o aumento do fluxo de combustível-oxigênio (PICAS *et al.*, 2011).

Também foi observado, que a velocidade das partículas das amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni foi mais elevada do que as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M, o que não era esperado.

Matikainen *et al.*, (2018) comentam que as partículas de menor densidade dos carbonetos de Cr_3C_2 podem desacelerar mais rapidamente com o fluxo de gás dependendo da distância de aspersão utilizada. Neste caso as partículas do material Cr_3C_2 -37WC-18M (1Cr e 2Cr) foram mais afetadas pela distância de aspersão do que as partículas do material WC-20 Cr_3C_2 -7Ni (3WC e 4WC) evidenciando que a distância de aspersão foi de 330 mm para os dois materiais.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS POR HVOF COM COMBUSTÍVEL LÍQUIDO

4.2.1 Análise da Rugosidade Superficial dos Revestimentos

Os valores de rugosidade das amostras aspergidas são observados na Tabela 10. Com os dados de rugosidade obtidos a partir de perfilometria ótica, é possível observar a maior rugosidade das amostras aspergidas com menor fluxo de combustível (amostras 2Cr e 4WC).

Tabela 10 - Parâmetros de rugosidade das amostras aspergidas, rugosidade média quadrática (Sq), rugosidade média aritmética (Sa) e altura máxima média de superfície (Sz).

Amostra	Parâmetro de rugosidade		
	Sq (μm)	Sa (μm)	Sz (μm)
1Cr	8,85	6,88	57,1
2Cr	10,3	7,96	67,7
3WC	9,88	7,70	63,8
4WC	12,4	9,70	78,9

Fonte: Autoria Própria

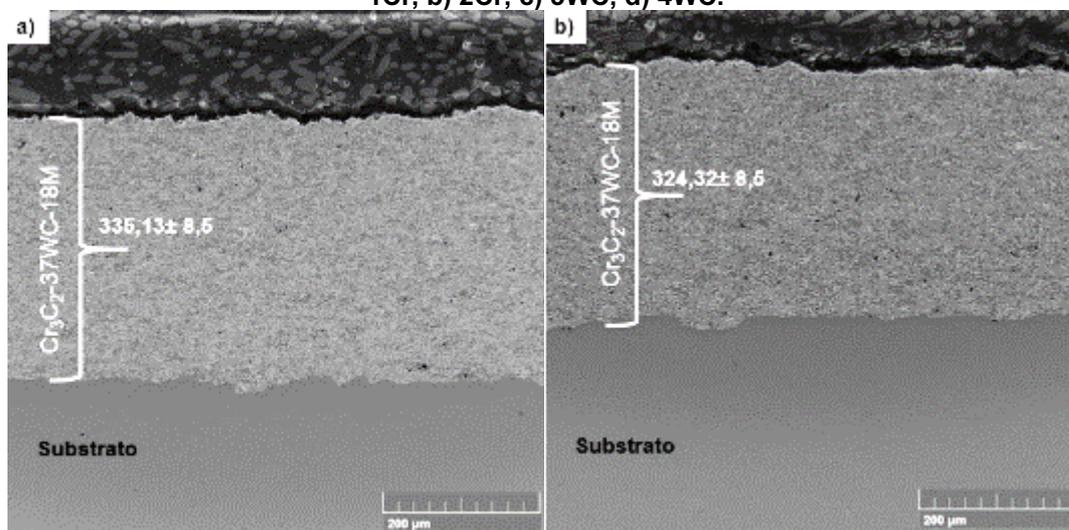
A característica das amostras 1Cr e 3WC apresentarem menores valores de rugosidade do que as amostras 2Cr e 4WC, pode ser atribuída pelas maiores velocidades de partículas. A maior velocidade promove um maior achatamento das partículas durante a aspersão. As partículas com maiores velocidades, quando colidem com a superfície do substrato e com as partículas já aspergidas, ocasiona maior espalhamento, gerando diminuição da espessura da lamela e com a sobreposição de novas lamelas o revestimento apresenta menor rugosidade (LAMANA, 2017).

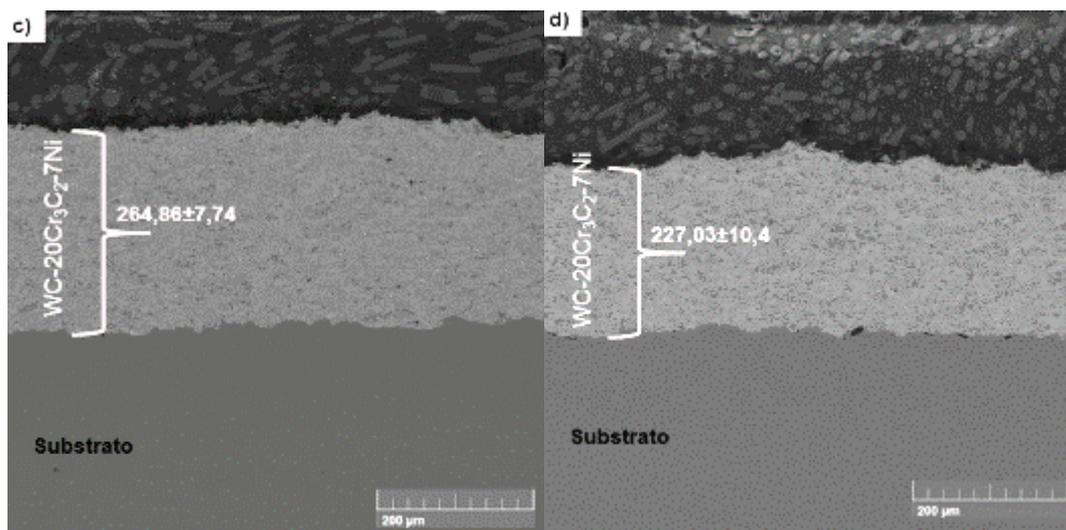
Comparando as amostras aspergidas com o mesmo fluxo de combustível, 1Cr com 3WC e 2Cr com 4WC, as amostras do material Cr_3C_2 -37WC-18M obtiveram menores valores de rugosidade do que as amostras do material WC-20 Cr_3C_2 -7Ni, sendo este fenômeno associado ao menor ponto de fusão do carboneto de Cr_3C_2 (acima de 1800 °C) e a maior deformação das partículas quando impactam com a superfície ou partículas adjacentes.

4.2.2 Análise da Microestrutura dos Revestimentos Aspergidos

Na Figura 37, observam-se imagens da seção transversal dos revestimentos aspergidos. De forma geral, pode ser observado que todas as amostras apresentaram boa aderência ao substrato e um revestimento denso, com baixa porosidade, sem a formação de trincas ou destacamento na interface entre lamelas e ou substrato.

Figura 37 - Imagem da seção transversal dos revestimentos aspergidos por HVOF com combustível líquido e sua espessura média obtidas por microscopia eletrônica de varredura a) 1Cr, b) 2Cr, c) 3WC, d) 4WC.





Fonte: Autoria Própria

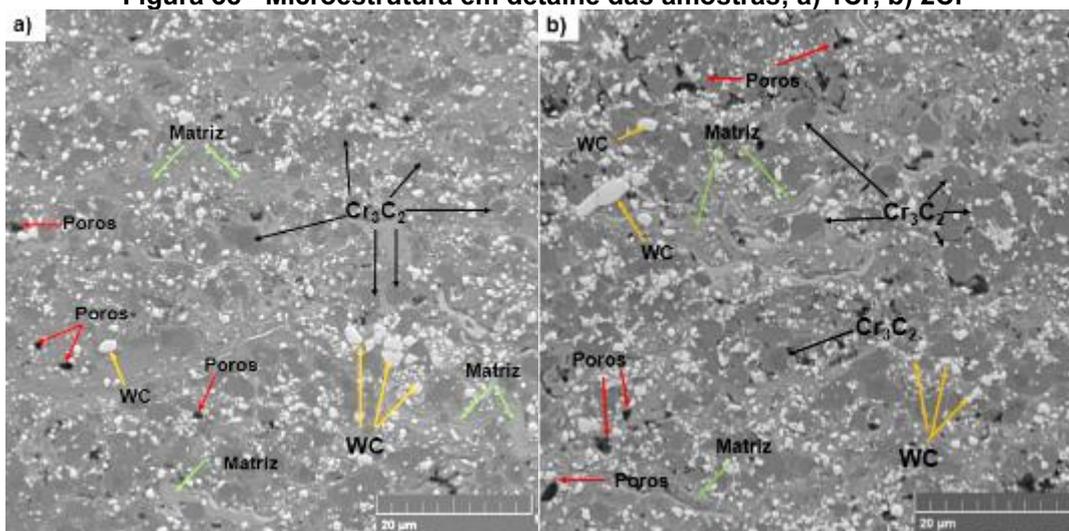
Observou-se que a espessura das amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni (3WC 264,88 ± 7,74 μm e 2Cr 227,03 ± 10,4 μm) foi menor do que as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M (1Cr 335,13 ± 8,5 μm e 2Cr 324,32 ± 8,5 μm), mesmo utilizando maior quantidade de passes como um parâmetro de aspersão térmica, sendo para as amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni 35 passes e para as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M, 26 passes.

A menor eficiência de deposição resultando em menor espessura do material WC-20Cr₃C₂-7Ni está associado a menor quantidade de matriz metálica e maior velocidade de partículas. Para Matikainen *et al.*, (2019) partículas com menores quantidades de matriz metálica sofrem com o fenômeno de deposição seletiva, ou seja, a menor quantidade de matriz metálica aliada a maior velocidade das partículas, não são capazes de reter os carbonetos quando colidem com a superfície, desta forma ocasionam o rebote das partículas e diminuem a eficiência de deposição e a retenção de carbonetos no revestimento.

Outra característica que pode ser observada a partir da Figura 37 é que o fluxo de combustível influenciou na espessura do revestimento, sendo para a amostra 1Cr a espessura por passe de 12,89 μm e para a amostra 2Cr de 12,47 μm e o mesmo comportamento visto nas amostras 3WC e 4WC, sendo o valor da espessura por passe de 7,56 μm e 6,49 μm respectivamente. O maior fluxo de combustível das amostras 1Cr e 3WC aliado a menor quantidade de O₂ livre na chama promoveu para as partículas melhor deformação durante o impacto, diminuindo a perda de eficiência de deposição devido ao rebote das partículas.

Na Figura 38 é possível observar imagens de elétrons retroespalhados da microestrutura da seção transversal das amostras 1Cr e 2Cr. É importante ressaltar que as diferentes tonalidades presentes nas imagens obtidas por MEV EBSD é originada pela diferença do peso atômico dos átomos, onde elementos com número atômico mais elevado, como o Tungstênio, produzem um tom de cinza mais claro, e aqueles ricos em Cromo apresentam um tom de cinza mais escuro.

Figura 38 - Microestrutura em detalhe das amostras; a) 1Cr, b) 2Cr



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 38 é possível observar nas amostras 1Cr e 2Cr que os carbonetos de W (WC), estão uniformemente distribuídos na seção transversal do revestimento. Estes carbonetos se observam na microestrutura como as fases finas e mais claras. O revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$ (amostra 1Cr e 2Cr), apresentou a coexistência de carbonetos finos de WC e carbonetos grosseiros de Cr_3C_2 .

Nas amostras 2Cr (Figura 38 (b)) o carboneto de Cr_3C_2 demonstrado pela fase de cor cinza escuro, apresenta aglomerações em certas regiões do revestimento, ao contrário da amostra 1Cr que o mesmo apresentou dispersão no revestimento. Por outro lado, a matriz metálica é identificada na microestrutura pela fase de tons de cinza intermediário.

Neste tipo de material ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$) o surgimento de carbonetos complexos como $(\text{W,Cr})_2\text{C}$ não se espera, já que depende da razão W/Cr, como explica Berger, (2016).

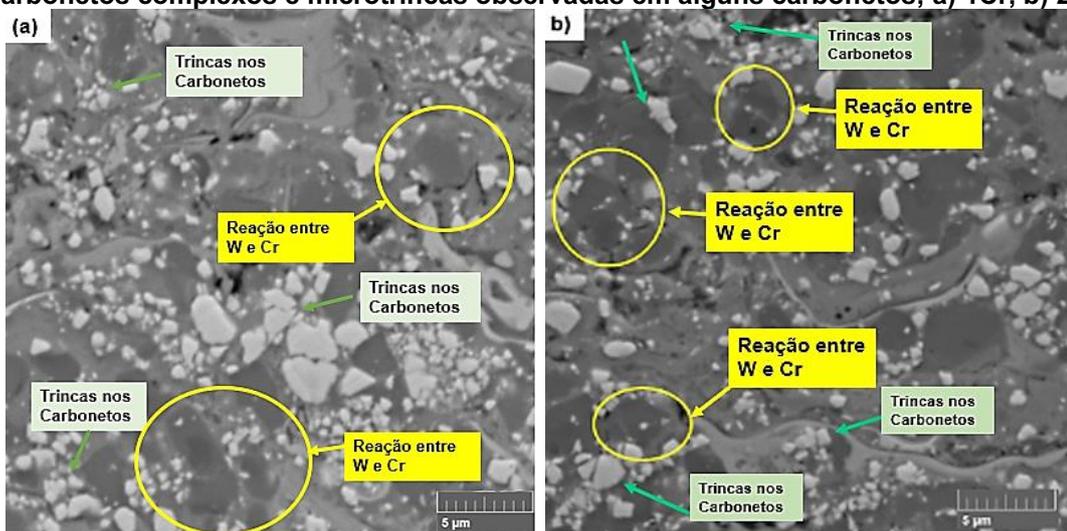
Por outro lado, Jin *et al.*, (2013) comentam que grande parte do W presente na composição química do material se dissolve nas células unitárias de Ni formando uma solução sólida, ou seja, a elevada quantidade de Ni no material ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-}$

18M) pode ter ocasionado maior dissolução do Tungstênio em Ni evitando a dissolução de Tungstênio em Cromo para formar os carbonetos do tipo complexo.

No entanto, na Figura 39(a) e (b) pode ser visualizado alguns carbonetos de Cr_3C_2 com núcleo cinza escuro e bordas de um tom mais claro, identificados pelos círculos amarelos, esse fenômeno para Berger (2016) sugere um possível início da reação entre o WC e Cr_3C_2 .

Também se observa na Figura 39, algumas microtrincas (setas verdes) que identificam a alta dureza dos carbonetos WC.

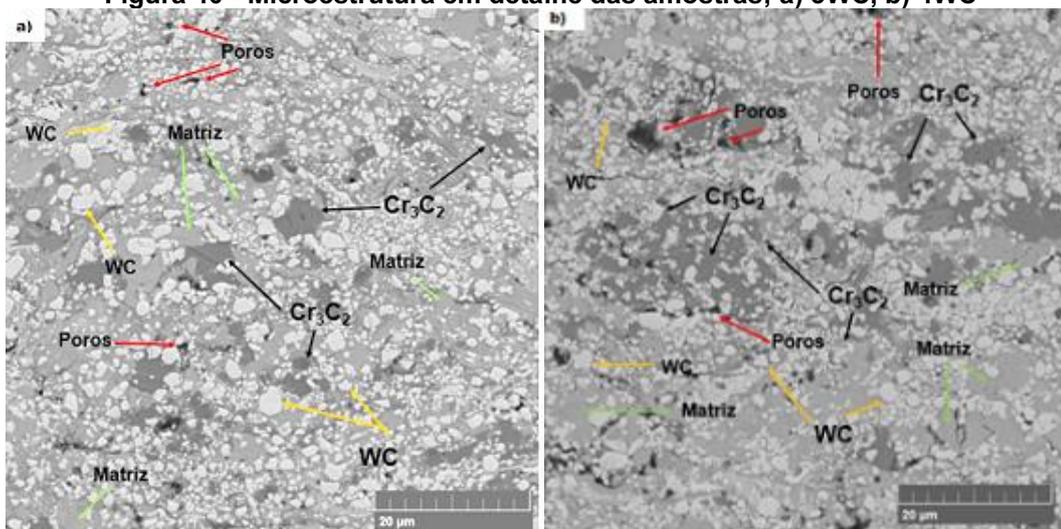
Figura 39 - Imagem de carbonetos Cr_3C_2 com núcleo de tom de cinza escuro e bordas de tom de cinza mais claro, identificando possível reação entre o WC e Cr_3C_2 , sugerindo formação de carbonetos complexos e microtrincas observadas em alguns carbonetos; a) 1Cr, b) 2Cr



Fonte: Autoria Própria.

As microestruturas da seção transversal dos revestimentos do material WC-20Cr₃C₂-7Ni podem ser observadas na Figura 40. Se constata que as amostras de 3WC apresentaram carbonetos de WC e carbonetos grosseiros de Cr_3C_2 , ambos dispersos no revestimento. Estes revestimentos apresentaram características semelhantes as amostras 1Cr, referente a baixa porosidade, e carbonetos de WC de vários tamanhos. Em contrapartida as amostras de 4WC apresentaram as mesmas características da amostra 2Cr, ou seja, observou-se aglomerados dos carbonetos de Cr_3C_2 em determinadas regiões da seção transversal e maior porosidade.

Figura 40 - Microestrutura em detalhe das amostras; a) 3WC, b) 4WC



Fonte: Autoria Própria.

De forma geral foi constatado que, nas amostras 3WC e 4WC os carbonetos possuem em sua maioria geometria angular, porém nas amostras 1Cr e 2Cr, mostraram no geral geometria arredondada. Essa característica das amostras 3WC e 4WC, pode ser atribuída ao pouco tempo de exposição das partículas na fonte de calor, devido as altas velocidades das partículas durante a aspersão (LAMANA, PUKASIEWICZ, SAMPATH, 2018).

A geometria dos carbonetos de WC no revestimento das amostras 3WC e 4WC, também é influenciada pela quantidade de carbonetos e a sua temperatura de fusão. De acordo com Reeber, Wang, (1999) a temperatura de fusão do carboneto de WC é acima de 2700 °C, ou seja, em revestimentos com maiores quantidades de carbonetos de WC os mesmos não se deformam totalmente ao impactar com a superfície do substrato ou com partículas adjacentes, mantendo a geometria original do carboneto.

