

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

MURILO TEIXEIRA RIBAS

**INFLUÊNCIA DA RAZÃO PROPANO-OXIGÊNIO E DO FLUXO TOTAL
DE GASES NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTOS
 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ DEPOSITADOS PELO PROCESSO HVOF**

DISSERTAÇÃO

PONTA GROSSA

2019

MURILO TEIXEIRA RIBAS

**INFLUÊNCIA DA RAZÃO PROPANO-OXIGÊNIO E DO FLUXO TOTAL
DE GASES NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTOS
Cr₃C₂-25NiCr DEPOSITADOS PELO PROCESSO HVOF**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, do Departamento de Mecânica, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2019

Ficha catalográfica elaborada pelo Departamento de Biblioteca
da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Câmpus Ponta Grossa
n.73/19

R482 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. / Murilo Teixeira Ribas. 2019.

143 f.; il. 30 cm

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2019.

1. Aspersão térmica. 2. Revestimentos. 3. Desgaste mecânico. 4. Tribologia. I. Pukasiewicz, Anderson Geraldo Marenda. II. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. III. Título.

CDD 620.1

Elson Heraldo Ribeiro Junior. CRB-9/1413. 04/11/2019.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Título de Dissertação Nº 34/2019

“INFLUÊNCIA DA RAZÃO PROPANO-OXIGÊNIO E DO FLUXO TOTAL DE GASES NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTOS Cr3C2-25NiCr DEPOSITADOS PELO PROCESSO HVOF”

Por

Murilo Teixeira Ribas

Esta dissertação foi apresentada às **14 horas** de **11 de setembro de 2019** como requisito parcial para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, com Área de Concentração em Fabricação Mecânica e Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora, composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi
(UFRGS)

Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal
Fals (UTFPR)

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



Visto do Coordenador:

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

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

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica que auxiliaram a elaboração deste trabalho, particularmente ao meu orientador Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz. Agradeço a UTFPR-PG por providenciar a estrutura necessária para a realização deste trabalho.

Agradeço a Petrobras por viabilizar e disponibilizar os recursos materiais e financeiros para a realização deste trabalho. Agradeço aos Institutos Lactec pela oportunidade de realizar este trabalho e, especialmente, aos seus funcionários: Rodolpho Fernando Váz e Irene Bida de Araújo.

Aos alunos do Laboratório de Materiais da UTFPR-PG: André Renan Mayer, Giovany Biava, Kauê Bertuol e Murilo Sérgio Lamana, agradeço pelo auxílio na realização das atividades deste trabalho.

Agradeço ao Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann e aos alunos do Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pelo auxílio na execução dos testes de erosão em alta temperatura.

Agradeço a todos que, direta ou indiretamente, vieram a auxiliar à realização das atividades relativas a este trabalho e que não foram citados anteriormente, assim como a todos os colegas da UTFPR-PG pela convivência e troca de experiências que foram muito importantes para a minha formação.

RESUMO

RIBAS, Murilo Teixeira. **Influência da razão propano-oxigênio e do fluxo total de gases do processo HVOF na resistência ao desgaste de revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr depositados pelo processo HVOF.** 2019. 143 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2019.