Assim como nas amostras 1Cr e 2Cr, as amostras 3WC e 4WC, também apresentaram carbonetos de Cr_3C_2 de núcleo de tom escuro de cinza com bordas de tom mais claro de cinza, esses carbonetos podem ser observados na Figura 41 e indicam possível reação entre o Cr e W para formar carbonetos do tipo complexo.

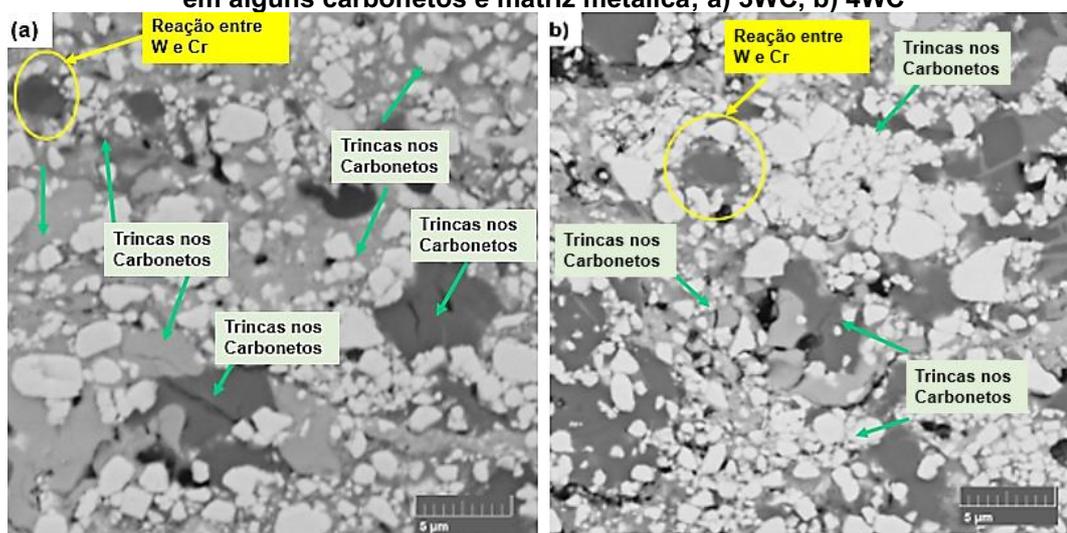
Neste tipo de revestimento, durante o processo de aspersão térmica, as fases ricas em Cr_3C_2 reagem com o WC, com a tendência a formar carbonetos complexos $(\text{W}, \text{Cr})_2\text{C}$ que são favorecidos pela alta solubilidade em alta temperatura de WC e Cr_3C_2 em Ni e a reação dessas fases (Bolelli *et al.*, 2014).

Em todas as amostras foi observado distribuição não homogênea na escala do tom cinza característico da matriz metálica, o que indica variação na composição da matriz metálica, ou seja, ocorreu dissolução dos carbonetos de forma parcial na matriz metálica (JANKA, *et al.*, 2018a).

Berger, *et al.*, (2008); Berger, (2016); Bolelli *et al.*, (2014), Bhosale, Prabhu, Rathod, (2020); Janka, *et al.*, (2018a) observaram resultados semelhantes na microestrutura dos revestimentos de Cr_3C_2 -37WC-18M e WC-20 Cr_3C_2 -7Ni em seus estudos.

Um outro aspecto destacável nestas análises, constitui a formação de trincas nas amostras 3WC e 4WC. Estas trincas podem ser constatadas nos carbonetos de Cr_3C_2 , nos carbonetos de WC e na matriz metálica, como observou-se a partir da Figura 41.

Figura 41 - Imagens de carbonetos de Cr_3C_2 com núcleo de tom cinza escuro e bordas mais claras, sugerindo possível surgimento de carbonetos complexos e microtrincas observadas em alguns carbonetos e matriz metálica; a) 3WC, b) 4WC



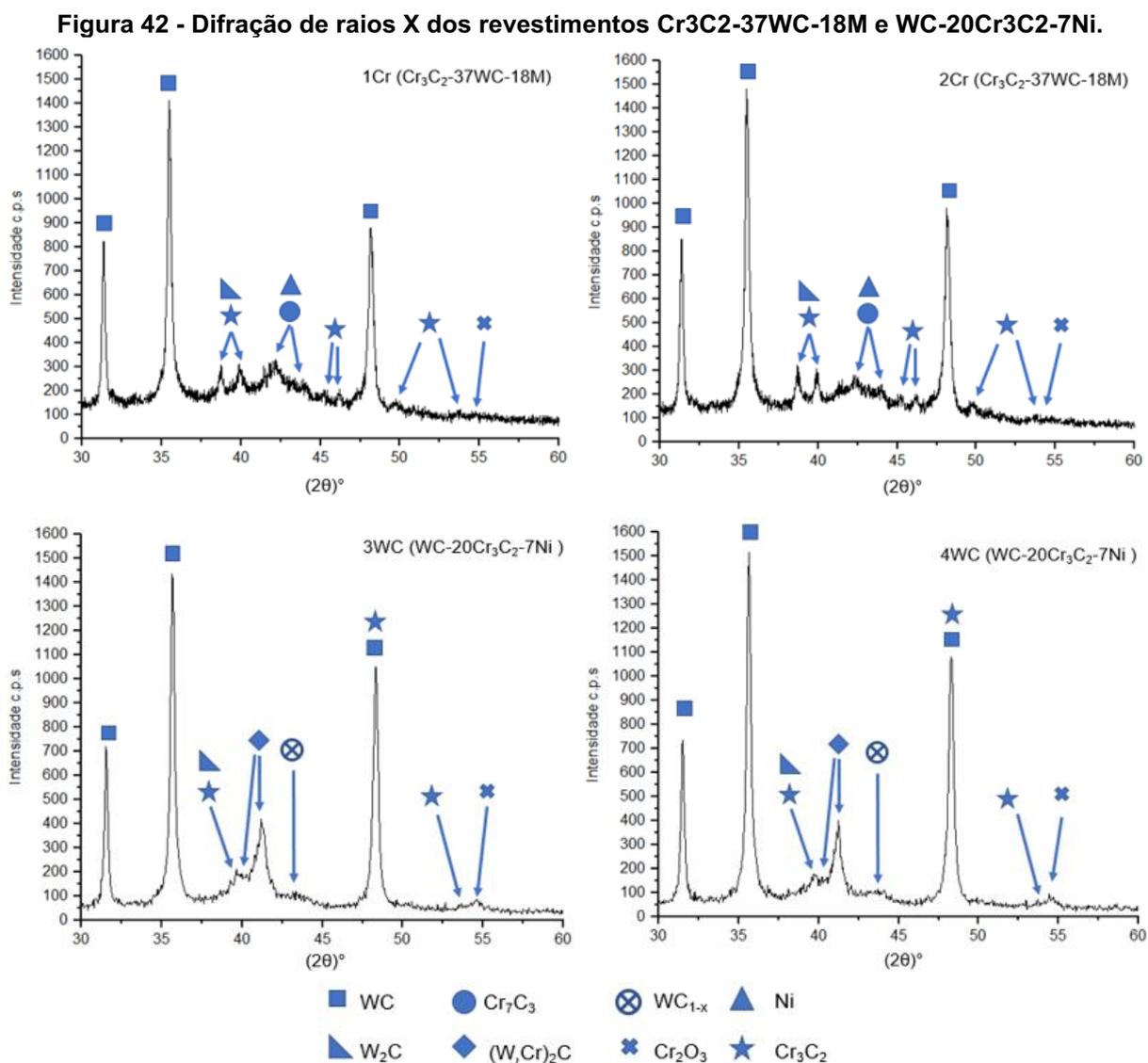
Fonte: Autoria Própria.

4.2.3 Análises de Difração de Raios X Nos Revestimentos

Durante a aspersão pelo processo HVOF, como consequência do regime térmico imposto, ocorrem reações metalúrgicas da matéria-prima para o revestimento. Essas reações são derivadas dos materiais que compõe a matéria-prima (Cr_3C_2 -37WC-18M e WC-20 Cr_3C_2 -7Ni) e que resultam em mudanças composicionais e

mudanças de fases importantes para o revestimento. As mudanças desempenham papel importante nas propriedades e desempenho dos revestimentos.

A Figura 42 podem ser observados os espectros de difração de raios X para todas as amostras.



Fonte: Autoria Própria.

Como pode-se observar, além das fases WC, Cr₃C₂, foram verificadas as fases, Cr₂O₃, W₂C, WC_{1-x} e (W,Cr)₂C para o revestimento de WC-20Cr₃C₂-7Ni. Vale ressaltar que o surgimento dessas fases ocorreu independentemente do fluxo de combustível utilizado.

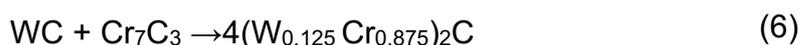
Nos revestimentos de Cr₃C₂-37WC-18M não foram observadas a formação de carbonetos complexos como o (W,Cr)₂C através dos ensaios de DRX. Como já foi

explicado, de acordo com Berger (2016) a formação deste tipo de carboneto depende muito da razão entre W e Cr.

O revestimento Cr₃C₂-37WC-18M apresentou o surgimento da fase Cr₇C₃, que ocorre devido a interação do Cr₃C₂ com Ni durante a aspersão, segundo observado por Berger, (2016).

Pelos espectros de raios X das amostras 1Cr e 2Cr, pode-se observar que durante a aspersão térmica ocorreu descarbonetação e oxidação dos carbonetos do revestimento. O surgimento da fase Cr₂O₃ indica a oxidação do Cr₃C₂, o que para os parâmetros utilizados é esperado, uma vez que a chama utilizada neste trabalho foi oxidante, ou seja, rica em O₂ em ambas as duas condições das amostras 1Cr e 2Cr facilitando a formação desta fase. A presença da fase W₂C indica a descarbonetação do WC durante a aspersão térmica.

Muitos autores descrevem a formação de um tipo de carboneto complexo, como o (W,Cr)₂C e que segundo Berger *et al.* (2010) esse tipo de carboneto tem a estrutura do carboneto W₂C com Cromo dissolvido no mesmo. Bolelli *et al.*, (2014) em seu estudo comenta um das possíveis formas para a formação do carboneto (W,Cr)₂C. Para os autores uma das formas é que o Cr₃C₂ não é estável em relação ao Ni puro, a reação entre os dois, forma o Cr₇C₃. O Cr₇C₃ é proposto para reagir com o WC na matriz metálica de acordo com a seguinte equação.



Berger *et al.*, (2010) e Bolelli *et al.*, (2014) comentam que o intervalo de composição deste tipo de carboneto é muito grande, ou seja, pode ocorrer diferença composicional deste carboneto, mudanças da quantidade de Cr e de W pode ser visualizada. Este tipo de fenômeno pode ser observado pelo alargamento dos picos de (W,Cr)₂C e pela menor intensidade do que os picos de WC que são apresentados na Figura 42.

Outra região de interesse em todos os espectros de difração de Raios X das amostras é a deformação do espectro na região de 37° < 2θ < 46°, onde ocorre o alargamento do pico. Esse pico mais largo pode pertencer a uma fase amorfa finamente dispersa. De acordo com Bolelli *et al.*, (2014), durante a aspersão térmica destes materiais, ocorrem reações entre os materiais, uma fase líquida é formada,

considerando a formação de uma nova fase de matriz metálica com uma mistura de Cr–W–Ni–C.

A formação desta matriz metálica com vários materiais dissolvidos pode ser ocasionada devido à alta solubilidade do W e Cr em Ni, e da rápida solidificação da matriz metálica supersaturada formada durante a aspensão térmica que reflete no amplo pico amorfo localizado na região citada (BOLELLI *et al.*, 2014; JANKA *et al.*, 2018b).

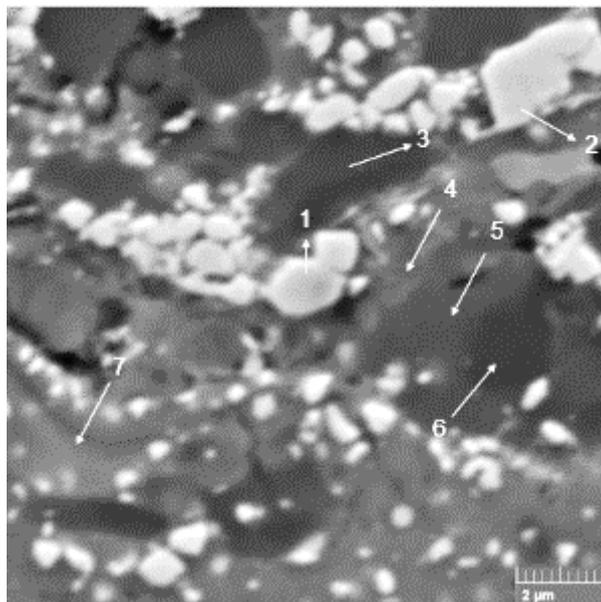
Autores como Berger *et al.*, (2010), Bolelli *et al.*, (2014), Berger (2016), Bhosale *et al.* (2020a), Bhosale, Prabhu, Rathod, (2020b), Hulka *et al.*, (2012), Janka *et al.*, (2018a), Janka *et al.*, (2018b), Wang *et al.*, (2019), observaram resultados semelhantes em relação as fases e mudanças de fases no revestimento. Esse fenômeno é associado ao processo de aspensão térmica e da reação entre os materiais dos revestimentos, desta forma alguns sendo dissolvidos na matriz metálica, ocasionando a formação de uma matriz metálica amorfa e carbonetos sofrendo oxidação e descarbonetação bem como o surgimento de novos e complexos carbonetos devido a razão entre o W e Cr.

4.2.4 Análise Química Pontual dos Revestimentos por Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS)

Com o intuito de estudar as diferentes composições químicas das fases presentes nos revestimentos e analisar as diferentes composições da matriz metálica foi realizado uma análise via EDS das amostras 1Cr, 2Cr, 3WC e 4WC.

Na Figura 43 analisou-se diferentes regiões do revestimento da amostra 1Cr e as análises foram indicadas com setas e números, sendo que a análise de composição química foi realizada a frente da seta.

Figura 43 - Imagem de mapeamento pontual analisadas para verificar a composição química da amostra 1Cr via EDS



Fonte: Autoria Própria.

As composições químicas das regiões identificadas na Figura 43 são apresentadas na Tabela 11.

Tabela 11- Composição química da análise em diferentes regiões do revestimento da amostra 1Cr

	Elementos Químicos (% em peso)					
	Cr	W	Ni	Co	C	O
Região 1	3,3	85,9	1,9	0,4	7,5	1,0
Região 2	8,5	77,9	3,0	0,9	6,0	3,6
Região 3	65,7	15,4	4,4	1,8	12,6	
Região 4	32,7	37,9	13,3	4,2	5,1	6,7
Região 5	67,2	16,3	2,6	1,2	12,7	
Região 6	82,2	3,5			13,5	
Região 7	41,5	36,9	10,1	3,2	8,3	

Fonte: Autoria Própria.

As regiões 1 e 2 são os carbonetos de WC, confirmados pela composição química na Tabela 11 e os altos valores de Tungstênio. A região 6 corresponde pelo carboneto de Cr_3C_2 , que possui altos valores de Cromo em sua composição, ou seja, de forma geral o revestimento apresenta duas fases bem distintas de carbonetos, sendo uma delas o carboneto de WC e outra o Cr_3C_2 .

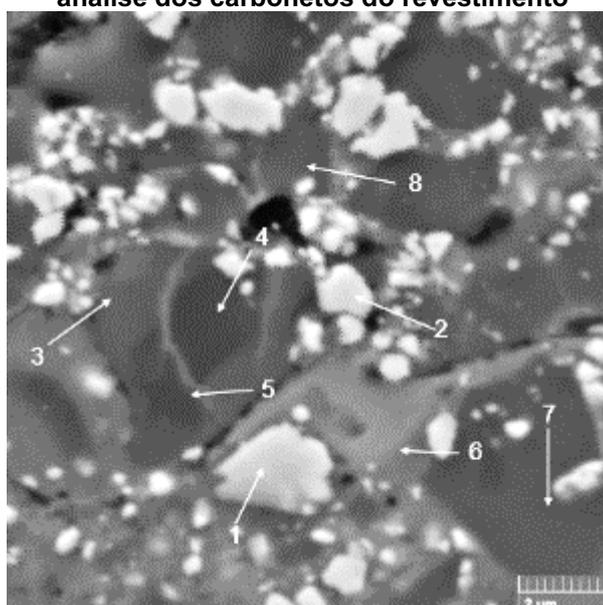
As outras regiões é a matriz metálica do revestimento, ou ainda uma reação entre o Cromo e Tungstênio para uma possível formação de carbonetos complexos.

Como citado anteriormente, observou-se alguns carbonetos de Cr_3C_2 (região 6 por exemplo) com coloração de um tom de cinza mais claro nas bordas do mesmo, essa coloração pode indicar um início da reação entre o Tungstênio e Cromo para formar carbonetos complexos, porém como indicado pela identificação de fases, não se formou os carbonetos complexos neste revestimento. Porém nas regiões 3 e 5 demonstram além do Cromo, o aparecimento de Tungstênio na composição confirmando uma possível reação entre Tungstênio e Cromo.

As regiões 4 e 7 identificam a matriz metálica, com valores elevados de Cromo e Tungstênio, indicou-se por essas regiões que ocorreu dissolução dos elementos dos carbonetos nessa região. Este fenômeno também foi observado por Hulka *et al.*, (2012), Janka *et al.*, (2018a), Janka *et al.*, (2018b), e foi argumentado que durante a aspensão térmica ocorre a dissolução e alguma interdifusão dos elementos dos carbonetos (por exemplo WC e Cr_3C_2) na matriz metálica, devido as altas temperaturas empregadas no processo de aspensão, a matriz fica supersaturada, e que este fenômeno reflete na escala de tons de cinza da zona.

O comportamento observado na amostra 1Cr, também foi obtido na amostra 2Cr. Na Figura 44 pode ser observada o mapeamento de regiões para a amostra 2Cr.

Figura 44 - Imagem de mapeamento pontual analisadas para verificar a composição química da amostra 2Cr via EDS, com o intuito de verificar as diferentes composições da matriz metálica e análise dos carbonetos do revestimento



Fonte: Autoria Própria.

As composições químicas das regiões apresentadas na Figura 44 são mostradas na Tabela 12.

Tabela 12 - Composição química da análise em diferentes regiões do revestimento da amostra 2Cr

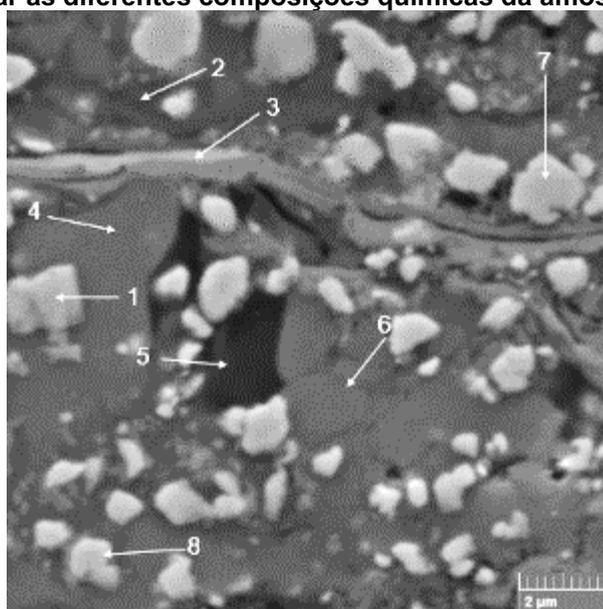
	Elementos Químicos (% em peso)					
	Cr	W	Ni	Co	C	O
Região 1	14,5	70,8	5,8	1,6	7,2	
Região 2	16,4	67,8	4,9	1,1	8,5	1,4
Região 3	55,6	17,7	9,7	2,5	12,8	
Região 4	72,9	5,7	6,4	1,5	13,6	
Região 5	67,1	10,9	7,5	1,8	12,6	
Região 6	41,3	32,5	12,9	3,9	5,8	3,6
Região 7	71,1	12,3	1,9	1,3	13,3	
Região 8	31,6	48,9	4,8	1,7	8,9	4,1

Fonte: Autoria Própria.

Para a amostra 2Cr, as regiões 1 e 2 são os carbonetos de WC, as regiões 4 e 7 são os carbonetos de Cr_3C_2 , as regiões 3 e 5 são locais onde ocorreu reação entre os materiais, indicados pelo surgimento de Tungstênio. As regiões 6 e 8 correspondem pela matriz metálica, assim como na amostra 1Cr, a amostra 2Cr também apresentou quantidades de Cromo e Tungstênio na matriz.

Na Figura 45 é apresentada a análise de composição química da amostra 3WC em diferentes regiões do revestimento.

Figura 45 - Imagem obtida por MEV com identificação dos pontos analisados via EDS para verificar as diferentes composições químicas da amostra 3WC



Fonte: Autoria Própria.

As composições das regiões apresentadas na Figura 45 podem ser observadas na Tabela 13.

Tabela 13 - Composição química das regiões da amostra 3WC

	Elementos Químicos (% em peso)				
	Cr	W	Ni	C	O
Região 1	11,8	79,2	1,3	7,6	
Região 2	32,6	40,2	20,8	6,4	
Região 3	15,5	68,6	10,8	5,1	
Região 4	35,6	49,9	3,6	7,5	
Região 5	40,8	42,6	8,7	7,9	
Região 6	36,5	54,9	1,5	7,1	
Região 7	16,9	59,1	12,6	6,2	2,2
Região 8	12,9	74,2	7,3	5,7	

Fonte: Autoria Própria.

As regiões 1, 7 e 8 demonstrou-se os carbonetos de WC, com pequenas quantidades de Cromo e Níquel, nestas regiões ocorreu difusão dos materiais nos carbonetos de WC.

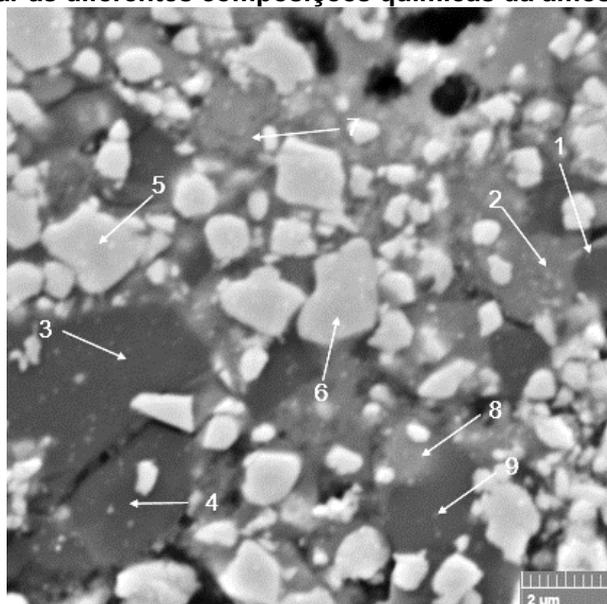
As regiões 2, 4, 5 e 6 apresentaram em sua composição elevadas quantidades de Cromo e Tungstênio, indicando a possível reação entre o W e Cr, com grande ocorrência para o surgimento de carbonetos complexos $(W,Cr)_2C$.

Assim como nas amostras 1Cr e 2Cr, devido as reações ocorridas durante a aspersão térmica, os materiais são dissolvidos na matriz metálica, neste caso identificados pela região 3.

Outra característica interessante da região 3 é que a mesma possui formato alongado, Yao *et al.*, (2020) denominou esse formato de região listrada, os autores comentaram que essas regiões em revestimentos são provenientes da boa deformação de partículas fundidas após o impacto com altas velocidades.

Assim como as reações ocorreram na amostra 3WC a amostra 4WC teve a mesma tendência para formar a matriz metálica mista de Cr, W, Ni e C e grande ocorrência para formação de carbonetos complexos, na Figura 46 foi possível observar diferentes regiões na quais foram analisadas a composição química da amostra.

Figura 46 - Imagem obtida por MEV com identificação das regiões analisadas via EDS para verificar as diferentes composições químicas da amostra 4WC



Fonte: Autoria Própria.

Na Tabela 14 são observados os valores de composição química das regiões analisadas.

Tabela 14 - Composição química das regiões da amostra 4WC

	Elementos Químicos (% em peso)				
	Cr	W	Ni	C	O
Região 1	30,7	38,2	24,4	5,7	
Região 2	44,8	29,0	19,7	6,6	
Região 3	69,8	14,5	3,1	12,4	
Região 4	62,4	20,3	4,6	12,6	
Região 5	7,6	73,7	11,6	7,1	
Região 6	11,7	51,6	29,4	4,8	
Região 7	20,5	62,3	6,2	5,1	5,9
Região 8	37,5	47,9	6,5	6,5	1,6
Região 9	58,3	22,8	8,6	8,6	

Fonte: Autoria Própria.

Independente do fluxo de combustível usado nas amostras 3WC e 4WC, ocorreram reações e mudanças na composição química do material. As regiões 1, 2 e 8 indicam a matriz metálica supersaturada.

As regiões 3, 4 e 9 são regiões aglomeradas de Cr, mesmo com quantidades de W e Ni. Do mesmo modo observado na amostra 3WC, essas regiões são caracterizadas pela tendência a formar os carbonetos complexos com várias composições. A região 7 na Figura 46 também é um exemplo da reação entre o Cr e

W, mas neste caso a elevada quantidade de W indicou a variação na composição química dos carbonetos complexos.

As regiões 5 e 6 são os carbonetos de WC, assim como na amostra 3WC, o surgimento de um elevado valor de Ni em regiões características de WC, demonstraram difusão desses elementos no WC.

É importante ressaltar que as reações e mudanças composições, sendo elas mudanças dos carbonetos de WC, dos Cr_3C_2 e matriz metálica nesses revestimentos foram observadas em todas as amostras, independentemente dos parâmetros utilizados.

4.2.5 Análise de Porosidade, Densidade Teórica, Microdureza e Tenacidade à Fratura dos Revestimentos

As seções transversais dos revestimentos apresentaram variabilidade nos valores de microdureza, consequência da heterogeneidade macro e microestrutural, como explica Marques *et al.*, (2018).

Na Tabela 15 são mostrados os valores médios de porosidade, densidade teórica, microdureza e tenacidade à fratura das amostras.

Com os valores de porosidade, foi possível calcular a densidade teórica dos revestimentos, seguindo para o material Cr_3C_2 -37WC-18M utilizou a equação (3) e para o material WC-20 Cr_3C_2 -7Ni a equação (4). Como esperado as amostras do material WC-20 Cr_3C_2 -7Ni (3WC e 4WC) apresentaram maior valor de densidade, este fenômeno foi atribuído a maior densidade do carboneto de WC, que possui maior quantidade em sua composição (73% de carbonetos de WC).

Tabela 15 – Valores porosidade, densidade teórica, microdureza e tenacidade à fratura das amostras

Amostra	Porosidade (%)	Densidade teórica (g/cm^3)	Microdureza ($\text{HV}_{500\text{g}}$)	K_{Ic} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
1Cr	1,33 ± 0,30	9,1372	1057,37±37,50	3,31±0,9
2Cr	1,69 ± 0,22	9,1039	898,94±99,09	1,85±0,3
3WC	1,59± 0,53	11,5469	1181,31±126,19	3,41±0,8
4WC	1,69 ± 0,46	11,5351	1052,37±89,46	4,46±0,9

Fonte: Autoria Própria.

As amostras 1Cr e 3WC apresentaram menores valores médios de porosidade e maiores valores médios de microdureza, e estas amostras corresponderam com maiores velocidades de partículas no processo de aspersão. As amostras 1Cr com $589,80 \pm 2,75$ m/s e 3WC com $743,83 \pm 0,97$ m/s.

Nesse sentido, é importante explicar que a alta velocidade da partícula promove um aumento no efeito *peening*, bem como promove um revestimento mais denso, podendo diminuir a porosidade e aumentar a microdureza (KUMAR *et al.*, 2016), como no caso observado para as amostras 1Cr e 3WC.

Janka *et al.*, (2018a) em seu estudo sobre revestimentos de $70\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}10\text{WC-}20\text{Ni}$, $80\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}10\text{WC-}10\text{Ni}$ fizeram comparação com duas referências, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ e $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}37\text{WC-}18\text{M}$, no seu estudo o menor valor de porosidade foi obtido com o revestimento de referência $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}37\text{WC-}18\text{M}$. Os autores atribuíram a obtenção de menores valores de porosidade do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}37\text{WC-}18\text{M}$, à alta densidade do carboneto de WC e a alta velocidade das partículas provenientes do processo associado ao efeito *peening* comentado anteriormente.

De forma geral, os valores de porosidade foram baixos, mas autores como Bhosale *et al.*, (2020a), Bhosale *et al.*, (2020b), Chen *et al.*, (2020) Goyal *et al.*, (2019) Hong *et al.*, (2020) Hulka *et al.*, (2012), em seus estudos sobre os revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}37\text{WC-}18\text{M}$ e $\text{WC-}20\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}7\text{Ni}$, obtiveram valores percentuais de porosidades próximos dos valores observados neste estudo.

Porém, quando se comparou os tipos de materiais, constatou-se que as amostras 3WC e 4WC apresentaram maiores valores médios de microdureza do que as amostras 1Cr e 2Cr, mesmo a amostra 4WC aspergida com menor fluxo de combustível. Esse fenômeno é esperado uma vez que em sua composição química o material apresentou maior quantidade de carbonetos mais duros de WC. Outra característica comentada por Bolelli *et al.*, (2014) é que neste tipo de revestimento a quantidade de carboneto de WC e a tendência recorrente à aglomeração do carboneto de Cr_3C_2 para transformar em carbonetos complexos $(\text{W, Cr})_2\text{C}$ pode ocasionar um aumento dos valores médios de microdureza.

Berger *et al.*, (2010), Hulka *et al.*, (2012), Janka *et al.*, (2018a), Matikainen *et al.*, (2017b), Song *et al.*, (2020), em seus estudos sobre revestimentos de $\text{WC-}20\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}7\text{Ni}$ e $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}37\text{WC-}18\text{M}$ observaram resultados semelhantes em relação aos valores de microdureza, os autores atribuíram esses valores de microdureza em grande parte pela quantidade de carboneto de WC, pela descarbonetação do

carboneto de WC, que resulta em fases mais duras, como o W_2C , pela formação de carbonetos complexos e pelos baixos valores de porosidades dos revestimentos.

Os valores mais elevados de microdureza e menores valores de porosidade das amostras 1Cr, 3WC e 4WC são melhores correlacionados neste estudo com as altas velocidades das partículas e ao efeito *peening*, porém para amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni (3WC e 4WC) os valores de microdureza foram também influenciados pela quantidade de carbonetos de WC.

Por outro lado, na Tabela 15 observou-se que as amostras de WC-20Cr₃C₂-7Ni (3WC e 4WC) apresentaram valores médios de tenacidade à fratura mais elevados (3,41 e 4,46 MPa.m^{1/2} respectivamente) do que as amostras de Cr₃C₂-37WC-18M (1Cr (3,31 MPa.m^{1/2}) e 2Cr (1,85 MPa.m^{1/2})).

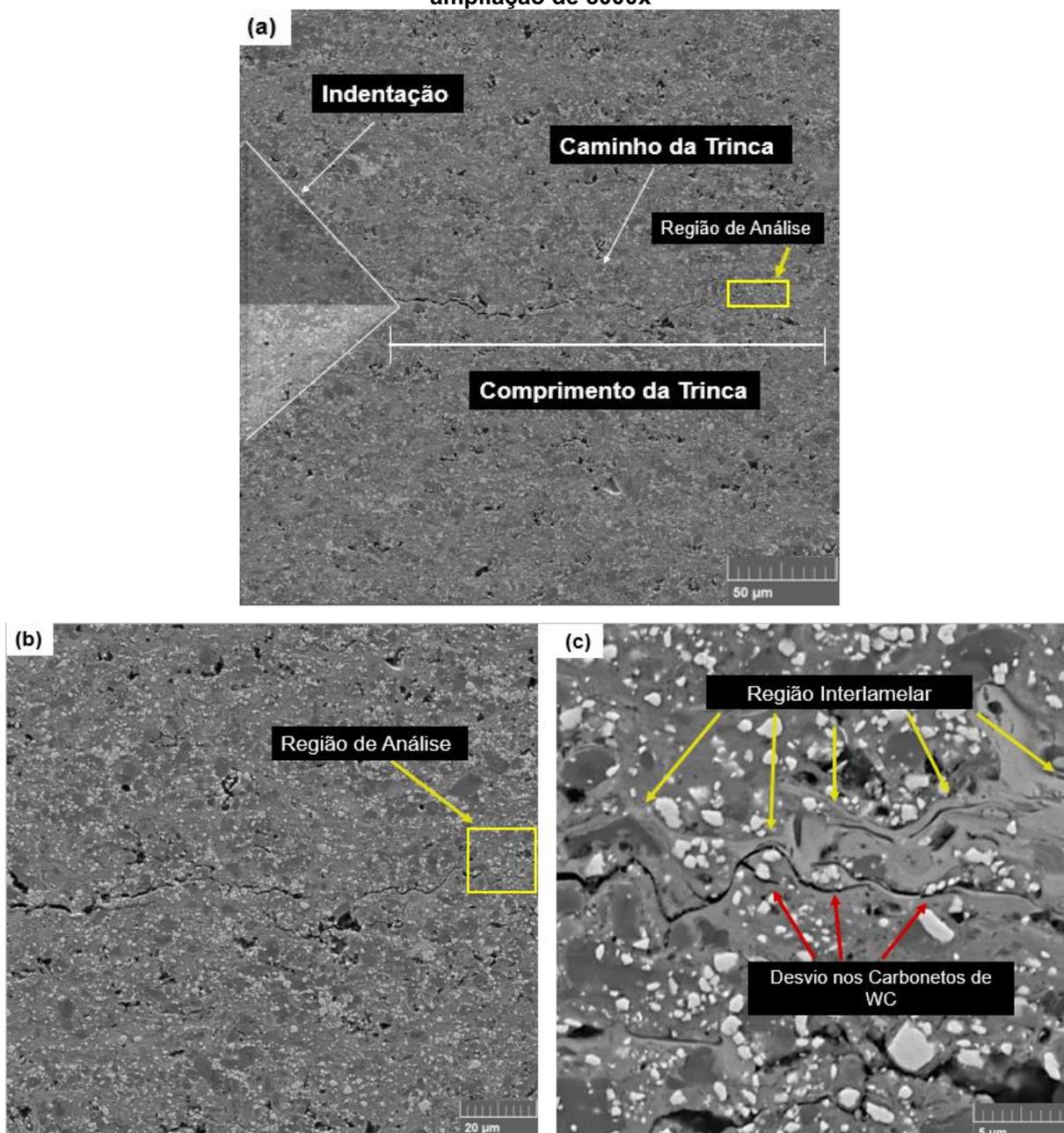
Esse resultado não era esperado, uma vez que o material WC-20Cr₃C₂-7Ni possui em sua composição menor quantidade de matriz metálica do que o material Cr₃C₂-37WC-18M. Estudos conduzidos por Bertuol (2020) e Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018), correlacionaram diretamente a quantidade de matriz metálica com os valores de tenacidade à fratura. Os autores atribuíram os maiores resultados de tenacidade à fratura em revestimentos com maior quantidade de matriz, observando que a matriz metálica geralmente mais dúctil do revestimento possui capacidade maior de absorção de energia, promovendo um aumento do valor de tenacidade à fratura e prevenindo a propagação da trinca.

Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018) ainda comentam que a tenacidade à fratura de um revestimento também está correlacionada com a coesão das lamelas do revestimento. O processo de aspersão térmica HVOF utilizando combustível líquido, geralmente emprega maiores velocidades de partículas, associado ao efeito *peening* e suas características podem promover maior coesão das lamelas.

Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018), ainda associam o efeito *peening* com o aumento de tensões residuais compressivas e comentam que esse tipo de tensões promove uma redução considerável de tensões trativas na ponta da trinca o que reduz de forma significativa o crescimento das trincas.

Outra característica é a formação de uma matriz metálica mista de Cr-W-Ni-C, com elevada quantidade de solutos, observado na análise química pontual das amostras, constituiu em locais preferenciais para a propagação de trincas conforme pode ser visualizada na Figura 47, onde observou-se também o caminho da trinca, neste caso para a amostra 1Cr.

Figura 47 - Imagem de indentação gerada para o ensaio de tenacidade à fratura e obtenção de trinca e caminho percorrido na amostra 1Cr, as imagens com ampliações maiores foram retiradas do local onde o quadrado amarelo está marcando; (a) Imagem demonstrando a indentação e o tamanho completo da trinca com ampliação de 500x, (b) Caminho da trinca com ampliação de 1000x, (c) Observação em maior ampliação da trinca gerada após o ensaio com ampliação de 5000x



Fonte: Autoria Própria.

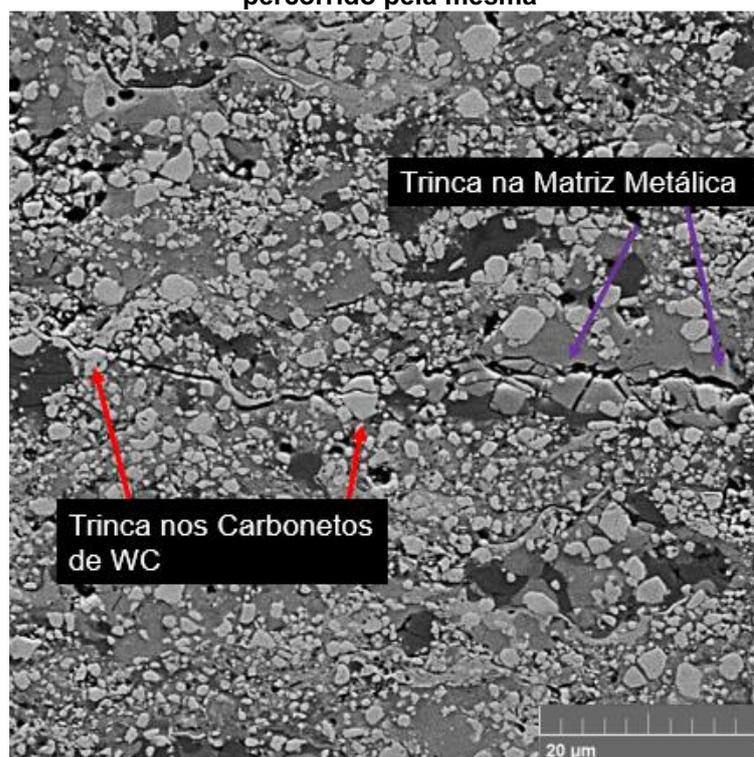
Como observou-se na Figura 47 (c), o caminho que a trinca percorre é preferencialmente pela matriz metálica, demonstrando a fragilidade da matriz metálica provocada pela sobressaturação de elementos como Cr e W, como já foi explicado. Também é possível observar a partir da Figura 47 (c) que a trinca desvia de

carbonetos, principalmente dos carbonetos de WC. Ao respeito, Bolelli *et al.*, (2014) comentaram que essa matriz metálica é frágil e desvantajosa para as propriedades mecânicas.

É importante ressaltar que a trinca nesta amostra aparenta percorrer os limites interlamelares do revestimento além da matriz metálica, observado também por Bolelli *et al.*, (2014) e Lima *et al.*, (2004), os autores comentam que os limites interlamelares podem apresentar piores propriedades mecânicas, tornando-se pontos fracos em todo material aspergido termicamente, mesmo aqueles aspergidos por HVOF.

A Figura 48 é possível observar a trinca gerada pelo ensaio de tenacidade à fratura da amostra 4WC, com ampliação de 2000x, com o intuito de analisar o caminho percorrido.

Figura 48 - Trinca gerada para o ensaio de tenacidade à fratura na amostra 4WC e o caminho percorrido pela mesma



Fonte: Autorial Própria.

Pode se observar na Figura 48 que o caminho preferencial pela trinca não foi somente pela matriz metálica, esse fenômeno pode indicar que a matriz sofreu menor degradação e menor dissolução dos materiais dos carbonetos na mesma. A menor quantidade de matriz metálica para o material WC-20Cr₃C₂-7Ni neste caso foi benéfica

para os valores de tenacidade à fratura do que as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M.

As setas vermelhas na Figura 48 demonstram locais onde a trinca fraturou os carbonetos de WC, os carbonetos de WC podem dificultar a propagação da trinca, desta forma aumentando os valores de tenacidade à fratura.

Para a amostra 4WC quando a trinca encontrou carbonetos de WC, precisouse de maior energia para a sua propagação através da fratura do carboneto de WC, uma vez que não encontrou outro caminho mais fácil para a propagação, devido a menor quantidade de matriz metálica frágil do material.

As setas roxas na Figura 48 indicam a propagação da trinca pela matriz metálica, indicando que nesta região a mesma pode ter sofrido maior dissolução dos materiais dos carbonetos WC e Cr₃C₂ ocasionando sua fragilidade e que onde a matriz metálica encontra-se no revestimento a trinca tem preferência para a propagação.

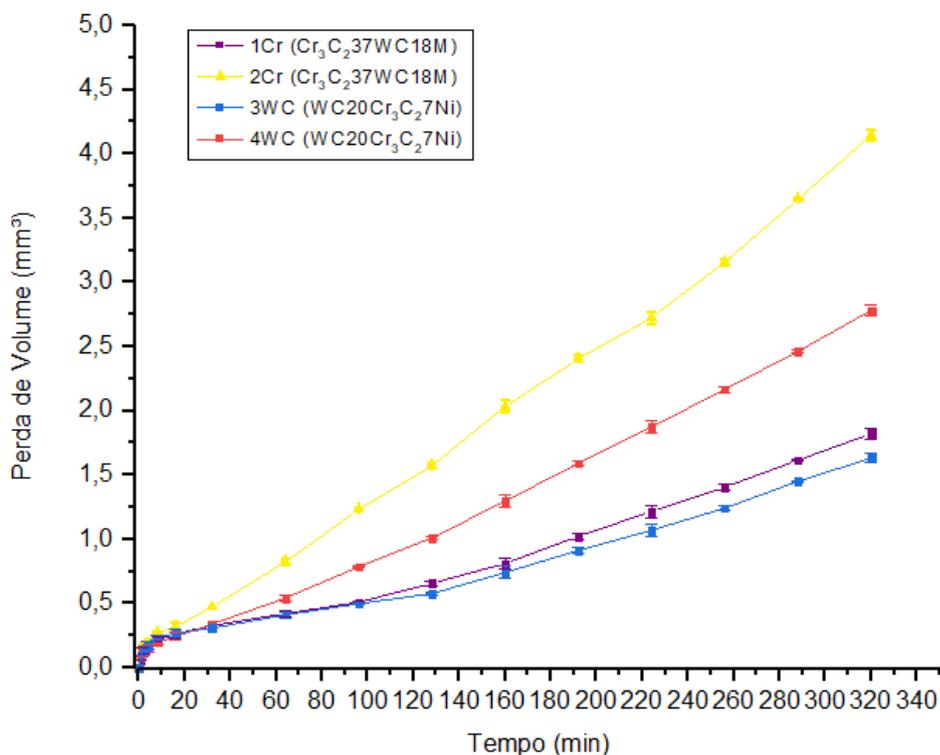
4.3 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO

4.3.1 Análise da Resistência ao Desgaste por Cavitação

A resistência ao desgaste por cavitação, pode ser analisada a partir Gráfico 4, onde constata-se as perdas volumétrica média de todas as amostras utilizadas neste trabalho. A partir do Gráfico 4 foi possível analisar que as amostras 1Cr e 3WC apresentaram melhor resistência a cavitação, com ligeira superioridade da amostra 3WC.

Uma característica observável a partir do Gráfico 4 é que as amostras não apresentaram período de incubação. Taillon *et al.*, (2016), explicaram que revestimentos aspergidos termicamente não apresentam período de incubação ou é quase nulo, devido a heterogeneidade microestrutural e pela presença de porosidade no revestimento provenientes do processo de aspensão térmica. Esse fenômeno também foi observado por Bertuol (2020), em seu estudo os revestimentos não apresentaram período de incubação, apresentando perda de volume desde o primeiro minuto.

Gráfico 4 - Análise da perda de volume das amostras 1Cr, 2Cr, 3WC e 4WC



Fonte: Autoria Própria.

A partir do Gráfico 4 é possível analisar que a perda de volume das amostras ocorreu a partir do primeiro minuto de ensaio, e apresentaram a maior taxa de desgaste durante os primeiros 16 minutos de ensaio, a partir desse momento a taxa de desgaste apresentou linearidade.

Na Tabela 16 apresenta os valores de taxa de desgaste para todas as amostras, os dados foram coletados a partir dos 16 minutos, momento no qual a taxa de desgaste apresentou um comportamento linear.

Tabela 16 - Taxa de desgaste de cavitação das amostras ensaiadas

Amostra	Taxa de desgaste após 16 minutos (mm³/h)
1Cr	0,321 ± 0,004
2Cr	0,753 ± 0,0127
3WC	0,279 ± 0,0127
4WC	0,513 ± 0,004

Fonte: Autoria Própria.

Assim como no Gráfico 4, na Tabela 16 pode-se verificar a maior resistência à cavitação das amostras aspergidas com maior fluxo de combustível que

apresentaram os menores valores de taxa de desgaste, sendo as amostras 1Cr e 3WC, desta forma pode ser corroborada a significativa influência do fluxo de combustível na resistência e que este fenômeno independe do tipo de material aspergido.

Por outro lado, é importante salientar que todas as amostras que apresentaram melhor resistência a cavitação foram as mesmas que obtiveram maiores valores de microdureza e tenacidade à fratura. É destacável que a amostra 2Cr que apresentou a pior performance frente ao ensaio de cavitação, como pode ser visualizado no Gráfico 4 e Tabela 16, apresentou também o menor valor de microdureza e tenacidade à fratura.

Autores como Matikainen, Koivuluoto, Vuoristo (2020), Bertuol (2020) e Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018) relacionaram a resistência à cavitação com a tenacidade à fratura, e observaram que os revestimentos que apresentaram valores maiores de tenacidade à fratura também demonstraram maior resistência a cavitação.

No entanto, um resultado aparentemente contraditório foi obtido na amostra 4WC, que apesar de apresentar maior K_{IC} mostra menor resistência a cavitação do que a amostra 3WC, isto pode ser consequência do menor fluxo de combustível usado nas amostras 4WC. Nesse sentido, provavelmente, o excesso de O_2 livre na chama, provocou degradação dos carbonetos e da matriz, além de um pequeno aumento da porosidade, e perda de coesão interlamelar, como já foi destacado.

Por outro lado, constatou-se que a amostra 1Cr apresentou maior resistência a cavitação do que a amostra 4WC, mesmo apresentando menor valor médio de tenacidade à fratura. Esse resultado pode estar atribuído a boa coesão das lamelas, ao nível de porosidade, maior quantidade de matriz metálica da amostra 1Cr do que a amostra 4WC, mesmo a amostra 1Cr apresentando tendência a formar uma matriz metálica mista e frágil. Portanto Kumar *et al.*, (2016) observou que o nível de porosidade das amostras tem influência na resistência a cavitação, já que o desgaste por cavitação aparenta iniciar nos poros e postergar pelo revestimento, o que também corrobora a maior resistência a cavitação da amostra 1Cr e 3WC em relação a 4WC.

Varis *et al.*, (2020) comenta que a cavitação pode atuar como uma carga de fadiga cíclica que é causada pelo colapso contínuo de bolhas na superfície do material, e iniciar o processo de formação de trincas em locais preferenciais, como poros e defeitos superficiais e posteriormente ocorrer a propagação e crescimento de

trincas e fissuras por fadiga, de preferência ao longo de lamelas com interface de ligação fracas, que controla a taxa de cavitação.

4.3.2 Mecanismo de Desgaste de Cavitação

Como explicado, o fenômeno de cavitação sujeita a superfície do revestimento ao desgaste por fadiga, resultando em deformação plástica em alguns casos e em outros a criação de uma rede de trincas, o que eventualmente leva a remoção do material por fratura de parcelas do revestimento. (MATIKAINEN, KOIVULUOTO, VUORISTO, 2020).

Na Figura 49 apresenta-se a evolução do desgaste de cavitação da amostra 1Cr do material $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$. As imagens foram obtidas no mesmo local da amostra, sendo nas imagens da Figura 49 destacado a região de referência. Observou-se que a porosidade serviu de ponto de nucleação para o início do desgaste e posteriormente ocorreu propagação pelo restante do revestimento.

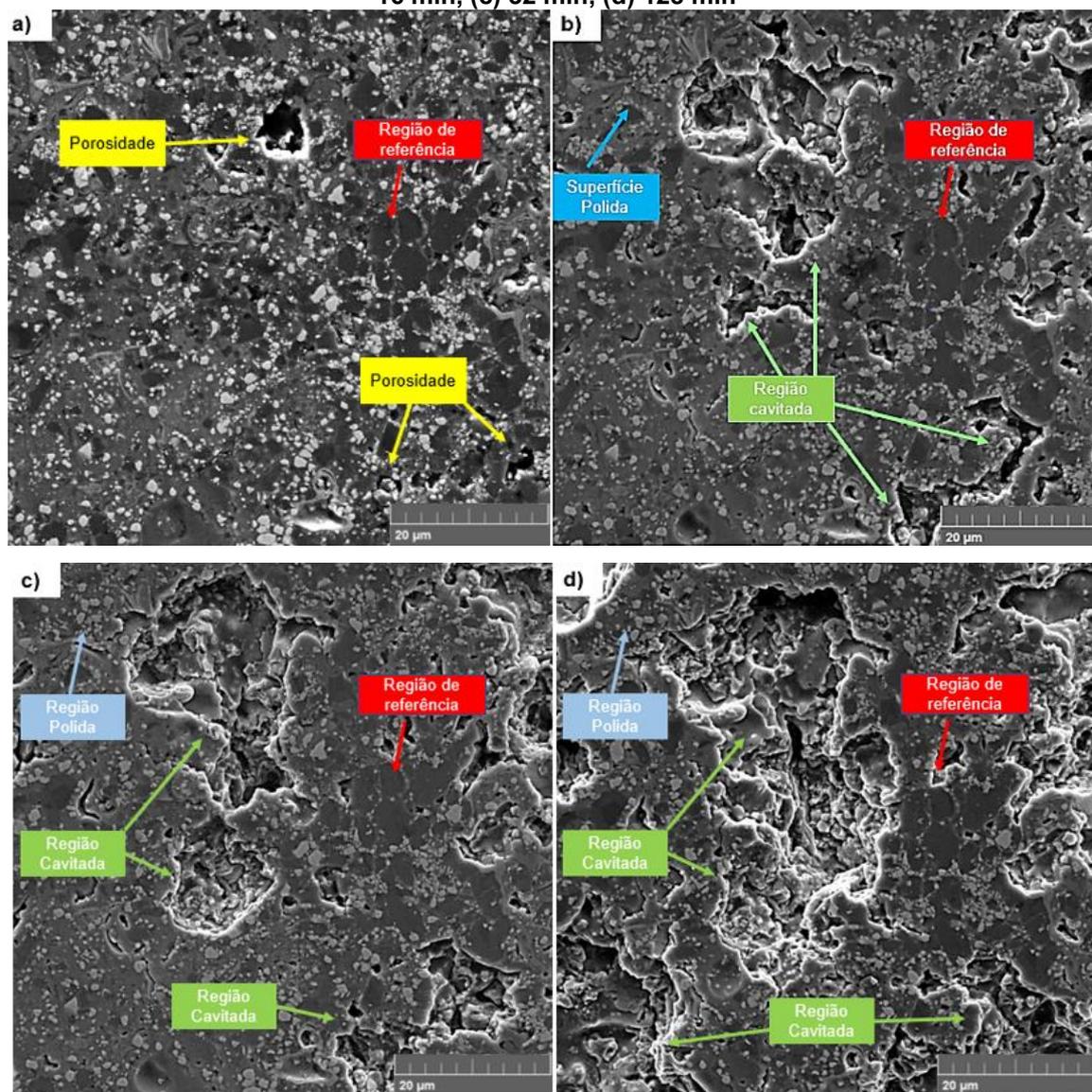
Bertuol (2020) e Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018) também observaram que o desgaste de cavitação iniciou nos poros e propagou-se pelo revestimento. A mesma observação ocorreu para a amostra 3WC do material $\text{WC-20Cr}_3\text{C}_2\text{-7Ni}$ conforme pode ser visualizada na Figura 50.

Assim como na amostra 1Cr, a amostra 3WC também aparentou iniciar o desgaste de cavitação na porosidade e propagou-se o desgaste pelo revestimento, ou seja, a porosidade em ambas as amostras e materiais foram locais de nucleação do desgaste de cavitação.

Porém outro mecanismo de desgaste por cavitação pode ser visualizado a partir da Figura 49 (d) e Figura 50 (d), são locais desgastados que apresentam morfologia menos rugosa, essa característica de menor rugosidade indica que o processo de desgaste ocorreu através do destacamento das lamelas, devido a propagação das trincas nas regiões interlamelares e na matriz metálica.

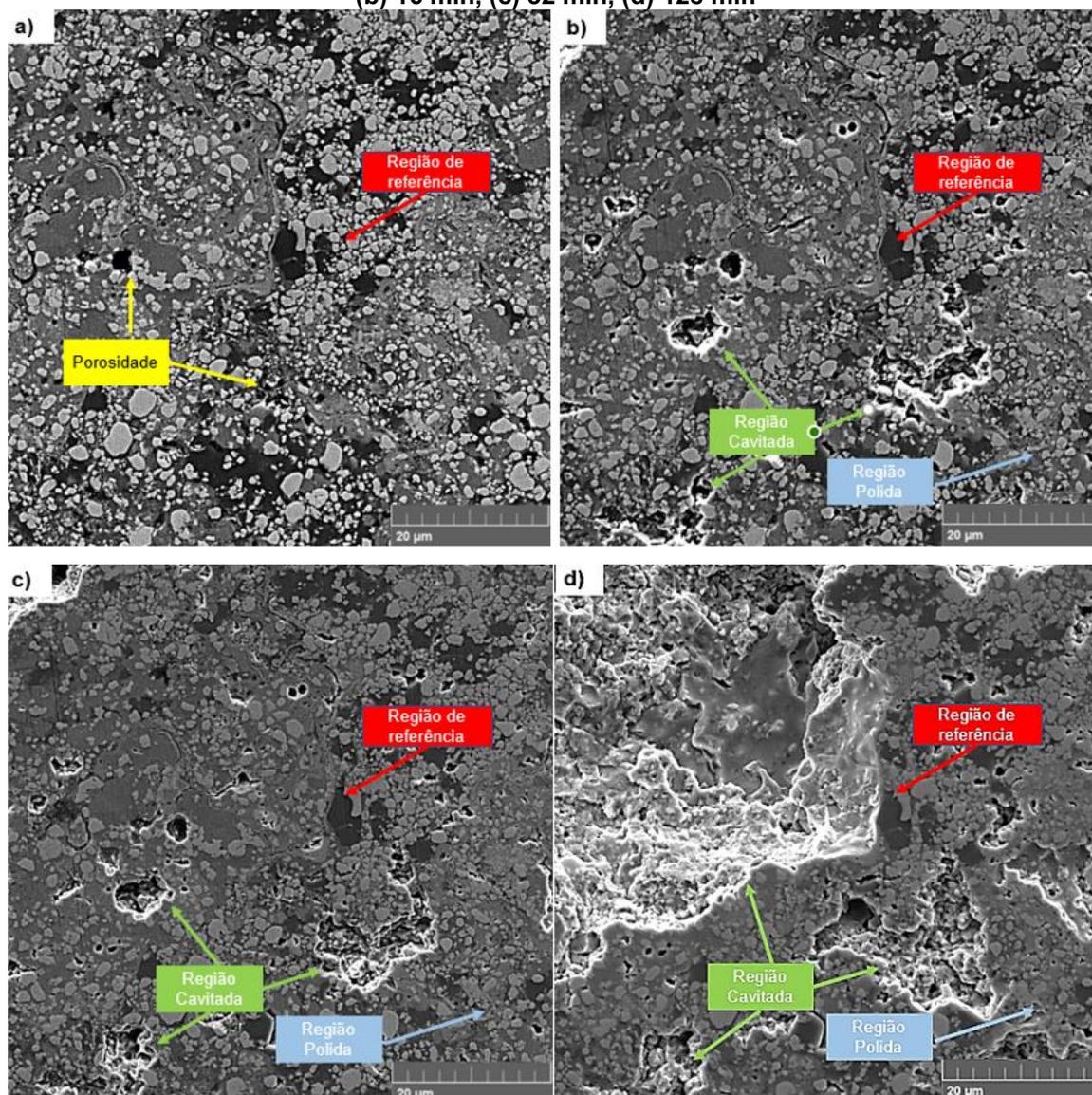
Desta forma analisou-se que a sequência de mecanismo de desgaste por cavitação foi a nucleação do mesmo pela porosidade, ao mesmo tempo que a matriz metálica e lamelas do revestimento sofriam com a ação do microjato criando uma rede de trincas que destacou o revestimento, caracterizado pelas regiões de morfologia menos rugosa citadas anteriormente.

Figura 49 - Evolução do desgaste de cavitação da amostra 1Cr; (a) Condição polida (0 min), (b) 16 min, (c) 32 min, (d) 128 min



Fonte: Autoria Própria

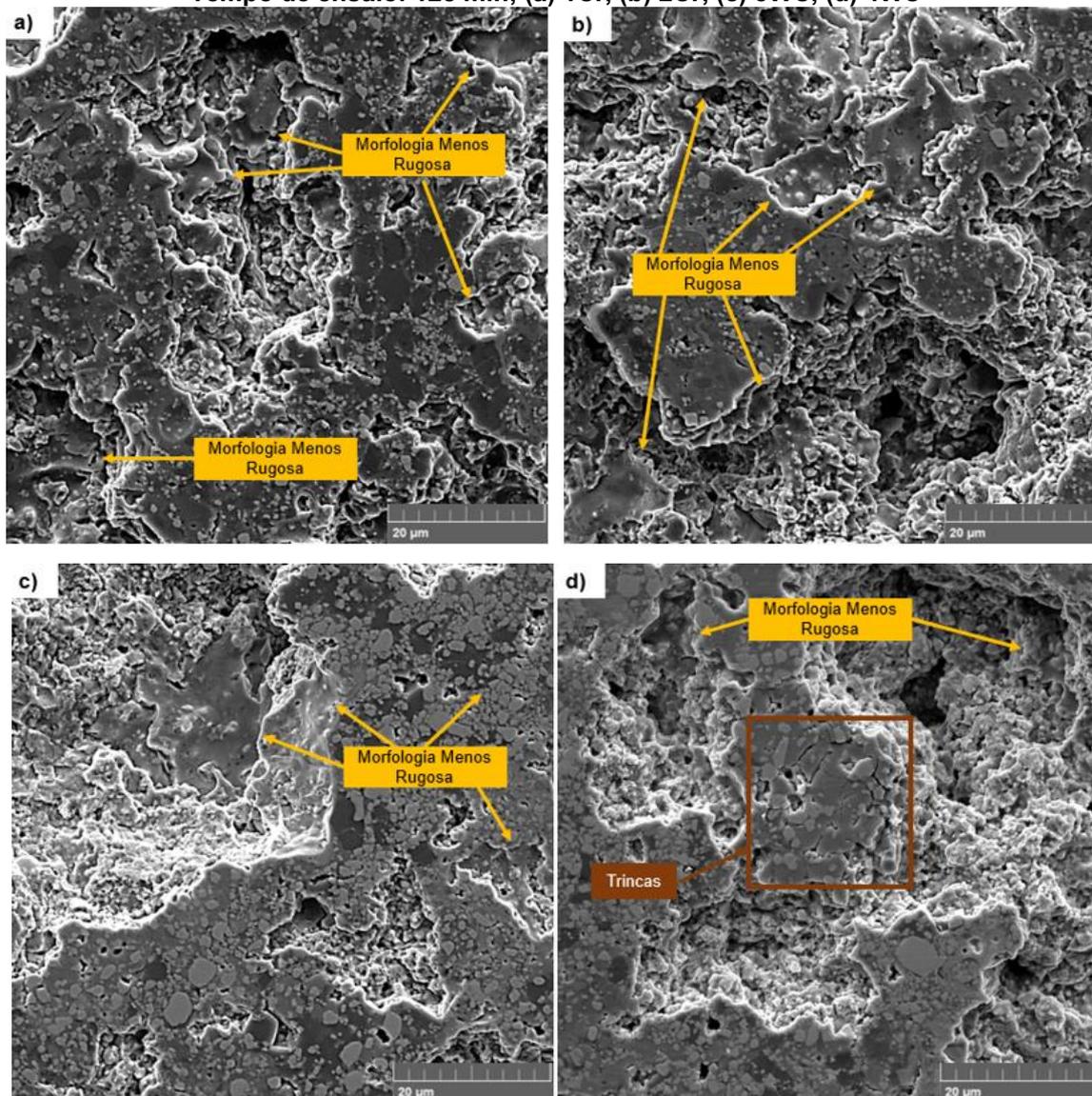
Figura 50 - Evolução do desgaste de cavitação da amostra 3WC; (a) Condição polida (0 min), (b) 16 min, (c) 32 min, (d) 128 min



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 51 mostram-se com maiores detalhes, locais onde ocorreu destacamento de lamelas ou parcelas do revestimento, o qual caracterizam uma morfologia suave, esse fenômeno foi observado em todas as amostras após 128 min de ensaio. Para Matikainen *et al.*, (2018) esse tipo de mecanismo de desgaste indica fraca adesão entre as lamelas do revestimento e dissolução dos carbonetos devido à alta temperatura durante o processo de aspersão, efeito este observado na Figura 51 (b) nas regiões de menor rugosidade.

Figura 51 - Destacamento de lamelas ou parcelas do revestimento de todas as amostras. Tempo de ensaio: 128 min; (a) 1Cr, (b) 2Cr, (c) 3WC, (d) 4WC



Fonte: Autoria Própria.

A amostra 2Cr apresentou menor velocidade de partículas e elevada temperatura, o que pode ter ocasionado alta dissolução dos carbonetos na matriz metálica, fragilizando-a, associado também ao menor valor de tenacidade à fratura e menor efeito *peening*, ocasionou a menor resistência a cavitação.

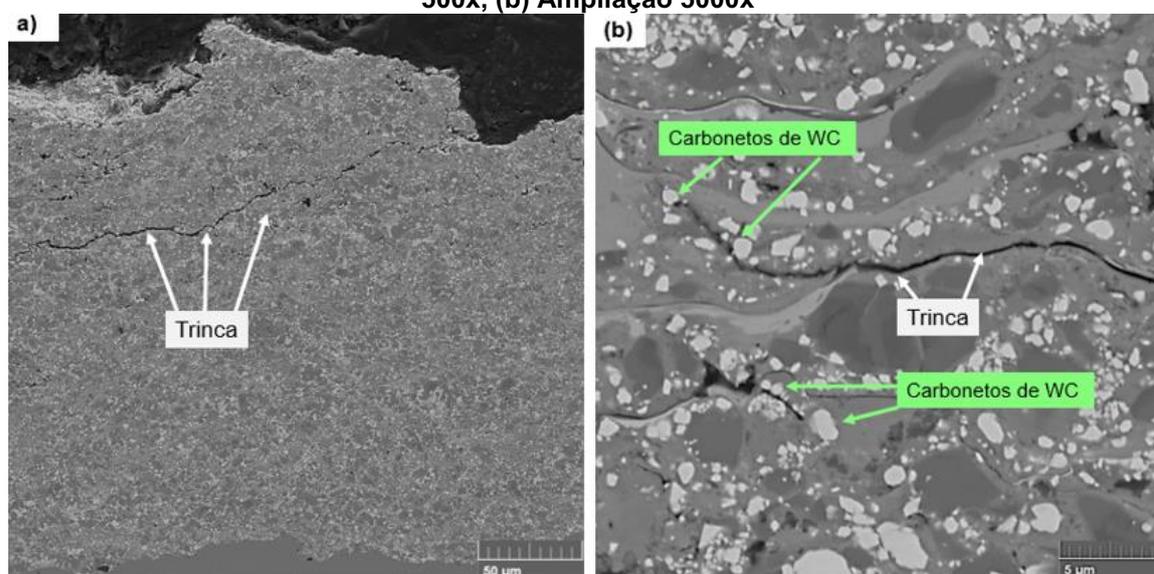
Matikainen *et al.*, (2020), comenta que na maioria dos revestimentos não há tempo suficiente para a matriz metálica dúctil do revestimento sofrer desgaste significativo antes de ocorrer a propagação de trincas que destacam as lamelas e ou parcelas grandes do revestimento, ou a matriz metálica não é dúctil o suficiente devido a dissolução dos carbonetos, porém para os revestimentos das amostras 1Cr, 2Cr,

3WC e 4WC as trincas propagaram-se preferencialmente pela matriz metálica do que pelos limites interlamelares.

Na Figura 51 (d) indicado pelo quadrado marrom, observou trincas na matriz metálica e em alguns carbonetos da amostra 4WC.

Desta forma na Figura 52 são mostradas imagens da secção transversal da zona cavitada após 320 min, para observar e analisar a rede de trincas formada e a via de propagação pelo revestimento, com isto facilitar o entendimento do mecanismo de desgaste e da propagação de trincas que ocasionou a remoção de lamelas e ou grandes parcelas do revestimento.

Figura 52 - Imagem da secção transversal da zona cavitada, para melhor visualização da rede de trincas e caminho de propagação da amostra 2Cr após 320 min de ensaio; (a) Ampliação 500x, (b) Ampliação 5000x



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 52 (a) pode-se visualizar claramente em como a cavitação ocasiona a formação e propagação de trincas pelo revestimento e do qual ocorre a remoção de grandes regiões do revestimento. Na Figura 52 (b) pode-se observar com maior aumento, detalhes do caminho pelo qual a trinca percorre.

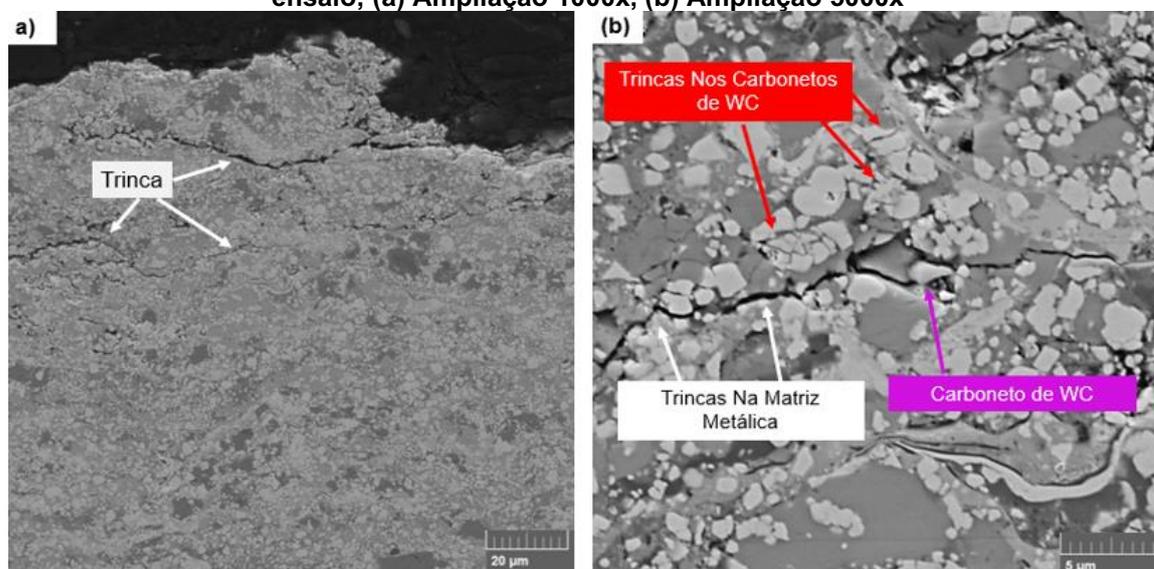
Assim como esperado e como citado no capítulo sobre tenacidade à fratura, para a amostra 2Cr do material $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$ a trinca propagou-se preferencialmente pela matriz metálica do revestimento, conforme indicado pelas setas brancas na Figura 52 (b), sendo importante ressaltar que o caminho pelo qual a trinca percorreu durante o ensaio de tenacidade à fratura e durante o ensaio de

cavitação foram semelhantes, comprovando-se desta forma a forte correlação dos valores de tenacidade à fratura com a resistência a cavitação.

Outro fenômeno interessante é que as trincas aparentam desviar ou parar nos carbonetos de WC, desta forma os carbonetos de WC fornecem locais onde a trinca tem dificuldade para percorrer, esse fato é observado na Figura 52 (b) indicado pelas setas verdes.

Na Figura 53 pode ser observado a zona cavitada da amostra 4WC, destacando-se as trincas geradas e o caminho percorrido, durante a propagação.

Figura 53 - Imagem da seção transversal da zona cavitada da amostra 4WC após 320 min de ensaio; (a) Ampliação 1000x, (b) Ampliação 5000x



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 53 (a) demonstrou-se que o mecanismo de propagação de trincas ocasionou a remoção do material, conforme pode ser visto pelas setas brancas na Figura 53 (a). Na parte superior do revestimento foi possível observar claramente uma trinca que percorreu grande parcela do revestimento e que provavelmente nos próximos minutos de ensaios teria destacado esta parte do revestimento.

Na Figura 53 (b) pode-se observar o caminho pelo qual a trinca percorreu pelas setas brancas, da mesma forma que na amostra 2Cr, a trinca percorreu a matriz metálica dúctil.

Como observado anteriormente o material WC-20Cr₃C₂-7Ni possui em sua composição menor quantidade de matriz metálica, o que foi benéfica para o ensaio de cavitação e para a propagação de trincas. Conforme analisado pela microestrutura, análise química pontual das amostras e pela propagação de trincas durante o ensaio

de tenacidade à fratura, a matriz metálica supersaturada e fragilizada proporcionou locais de propagação de trincas, ou seja, como as amostras do WC-20Cr₃C₂-7Ni (3WC e 4WC) possui menor quantidade dessa matriz metálica, sofreram menos com a propagação das trincas pela matriz metálica, o que ocasionou menor destacamento de parcelas do revestimento.

Outro local importante a ser visualizado na Figura 53 (b) é o local indicado pela seta roxa, o qual pode-se observar em como os carbonetos de WC fornecem locais de dificuldade para a propagação das trincas, neste caso específico a trinca desviou do carboneto de WC. Após ocorrer o desvio da trinca e com o passar do tempo de ensaio o carboneto de WC pode ter perdido o suporte da matriz metálica e acabando por desprender-se da matriz metálica.

As setas vermelhas na Figura 53 (b) indicam locais onde ocorreu a fratura dos carbonetos, sendo que essas fraturas caracterizam um mecanismo de desgaste. A fratura dos carbonetos pode-se ser caracterizada pela alta absorção de energia e quando a energia ultrapassa a máxima capacidade de absorção dos carbonetos os mesmos fraturam-se ocasionado a remoção de pequenas partes do carboneto de WC conforme a fratura do revestimento.

Para Lamana, Pukasiewicz, Sampath, (2018) o mecanismo de desgaste de cavitação envolve a fratura de carbonetos e a propagação de trincas pela matriz metálica, o que para as amostras deste estudo foi observado o mesmo mecanismo.

A boa resistência das amostras 3WC e 4WC pode estar associada a menor quantidade de matriz metálica e maior quantidade de carboneto de WC, que ocasionou melhores condições para a criação de uma rede de trincas que melhor se adaptou durante a propagação de trincas que ocasionam a remoção do material, Mayrhofer *et al.*, (2015), comenta que os carbonetos de WC tendem a resistir mais a trinca do que a matriz metálica.

Mayrhofer *et al.*, (2015) ainda comentam que a menor quantidade de matriz metálica do material WC-20Cr₃C₂-7Ni é superada pela maior tenacidade das fases duras de carbonetos de WC e pelo maior nível de tensões residuais compressivas.

Outra característica que pode ter influenciado na boa resistência a cavitação das amostras 3WC e 4WC foi o surgimento de carbonetos do tipo complexo (W,Cr)₂C, Janka *et al.*, (2018b) comentam que esse tipo de carboneto segue a tendência a resistir a fratura mais do que os carbonetos de Cr₃C₂ e WC. Em seu estudo Janka *et al.*, (2018b) observa a fratura apenas dos carbonetos de Cr₃C₂ e WC e não do

$(W,Cr)_2C$. Neste caso o surgimento de carbonetos do tipo complexo no revestimento pode ter influenciado na resistência ao desgaste de cavitação, uma vez que quando as trincas encontram locais de dificuldade, passam a encontrar caminhos mais favoráveis para a sua propagação ou a energia utilizada para fraturar o carboneto é maior.

Mayrhofer *et al.*, (2015) comentam que a microestrutura do material WC-20Cr₃C₂-7Ni é caracterizada pela formação de altas quantidades de interfaces entre os carbonetos, devido a grande quantidade de carboneto de WC, Cr₃C₂ e dos carbonetos do tipo complexo $(W,Cr)_2C$, sendo que a criação dessas interfaces promovem locais que atuam como centros de dispersão das trincas.

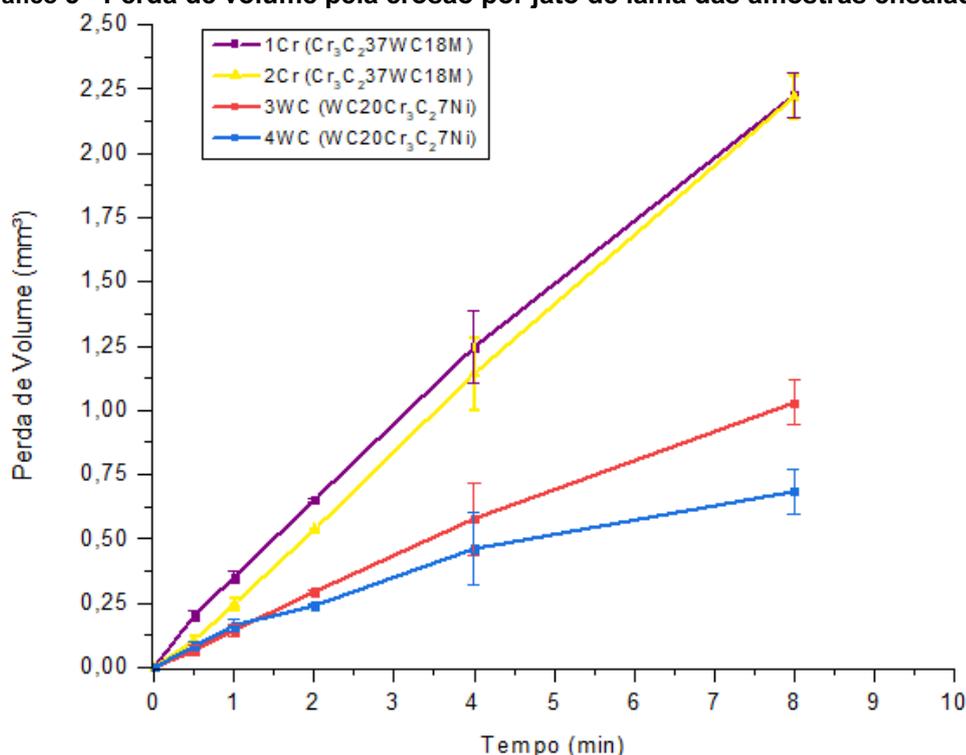
Na Figura 53 (b) indicados pelas setas vermelhas, apresenta-se locais onde ocorreu a fratura de alguns carbonetos de WC, porém as trincas foram dispersas pela interface entre os carbonetos encontrando outros carbonetos, desta forma promovendo dispersão por vários locais ao invés de concentrar-se em apenas um caminho.

4.4 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A EROSÃO POR JATO LAMA

4.4.1 Análise da Resistência a Erosão Por Jato de Lama das Amostras

Os resultados de perda de volume pela erosão por jato de lama em todas as condições avaliadas no trabalho, são mostrados no Gráfico 5. Observou-se uma evolução aproximadamente linear do desgaste, do início ao fim do ensaio. Como constatou-se no gráfico, nos ensaios de desgaste por erosão por jato de lama as menores perdas volumétricas foram obtidas nas amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni (3WC e 4WC).

Gráfico 5 - Perda de volume pela erosão por jato de lama das amostras ensaiadas



Fonte: Autoria Própria.

Foi constatado que os revestimentos obtidos com o material WC-20Cr₃C₂-7Ni tiveram maior resistência à erosão por jato de lama do que o material Cr₃C₂-37WC-18M. Bertuol (2020) também observou que revestimentos com maiores quantidades de carbonetos de WC tiveram melhores resultados frente ao desgaste de erosão por jato de lama. Iguais resultados foram também publicados por Matikainen *et al.*, (2019), mesmo que os autores variaram as dimensões do erodente.

Nos revestimentos obtidos com Cr₃C₂-37WC-18M (amostras 1Cr e 2Cr) foi verificado que os parâmetros de aspensão não tiveram influência significativa na resistência ao desgaste de erosão. Neste material se observa que as linhas referentes as amostras 1Cr e 2Cr no Gráfico 5, seguiram a mesma tendência e apresentaram desgaste semelhante, sendo que a amostra 1Cr apresentou perda de $2,23 \pm 0,0864 \text{ mm}^3$ e a amostra 2Cr apresentou perda de $2,218 \pm 0,09 \text{ mm}^3$.

Para o material WC-20Cr₃C₂-7Ni os parâmetros de aspensão também não tiveram influência significativa na resistência ao desgaste de erosão por jato de lama. Neste material a amostra 3WC apresentou perda volumétrica de $1,03 \pm 0,0118 \text{ mm}^3$ e a amostra 4WC apresentou perda de $0,684 \pm 0,264 \text{ mm}^3$.

Este resultado comprova, que em processos de desgaste erosivo por jato de lama a composição química do revestimento tem influência significativa. Neste caso,

foi determinante que o material WC-20Cr₃C₂-7Ni possui em sua composição química aproximadamente 73% de carbonetos de WC enquanto que o material Cr₃C₂-37WC-18M apresenta apenas 37% de carbonetos de WC. Resultados estes semelhantes aos observados no trabalho de Bertuol (2020), que analisou revestimentos baseados em carbonetos de WC e carbonetos de Cr₃C₂ e observou que os melhores resultados de resistência a erosão por jato de lama foram obtidos com revestimentos com maior quantidade de carbonetos de WC.

Para cada amostra é apresentada na Tabela 17 a taxa de desgaste de erosão por jato de lama em termos volumétricos, notando-se que as amostras do material WC-20Cr₃C₂-7Ni obtiveram taxas de desgaste menores do que as amostras do material Cr₃C₂-37WC-18M.

Tabela 17 - Taxa de desgaste de erosão por jato de lama das amostras

Amostra	Taxa de desgaste (mm³/h)
1Cr	16,548 ± 0,993
2Cr	16,884 ± 0,509
3WC	7,773 ± 0,963
4WC	5,031 ± 2,083

Fonte: Autoria Própria.

Wang *et al.*, (2019) também observou que revestimentos com maiores quantidade de WC apresentaram resistência a erosão por jato de lama superiores do que aqueles com apenas carbonetos de Cr₃C₂. Este autor, ainda observou que revestimentos com concentrações tanto de carbonetos de WC quanto de carbonetos de Cr₃C₂ apresentaram resistência a erosão por jato de lama superiores do que aqueles revestimentos com apenas carboneto Cr₃C₂ e uma matriz metálica, porém a resistência desses revestimentos binários não foi superior ao do revestimento de WC-Co.

Wang *et al.*, (2019) e Bertuol (2020) coincidem em atribuir a melhor resistência a erosão por jato de lama de revestimentos com maiores quantidade de carbonetos de WC.

Por outro lado, Bertuol (2020) não observou relação entre tenacidade à fratura e porosidade e a resistência a erosão por jato de lama. Nesse sentido Wang *et al.*, (2019) achou uma melhor correlação da dureza do revestimento com a resistência a vários tipos de erosão por partículas, sendo erosão por jato de lama ou por gás-sólidos. Os autores afirmaram que revestimentos com maiores valores de dureza

apresentaram melhor resistência a erosão por jato de lama. Esse fenômeno para Wang *et al.*, (2019) pode ser atribuído aos carbonetos de WC no revestimento, o que muitas vezes possuem dureza superior ao do erodente (sílica) precisando-se de maior energia de impacto do erodente para fraturar e ou desgastar as partículas duras do revestimento, em especial os carbonetos de WC.

Nos revestimentos binários estudados neste trabalho há forte correlação entre resistência a erosão por jato de lama e o tipo de material do revestimento, especificamente definido pela maior quantidade de WC. Neste caso, a microdureza do revestimento não pode ser correlacionada, sendo que todas as amostras apresentaram valores de microdureza sem diferenças significativas, no entanto a tenacidade à fratura K_{IC} , possui uma relação direta com o desgaste erosivo por jato de lama, constando-se que nas amostras com menor taxa de desgaste, foi verificado os maiores valores de K_{IC} , exatamente $4,46 \text{ MPa.m}^{1/2}$ nas amostras 4WC.

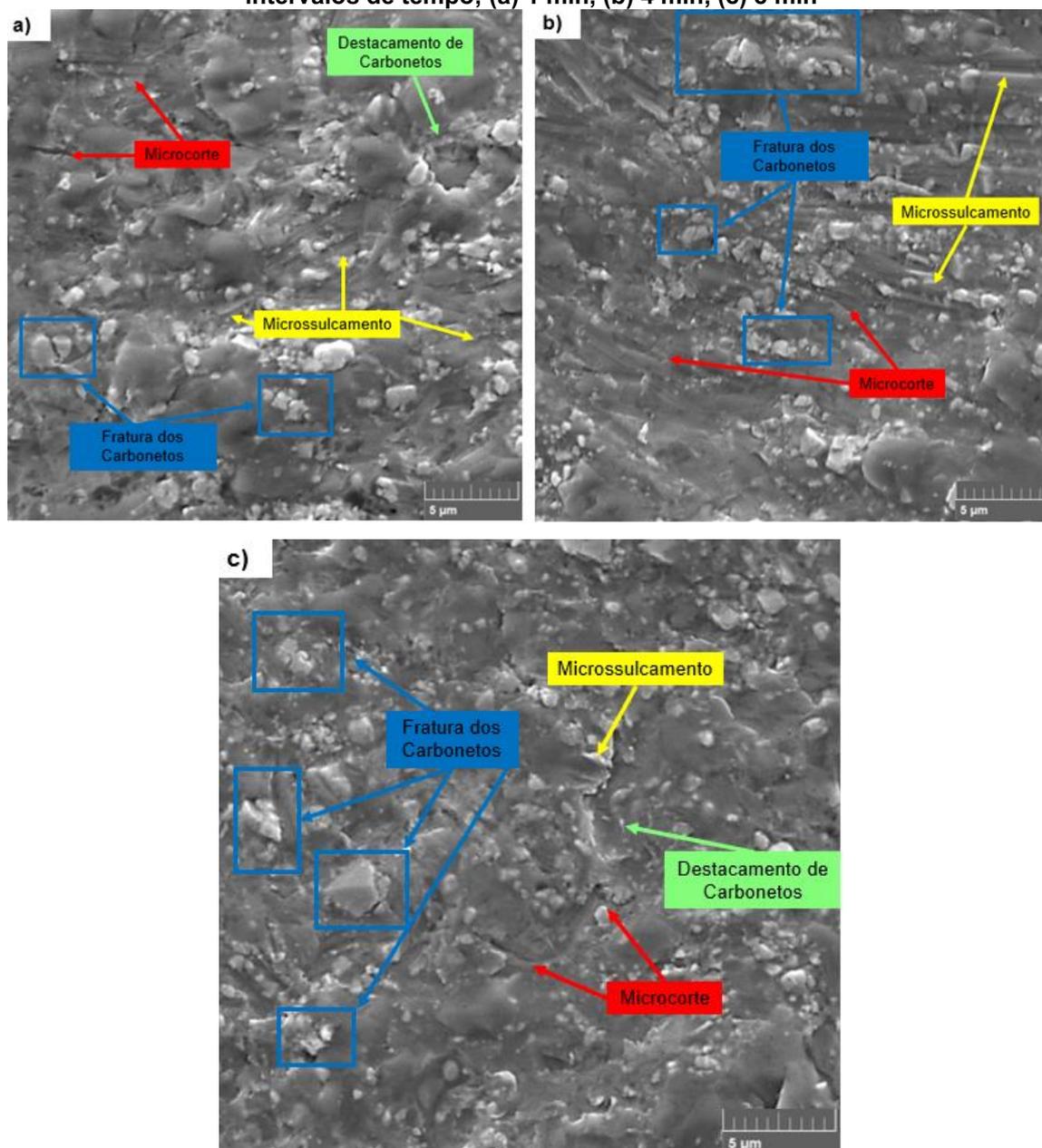
4.4.2 Mecanismo de Desgaste de Erosão por Jato de Lama

Para melhor entendimento em como os materiais são desgastados pelo jato de lama, caracterizando a erosão por jato de lama, neste capítulo são demonstrados os mecanismos de desgastes de todas as amostras.

Na Figura 54 é visualizado o desgaste erosivo da amostra 1Cr com ângulo de impacto do jato de lama a 90° , em diferentes intervalos de tempo. Na Figura 54(a) demonstra o primeiro minuto de ensaio para a amostra 1Cr, o qual é possível observar 4 mecanismos de desgaste.

Identificados pela seta verde na Figura 54 (a), apresentou-se o mecanismo de desgaste do tipo destacamento de carboneto ou desprendimento do carboneto do revestimento, esse tipo de mecanismo é caracterizado pela ausência do suporte fornecido pela matriz metálica, quando os carbonetos perdem esse suporte, acabam por destacar-se do revestimento. Bertuol (2020) observou em seu estudo para o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ desprendimento do carboneto do revestimento durante o ensaio de erosão por jato de lama a 90° .

Figura 54 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 1Cr em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min



Fonte: Autoria Própria.

A seta vermelha identificada na Figura 54 (a) demonstra o mecanismo do tipo microcorte. Esse tipo de mecanismo é caracterizado pela remoção do material e geração de uma trilha, onde o erodente arrancou o material. Javaheri, Porter, Kuokkala, (2018), comenta que o mecanismo do tipo microcorte está associado a partículas que impactam a superfície em um ângulo oblíquo com energia suficiente para arrancar o material, ocorre a geração de uma trilha de desgaste e em alguns casos o material é acumulado na frente da trilha.

Na Figura 54 (a) indicado pelas setas amarelas é possível observar o mecanismo de desgaste do tipo microssulcamento. Esse tipo de mecanismo é muito semelhante ao microcorte, porém o microssulcamento é caracterizado por nenhuma remoção de material. Ocorre a geração de uma trilha de desgaste e a formação de cavacos ou lábios nas laterais da trilha.

Indicado pelos quadrados azuis estão locais onde ocorreu a fratura dos carbonetos na Figura 54 (a), esse tipo de mecanismo é característico de materiais frágeis, onde o impacto dos erodentes causa estresse suficiente para ocasionar a fratura dos carbonetos.

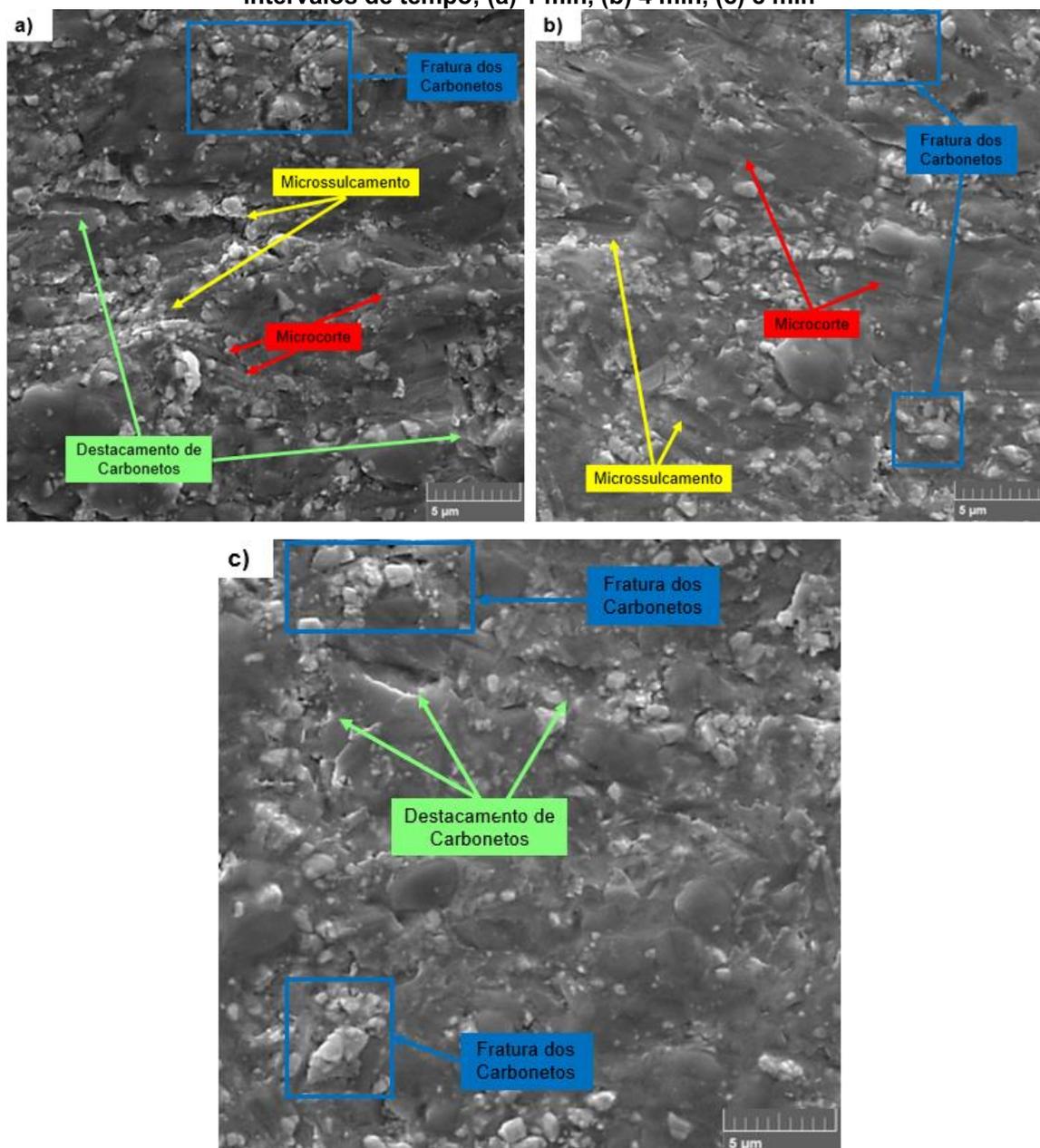
Comparando as Figura 54 (a), (b) e (c), pode-se observar que nos primeiros 4 minutos de ensaio a matriz metálica do material sofreu maior desgaste de erosão por jato de lama do que os carbonetos, mas com 8 minutos de ensaio observou-se o aparecimento de muitos carbonetos fraturados, ou seja, nos primeiros 4 minutos de ensaio a matriz metálica sofreu maior desgaste e evidenciou as partículas duras do revestimento (carbonetos de WC e Cr_3C_2). Com 8 minutos de ensaio as partículas duras evidenciadas no revestimento, sofrem com a maior ação do erodente nos carbonetos, sendo muito maior do que nos primeiros 4 minutos de ensaio, ocasionou-se o surgimento de maior quantidade de carbonetos fraturados.

Bertuol (2020) observou mecanismos de desgastes para o revestimento com maior quantidade de matriz e menor quantidade de partículas duras semelhantes, porém não foi observado fratura dos carbonetos.

Wang, Tang, Cha (2015) observou o microcorte, microssulcamento e a fratura de partículas duras do revestimento em relação a erosão por jato de lama, a fratura dos carbonetos em seu estudo foi mais evidente, pois o revestimento do estudo possui em sua composição maior quantidade de partículas duras.

Assim como na amostra 1Cr, a amostra 2Cr também apresentou os mesmos mecanismos de desgaste, visualizados na Figura 55, identificados no mesmo padrão da amostra 1Cr.

Figura 55 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 2Cr em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min



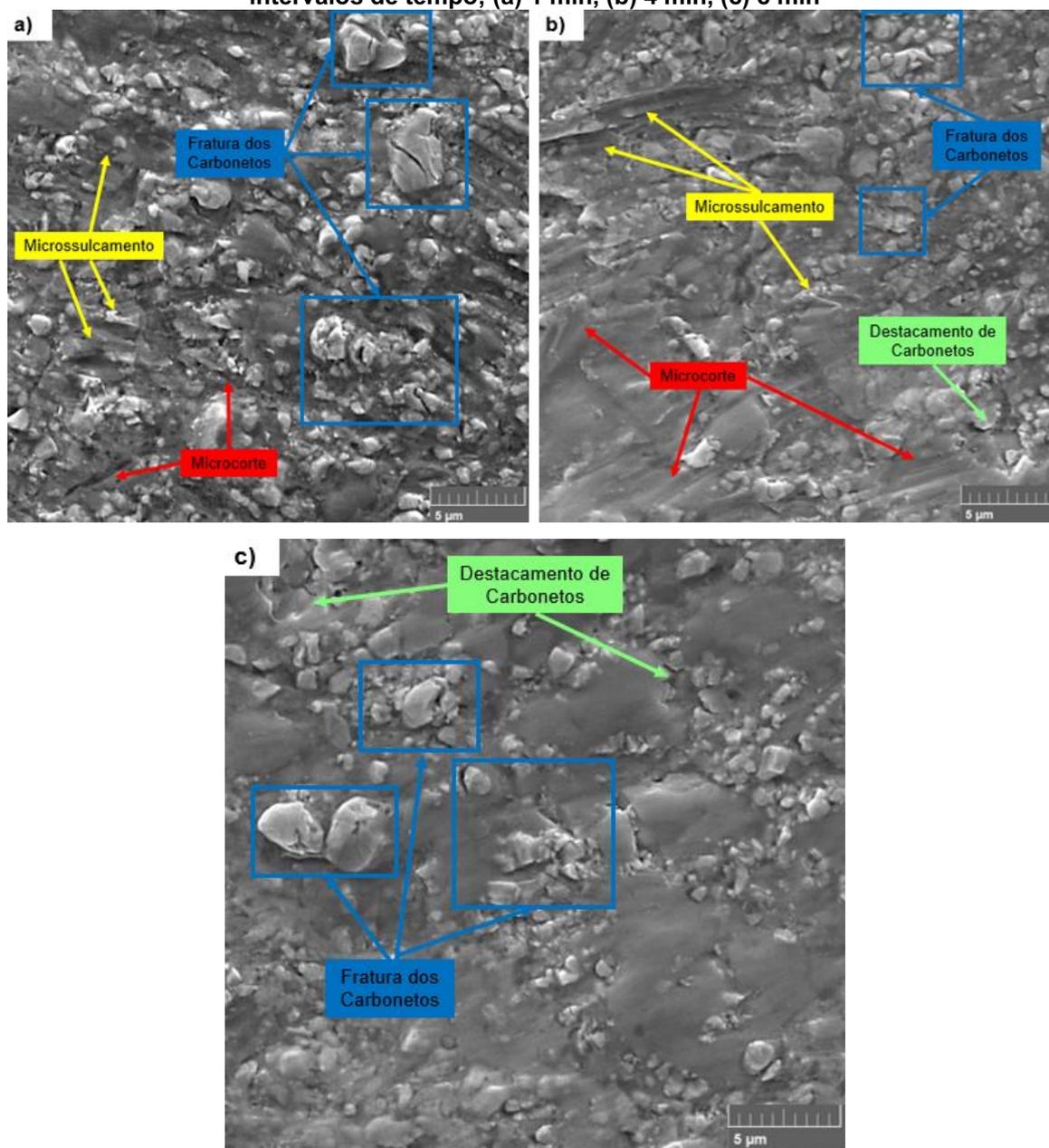
Fonte: Autoria Própria.

Observou que para a amostra 2Cr a matriz metálica também sofreu maior desgaste durante os 4 primeiros minutos de ensaio e os carbonetos sofreram menos com a ação do jato de lama. Kumar *et al.*, (2017), também observam o desprendimento de carbonetos como sendo um dos mecanismos de desgaste de erosão por jato de lama e explicam que o desprendimento de carbonetos acontece quando ocorre o impacto de erodentes com baixa energia cinética, sendo que esses erodentes são capazes de desgastar boa parte da matriz metálica ao redor dos

carbonetos, porém não danificam os carbonetos, mas com a ação contínua dos erodentes acabam por desprender os carbonetos.

Na Figura 56 observa-se o mecanismo de desgaste para a amostra 3WC.

Figura 56 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 3WC em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min



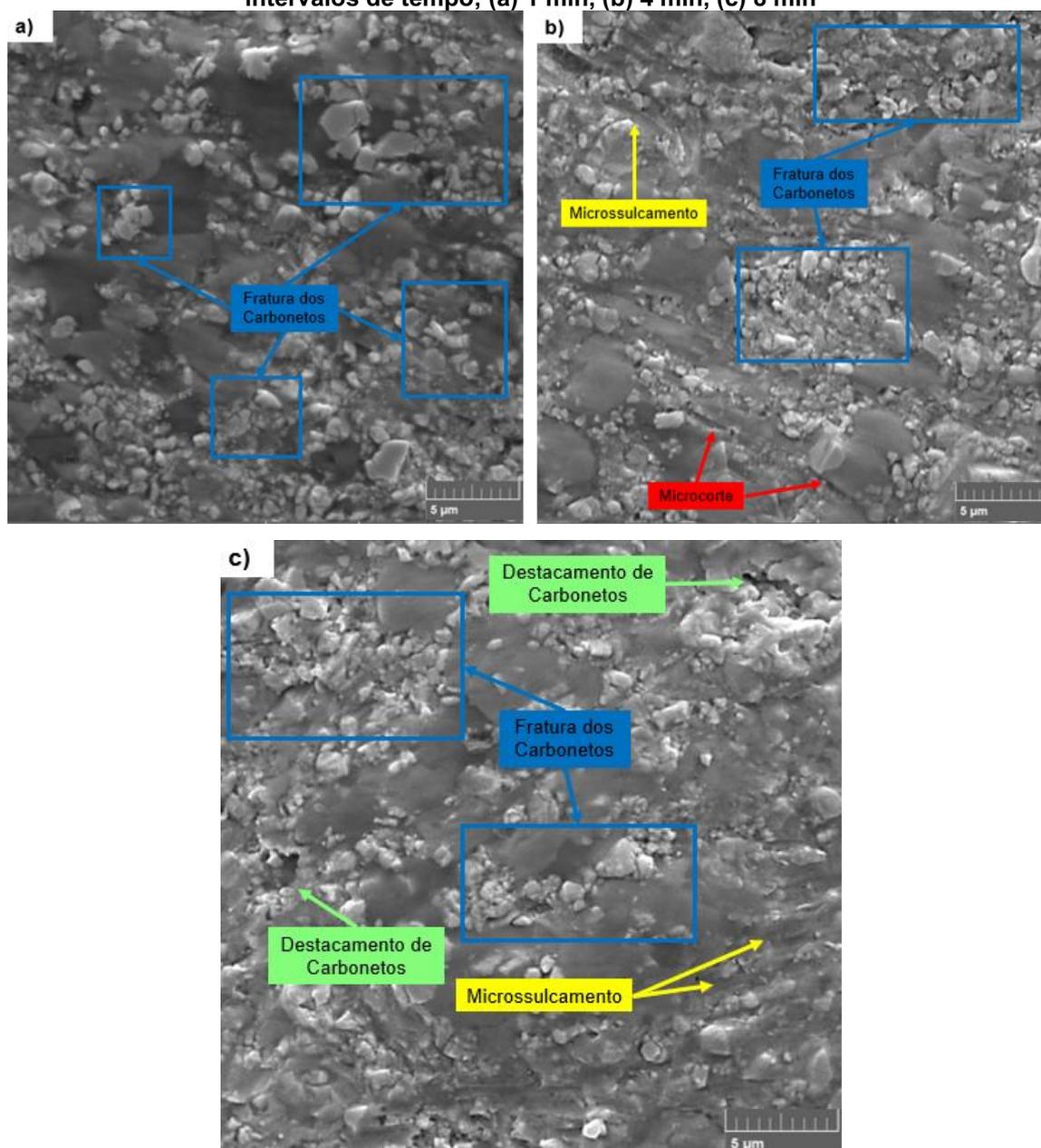
Fonte: Autoria Própria.

Como os dois materiais possuem em sua composição tanto o carboneto de WC quanto o carboneto de Cr_3C_2 e uma matriz metálica, os mecanismos de desgaste de erosão por jato de lama são semelhantes. Bertuol (2020) em seu estudo de

revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC10Co4Cr , observou mecanismos diferentes para os dois revestimentos.

Na Figura 57 apresenta o mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 4WC.

Figura 57 - Mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama da amostra 4WC em diferentes intervalos de tempo; (a) 1 min, (b) 4 min, (c) 8 min



Fonte: Autoria Própria.

Pela Figura 57 (a) (b) e (c) foi possível analisar que a superfície da amostra 4WC aparenta menor desgaste do que as amostras 1Cr, 2Cr e 3WC. A amostra 4WC apresentou maior resistência a erosão por jato de lama do que todas outras amostras.

Na Figura 57 (a) e (b) pode-se verificar apenas a fratura dos carbonetos (quadrados azuis) com alguns locais sofrendo microcorte e microsulcamento. Diferente das outras amostras, a amostra 4WC apresentou grande resistência a erosão por jato de lama nos primeiros 4 minutos de ensaio, destacado na Figura 57 (a) e (b) apenas alguns dos mecanismos de desgaste.

Na Figura 57 (c) a amostra 4WC apresentou o surgimento de mais áreas sofrendo mecanismos de desgaste, microsulcamento, desprendimento e fratura de carbonetos, ou seja, a amostra precisou de maior tempo em contato com o jato de lama para sofrer maior desgaste.

Outra característica que pode ter afetado a resistência a erosão por jato de lama, foi a formação de carbonetos do tipo complexo $(W,Cr)_2C$, esse tipo de carboneto foi identificado no material WC-20Cr₃C₂-7Ni.

A melhor performance frente ao desgaste de erosão por jato de lama das amostras 3WC e 4WC em relação as amostras 1Cr e 2Cr, está associada a maior quantidade de carbonetos de WC, menor quantidade de matriz, o que por sua vez teve menor desgaste referentes a mecanismos de desgastes do tipo microcorte e microsulcamento e o surgimento de carbonetos do tipo complexo $(W,Cr)_2C$ que tendem a resistir mais a fratura do que os WC e Cr₃C₂.

Considerando as variáveis do estudo, como material dos revestimentos, quantidade de carbonetos, fluxo de combustível e por consequência a estequiometria da chama, foi possível considerar que os parâmetros de aspensão e material da amostra 3WC (aspergida com maior fluxo de combustível e material WC-20Cr₃C₂-7Ni) apresentou a melhor condição em relação a microestrutura, propriedades mecânicas (porosidade, microdureza, tenacidade à fratura) e em relação ao desgaste por cavitação e erosão por jato de lama, as condições da amostra 3WC melhor se adaptou.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos dos parâmetros de aspersão utilizados, de ambos os revestimentos sujeitos ao desgaste de cavitação e de erosão por jato de lama, foi possível concluir que:

- O excesso de oxigênio na chama gerada utilizando menor fluxo de combustível diminuiu a temperatura das partículas da amostra 2Cr e a menor temperatura das partículas da amostra 3WC está associada a maior velocidade.
- Em todas as amostras se formaram revestimentos densos, bem aderidos ao substrato e com baixos níveis de porosidade. Os maiores valores médios de porosidade foram obtidos nas amostras aspergidas com menor fluxo de combustível, fenômeno este atribuído a menor velocidade de partículas, ao menor efeito *peening*, das amostras 2Cr e 4WC.
- Os valores médios de microdureza seguiram a mesma tendência dos níveis de porosidade, enquanto que os valores de tenacidade à fratura foram mais elevados nas amostras 3WC e 4WC, influenciada pela menor quantidade de matriz metálica e maior quantidade de WC no material. As amostras 1Cr e 2Cr obtiveram valores mais baixos de K_{IC} devido a maior quantidade de matriz metálica fragilizada devido a dissolução dos materiais dos carbonetos.
- O desgaste por cavitação foi iniciado nas porosidades existente nos revestimentos e propagou-se formando uma rede de trincas interligadas, preferencialmente pela matriz sobressaturada e frágil.
- Observou-se que o desgaste erosivo por jato de lama, ocorre por microcorte, microsulcamento da matriz metálica, o desprendimento (ou destacamento) e a fratura e trinca de carbonetos.
- O material com maior quantidade de WC, o surgimento de carbonetos do tipo complexo e maior tenacidade à fratura, tiveram maior resistência à erosão por jato de lama.

De forma geral os parâmetros de aspersão tiveram influência significativa na resistência a cavitação, sendo que as amostras aspergidas com maior fluxo de combustível obtiveram melhores resultados de resistência a cavitação independentemente do tipo de material utilizado e na resistência a erosão por jato de lama os parâmetros de aspersão não tiveram influência, a resistência a erosão por

jato de lama foi maior influenciada pelo material do revestimento. Vale-se, portanto, destacar as seguintes conclusões, como as mais importantes contribuições deste trabalho à literatura e aos aspectos tecnológicos:

- Na resistência à cavitação o maior fluxo de combustível teve maior influência, pois influenciou na microestrutura, na formação de fases e na dissolução de elementos na matriz metálica, desta forma as condições obtidas após aspersão das amostras $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$ (1Cr) e $\text{WC-20Cr}_3\text{C}_2\text{-7Ni}$ (3WC) apresentaram maior resistência ao desgaste por cavitação.
- A resistência a erosão por jato de lama foi influenciada principalmente pelo tipo de material. As amostras do material $\text{WC-20Cr}_3\text{C}_2\text{-7Ni}$ (3WC e 4WC) obtiveram melhores resultados do que as amostras do material $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-37WC-18M}$ (1Cr e 2Cr).

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, sugere-se realizar a quantificação das fases que formaram durante a aspersão térmica das 4 condições apresentadas neste trabalho para verificar quais fases são mais afetadas pelos ensaios de cavitação e erosão por jato de lama.

Sugere-se também realizar um estudo sobre o mecanismo de desgaste de erosão por jato de lama na secção transversal da zona erodida, para entender melhor o mecanismo de desgaste.

Propõe-se também acompanhar e verificar a rugosidade e superfície das amostras antes, durante e após os ensaios de cavitação e erosão por jato de lama, para verificar se ocorre estabilização da rugosidade em relação ao tempo de ensaio e em como a rugosidade pode influenciar na resistência a cavitação e erosão por jato de lama.

REFERÊNCIAS

AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA. **Capacidade de Geração do Brasi**: BIG - Banco de Informações de Geração. 2019. Disponível em: <<http://www2.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.cfm>>. Acesso em: 18 maio 2019.

ASTM E2109-01, N. Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings. **ASTM International**, 2014. Disponível em: <www.astm.org>. 30 de outubro 2019.

ASTM E384, N. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International. **ASTM International**, 2017. Disponível em: <www.astm.org>. Acesso em: 30 de outubro 2019.

ASTM G32, N. Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. **ASTM International**, 2016. Disponível em: <www.astm.org>. Acesso em: 12 junho 2019.

ASTM G73-10, N. Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus. **ASTM International**, 2017. Disponível em: <www.astm.org>. Acesso em: 30 de outubro 2019.

BARGE, M.; KERMOUCHE, G.; GILLES, P.; *et al.*, Experimental and numerical study of the ploughing part of abrasive wear. **Wear**, v. 255, p. 30 – 37, 2003.

BERGER, L. -M. Binary WC- and Cr₃C₂-containing hardmetal compositions for thermally sprayed coatings. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, IOP Publishing, v. 118, p. 1-8, 2016.

BERGER, L. -M.; SAARO, S.; NAUMANN, T.; *et al.*, Influence of feedstock powder characteristics and spray processes on microstructure and properties of WC–(W,Cr)₂C–Ni hardmetal coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, p. 1080 – 1087, 2010.

Berger, L.-M.; Saaro, S.; Naumann, T.; *et al.*, Microstructure and properties of HVOF-sprayed chromium alloyed WC–Co and WC–Ni coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, p. 4417-4421. 2008.

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.

BHOSALE, D. G.; PRABHU, T. R.; RATHOD, W. S.; *et al.*, High temperature solid particle erosion behaviour of SS 316L and thermal sprayed WC-Cr₃C₂-Ni coatings. **Wear**, v. 462-463, p. 1-13, 2020a.

BHOSALE, D. G.; PRABHU, T. R.; RATHOD, W. S., Sliding and erosion wear behaviour of thermal sprayed WC-Cr₃C₂-Ni coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 400, p. 1-16, 2020b.

BOLELLI, G.; BERGER, L. -M.; BONETTI, M.; *et al.*, Comparative study of the dry sliding wear behaviour of HVOF-sprayed WC-(W,Cr)₂C-Ni and WC-CoCr hardmetal coatings. **Wear**, v. 309, p. 96 – 111, 2014.

CHEN, Y.; WU, Y.; HONG, S.; *et al.*, The effect of impingement angle on erosion wear characteristics of HVOF sprayed WC-Ni and WC-Cr₃C₂-Ni cermet composite coatings. **IOP Conference Series: Materials Research Express**, IOP Publishing, v. 7, p. 1-10, 2020.

DAVIS, J. R. **Handbook of Thermal Spray Technology**, Ed., ASM International, Materials Park, OH, 2004.

DING, X.; CHENG, X.-D.; YU, X.; *et al.*, 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.

ELTOBGY, M.; NG, E.; ELBESTAWI, M. Finite element modeling of erosive wear. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 45, p. 1337 – 1346, 2005.

EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Matriz Energética e Elétrica**. Disponível em: <http://epe.gov.br/pt/abcdenergia/matriz-energetica-e-eletrica>. Acesso em: 14 out. 2019.

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

FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**. 3. ed. Singapura: McGrawHill, 1986. p.1-556.

GREWAL, H.; ARORA, H.; AGRAWAL, A.; *et al.*, Slurry Erosion of Thermal Spray Coatings: Effect of Sand Concentration. **Procedia Engineering**, v. 68, p. 484 – 490, 2013a.

GREWAL, H. S.; AGRAWAL, A.; SINGH, H. Slurry Erosion Mechanism of Hydroturbine Steel: Effect of Operating Parameters. **Tribology Letters**, v.52, p. 287-303, 2013b.

GOYAL, A. K.; SAPATE, S. G.; MEHAR, S.; *et al.*, Tribological properties of HVOF sprayed WC-Cr₃C₂-Ni coating. **IOP Conference Series: Materials Research Express**, IOP Publishing, v. 6, p. 1-12, 2019.

HAMIDA, S. B.; SRIVASTAVA, V.; SILLANPÄÄ, M.; *et al.*, Eco-friendly bleaching of indigo dyed garment by advanced oxidation processes. **Journal of Cleaner Production**, v. 158, p. 134 – 142, 2017.

HERMAN, H.; SAMPATH, S.; MCCUNE, R. Thermal Spray: Current Status and Future Trends. **MRS Bulletin**, v. 25, n.7, p. 17-25. 2000.

HONG, S.; WU, Y.; WU, J.; *et al.*, Effect of flow velocity on cavitation erosion behavior of HVOF sprayed WC-10Ni and WC-20Cr₃C₂-7Ni coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 92, p. 1-10, 2020.

HULKA, I.; ŞERBAN, V.; SECOŞAN, I.; *et al.*, Wear properties of CrC-37WC-18M coatings deposited by HVOF and HVOF spraying processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 210, p. 15 – 20, 2012.

ISHIKAWA, Y.; KAWAKITA, J.; KURODA, S.; *et al.*, Evaluation of corrosion and wear resistance of hard cermet coatings sprayed by using an improved HVOF process. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 14, 384-390, 2005.

ISO 25178. Geometrical product specifications (GPS), surface texture, profile method, terms, definitions and surface texture parameters, **ISO**, 2012.

JANKA, L.; BERGER, L. -M.; NORPOTH, J.; *et al.*, Improving the high temperature abrasion resistance of thermally sprayed Cr₃C₂-NiCr coatings by WC addition. **Surface and Coatings Technology**, v. 337, p. 296 – 305, 2018a.

JANKA, L.; NORPOTH, J.; TOMASTIK, C.; *et al.*, Laser-induced precipitation of (W_{1-x}Cr_x)₂C: Mixed carbide phase for improved wear resistance of thermally sprayed hardmetal coatings. **Surface and Coatings Technology**, 2018, v.337, p. 177 – 185, 2018b.

JAVAHERI, V.; PORTER, D.; KUOKKALA, V.-T. Slurry erosion of steel – Review of tests, mechanisms and materials. **Wear**, v. 408-409, p. 248 – 273, 2018.

JIN, Y.; YE, F.; ZENG, X.; *et al.*, Carbothermal Synthesis of Cr₃C₂-WC-Ni Nanocomposite Powders. **Advanced Materials Research**, v. 661, p. 3-6, 2013

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

KUMAR, P.; SAINI, R. P. Study of cavitation in hydro turbines—A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v.14, p. 374 – 383, 2010.

KUMAR, R. K.; KAMARAJ, M.; SEETHARAMU, S.; *et al.*, 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, p. 1217–1230, 2016.

KUMAR, R.K.; KAMARAJ, M.; SEETHARAMU, S.; *et al.*, 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 and Design**, v. 132, p. 79-95, 2017.

KVASHNIN, A. G.; OGANOV, A. R.; SAMTSEVICH, A. I.; *et al.*, Computational Search for Novel Hard Chromium-Based Materials. **The Journal of Physical Chemistry Letters**, **American Chemical Society**, v. 8, p. 755-764, 2017

LAMANA, Murilo Sérgio. **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) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2017.

LAMANA, M. S.; PUKASIEWICZ, A. G.M.; 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.; *et al.*, Cavitation erosion behavior of HVOF CaviTec coatings. **Wear**, v. 386-387, p. 90-98, 2017.

LIMA, M.; GODOY, C.; MODENESI, P.; *et al.*, 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. 177-178, p. 489 – 496, 2004.

LIMA, C. R. C.; SOUZA, N. F. C. D.; CAMARGO, F. Estudo das características de revestimentos poliméricos aplicados por aspersão térmica para proteção contra desgaste e corrosão de substratos metálicos. **Soldagem & Inspeção.**, São Paulo, v. 17, n. 4, p. 369-375, 2012.

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

MARQUES, A.; DALCIN, R.; OLIVEIRA, L, F.; *et al.*, 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(3), p. 51-57, 2018.

MARQUES, P. V. Aspersão Térmica. **Infosolda**, Belo Horizonte, p.1-16, 2003.

MARANHO, Ossimar. **Aspersão térmica de ferro fundido branco multicomponente.** 2006. 188 f. Tese. (Doutorado em Engenharia Mecânica) Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

MARANHO, O.; RODRIGUES, D.; BOCCALINI, M. JR.; *et al.*, Influence of parameters of the HVOF thermal spray process on the properties of multicomponent white cast iron coatings. **Surface and Coatings Technology**, 2008, v. 202, p. 3494–3500, 2008.

MAYRHOFER, E.; JANKA, L.; MAYR, W. P.; *et al.*, Cracking resistance of Cr₃C₂–NiCr and WC–Cr₃C₂–Ni thermally sprayed coatings under tensile bending stress. **Surface and Coatings Technology**, v. 281, p. 169 – 175, 2015.

MATIKAINEN, V.; BOLELLI, G.; KOIVULUOTO, H.; *et al.*, Sliding wear behaviour of HVOF and HVOF sprayed Cr₃C₂-based coatings. **Wear**, v. 388-389, p. 57 – 71, 2017a.

MATIKAINEN, V.; BOLELLI, G.; KOIVULUOTO, H.; *et al.*, Study of Cr₃C₂-Based HVOF and HVOF Sprayed Coatings: Microstructure and Carbide Retention. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 26, p. 1239-1256, 2017b.

MATIKAINEN, V.; KOIVULUOTO, H.; VUORISTO, P. A study of Cr₃C₂-based HVOF- and HVOF-sprayed coatings: Abrasion, dry particle erosion and cavitation erosion resistance. **Wear**, v. 446-447, p. 1- 11, 2020.

MATIKAINEN, V.; KOIVULUOTO, H.; VUORISTO, P.; *et al.*, 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, p. 680- 694, 2018.

MATIKAINEN, V.; PEREGRINA, S. R.; OJALA, N.; *et al.*, 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.

MBABAZI, J. G.; SHEER, T. J.; SHANDU, R. A model to predict erosion on mild steel surfaces impacted by boiler fly ash particles. **Wear**, v. 257, p. 612-624. 2004.

MORE, S. R.; BHATT, D. V.; MENGHANI, J. V. Recent Research Status on Erosion Wear – An Overview. **Materials Today: Proceedings**. v. 4, p. 257 – 266, 2017.

MURUGAN, K.; RAGUPATHY, A.; BALASUBRAMANIAN, V.; *et al.*, Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC–10Co–4Cr coatings. **Surface and Coatings Technology**, 2014, v. 247, p. 90-102, 2014.

NOVICKI, Nilceu. **Aplicação da aspersão térmica na soldagem em operação de tubulações com pequena espessura remanescente**. 2007. 224 f. Tese (Doutorado)- Programa de Pós-Graduação Em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. 2008.

OERLIKON METCO. **High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions**. v. 7. Disponível em: <<https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-equipment/thermal-spray/systems/hvof/diamond-jet/>>. Acesso em: 03 jun. 2019a.

OERLIKON METCO. **Material Product Data Sheet Chromium Carbide – 37% Tungsten Carbide – 18% Metal Alloy**. Disponível em: <https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-materials/coating-materials-thermal-spray/carbides/>. Acesso em: 22 out. 2019b.

OERLIKON METCO. **Material Product Data Sheet Tungsten Carbide – Chromium Carbide – Nickel**. Disponível em: <https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-materials/coating-materials-thermal-spray/carbides/>. Acesso em: 30 jun. 2019c.

OLYMPUS. **Parâmetros de rugosidade (3D)**. Disponível em: https://www.olympus-ims.com/pt/knowledge/metrology/roughness/3d_parameter/. Acesso em: 21 nov. 2019.

OJALA, N.; VALTONEN, K.; ANTIKAINEN, A.; *et al.*, Wear performance of quenched wear resistant steels in abrasive slurry erosion. **Wear**, v. 354-355, p. 21 – 31, 2016.

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**. 2nd ed. Chichester, ENG; Hoboken, N. J.: J. Wiley & Sons, 626 p. 2008.

PICAS, J. A.; PUNSET, M.; BAILE, M. T.; *et al.*, Properties of WC-CoCr Based Coatings Deposited by Different HVOF Thermal Spray Processes. **Plasma Processes and Polymers**, v. 6, p. 948-953, 2009.

PICAS, J. A.; PUNSET, M.; BAILE, M. T.; *et al.*, 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. 364 – 368, 2011.

PUKASIEWICZ, A.; DE BOER, H.; SUCHARSKI, G.; *et al.*, The influence of HVOF spraying parameters on the microstructure, residual stress and cavitation resistance of FeMnCrSi coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 327, p. 158-166, 2017.

QIAO, L.; WU, Y.; HONG, S.; *et al.*, Relationships between spray parameters, microstructures and ultrasonic cavitation erosion behavior of HVOF sprayed Fe-based amorphous/nanocrystalline coatings. **Ultrasonics Sonochemistry**, v. 39, p. 39-46, 2017.

REEBER, Robert, R; WANG, Kai. Thermophysical Properties of α -Tungsten Carbide. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 8, p. 129-135, 1999.

RELIACOT TECHNOLOGIES. **IN-SITU COATING PROPERTY (ICP-8) SENSOR**. Disponível em: <<http://www.reliacoat.com/home.html>>. Acesso em: 23 out. 2019.

RIBAS, Murilo Teixeira. **Influência da razão propano-oxigênio e do fluxo total de gases do processo HVOF 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, Hélio Ormeu. **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, 2007.

RUSCH, W. Comparison of operating characteristics of gas and liquid fuel HVOF torches, **Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2007 (ITSC 2007)**, ASM International, p. 572–576, 2007.

SANTA, J.; ESPITIA, L.; BLANCO, J.; *et al.*, Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings. **Wear**, v. 267, p. 160 – 167, 2009.

SHITOLE, P. P.; GAWANDE, S. H.; DESALE, G. R.; *et al.*, Effect of Impacting Particle Kinetic Energy on Slurry Erosion Wear. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, 2015, v. 1, p 1-9, 2015.

SILVEIRA, Luciana Leite. **Resistência à corrosão e cavitação de revestimentos FeMnCrSi depositados por processos de aspersão térmica de alta velocidade**. 2018. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) -

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2018.

SINGH, R.; TIWARI, S. K.; MISHRA, S. K. Cavitation Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coatings: Current Status and Future Needs. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, p. 1539-1551, 2012.

SUCHARSKI, Gustavo Bavaresco. **Estudo da erosão por cavitação sobre diferentes morfologias de revestimentos de FeMnCrSiB aplicados por aspersão térmica chama FS e HVOF com tratamento de shot peening**. 2016. 146 f. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, 2016.

SZALA, M.; WALCZAK, M. Cavitation erosion and sliding wear resistance of HVOF coatings. **Welding Technology Review**, v. 90, p. 31-36, 2018.

SONG, B.; MURRAY, J. W.; WELLMAN, R. G.; *et al.*, Dry sliding wear behaviour of HVOF thermal sprayed WC-Co-Cr and WC-Cr_xC_y-Ni coatings. **Wear**, v. 442-443, p. 1-10, 2020.

TAILLON, G.; POUGOUM, F.; LAVIGNE, S.; *et al.*, Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coating. **Wear**, v. 364-365, p. 201 – 210, 2016.

VARIS, T.; SUHONEN, T.; GHABCHI, A.; *et al.*, 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.

VARIS, T.; SUHONEN, T.; LAAKSO, J.; *et al.*, Evaluation of Residual Stresses and Their Influence on Cavitation Erosion Resistance of High Kinetic HVOF and HVAF-Sprayed WC-CoCr Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 29, p. 1365-1381, 2020a.

VARIS, T.; SUHONEN, T.; JOKIPII, M.; *et al.*, Influence of powder properties on residual stresses formed in high-pressure liquid fuel HVOF sprayed WC-CoCr coatings. **Surface and Coatings Technology**, 2020, v. 388, p. 1-9, 2020b.

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

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, p. 2435-2443. 2015.

WANG, Y. -F.; YANG, Z. -G. Finite element model of erosive wear on ductile and brittle materials. **Wear**, v. 265, p. 871 – 878, 2008.

WANG, Q.; LUO, S.; WANG, S.; *et al.*, Wear, erosion and corrosion resistance of HVOF-sprayed WC and Cr₃C₂ based coatings for electrolytic hard chrome replacement. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 81, p. 242 – 252, 2019.

XIE, Y.; JIANG, J.; TUFA, K. Y.; *et al.*, Wear resistance of materials used for slurry transport. **Wear**, v. 332-333, p. 1104-1110, 2015.

YANG, X.; ZHANG, J.; LI, G. Cavitation erosion behaviour and mechanism of HVOF-sprayed NiCrBSi-(Cr₃C₂-NiCr) composite coatings. **Surface Engineering**, v. 34, p. 211-219, 2018.

YAO, H.-L.; YANG, C.; YI, D.-L.; *et al.*, Microstructure and mechanical property of high velocity oxy-fuel sprayed WC-Cr₃C₂ Ni coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 397, p.1-10, 2020.

ZHANG, D.; HARRIS, S. J.; MCCARTNEY, D. G. Microstructure formation and corrosion behaviour in HVOF-sprayed Inconel 625 coatings. **Materials Science and Engineering: A**, v. 344, p. 45-56, 2003.