O desgaste causado por fenômenos tribológicos é responsável por grande parte do consumo de energia mundial (cerca de 23%), que ocorre na forma de perdas por atrito e necessidade de reparos e reposição de componentes de sistemas mecânicos. A aplicação de revestimentos é uma das alternativas possíveis para prolongar a vida útil de componentes mecânicos submetidos ao desgaste e diminuir as perdas energéticas por atrito. Dentre os processos de deposição de revestimentos, a aspersão térmica por Chama de Alta Velocidade ou HVOF (do inglês High-Velocity Oxy-fuel) se destaca por ser capaz de produzir revestimentos com alta densidade e resistência ao desgaste. Entre os sistemas de materiais capazes de ser depositados por esse processo, os revestimentos compósitos de Cr_3C_2 -NiCr se distinguem pela sua alta resistência ao desgaste em ampla faixa de temperaturas de trabalho (da temperatura ambiente até 850°C). As condições de deposição do processo HVOF têm grande influência no resultado final de resistência ao desgaste dos revestimentos depositados, por isso a compreensão da influência dos parâmetros do processo nas características dos revestimentos é determinante para a obtenção de superfícies com maior performance em condições de desgaste. Este trabalho tem os objetivos de investigar a influência dos parâmetros de relação propano-oxigênio e fluxo total de gases de combustão do processo HVOF na resistência ao desgaste por abrasão e erosão de revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr e de caracterizar o comportamento deste tipo de revestimento em condições de erosão em alta temperatura. Com esse objetivo, foram realizadas deposições do revestimento Cr_3C_2 -25NiCr pelo processo HVOF com seis diferentes combinações de parâmetros de razão propano-oxigênio e fluxo de gases de combustão. Posteriormente, foram realizados testes de resistência ao desgaste por abrasão por roda de borracha e erosão por impacto de partículas em temperatura ambiente. Os resultados dos testes de desgaste foram analisados e a combinação de parâmetros que gerou o revestimento com maior desempenho foi utilizada para a deposição dos corpos de prova dos testes de erosão em alta temperatura. Também foram realizadas análises de microestrutura e difração de raios-x (DRX) e medições de porosidade, dureza em microescala e tenacidade à fratura. A área desgastada das amostras foi analisada por MEV e perfilometria ótica para melhor compreensão dos mecanismos de desgaste envolvidos. Foi observado que a microestrutura dos revestimentos obtidos foi formada, principalmente, por carbonetos (Cr_3C_2) retidos durante o processo de deposição e pela fase matriz (Ni) saturada dos elementos provenientes da dissolução de parte dos carbonetos. Quanto maior o grau de dissolução dos carbonetos, menor foi a perda de massa apresentada pelos corpos de prova nos testes de desgaste. As propriedades de microdureza e tenacidade à fratura também foram maiores em revestimentos com maior dissolução de carbonetos. Nos ensaios de erosão, quanto maior o ângulo de colisão das partículas em relação à superfície dos revestimentos, maior a perda de massa observada. Entre as

consequências da alta temperatura que afetaram a resistência à erosão dos revestimentos estão o aumento da ductilidade da fase matriz e a reprecipitação de carbonetos na matriz supersaturada.

Palavras-chave: Aspersão Térmica. Revestimento HVOF. Desgaste. Erosão. Abrasão.

ABSTRACT

RIBAS, Murilo Teixeira. **Influence of propane-oxygen ratio and total flux of HVOF process on wear resistance of Cr₃C₂-25NiCr coatings**. 2019. 143 p. Thesis (Master's Degree in Mechanical Engineering) - Federal University of Technology – Paraná, Ponta Grossa, 2019.

Wear is responsible for much of the world's energy consumption (about 23%), which occurs in the form of friction losses and the need for repair and replacement of mechanical system components. The application of coatings is one of the possible alternatives to extend the life of mechanical components under conditions of wear and to reduce the frictional energy losses. High-Velocity Oxy-fuel (HVOF) stands out as one of the manufacturing processes, which is capable of producing coatings with high density and wear resistance. Among the systems of materials that can be deposited by this process, Cr₃C₂-NiCr composite coatings are distinguished by their high wear resistance over a wide range of working temperatures (from ambient to 850°C). The deposition conditions of the HVOF process have a great influence on the wear resistance of deposited coatings, so the understanding of the influence of process parameters on the characteristics of the coatings is crucial for obtaining surfaces with higher performance under wear conditions. The objective of this work is to investigate the influence of propane-oxygen ratio and total flue gas flow of the HVOF process on abrasion and erosion resistance of Cr₃C₂-25NiCr coatings and to characterize the behavior of this type of coating under high temperature erosion conditions. For this purpose, depositions of Cr₃C₂-25NiCr coating were performed by the HVOF process with six different combinations of propane-oxygen ratio and flue gas flow parameters. Subsequently, rubber wheel abrasion and particle impact erosion wear resistance tests were performed at room temperature. The results of the wear tests were analyzed and the combination of parameters that generated the highest performance coating was used for the deposition of the high temperature erosion test specimens. Microstructure and x-ray diffraction (XRD) analysis and measurements of porosity, microscale hardness and fracture toughness were also performed. The wear area of the samples was analyzed by SEM and optical profilometry to better understand the wear mechanisms involved. It was observed that the microstructure of the obtained coatings was formed mainly by carbides (Cr₃C₂) retained during the deposition process and by the matrix phase (Ni) saturated of the elements from the dissolution of part of the carbides. The higher the degree of dissolution of the carbides, the smaller the mass loss presented by the specimens in the wear tests. Microhardness and fracture toughness properties were also higher in coatings with higher carbide dissolution. In erosion tests, the greater the angle of particle collision in relation to the surface of the coatings, the greater the observed mass loss. Among the consequences of the high temperature that affected the erosion resistance of the coatings are the increased ductility of the matrix phase and the carbide reprecipitation in the supersaturated matrix.

Keywords: Thermal Spraying. HVOF coating. Wear. Erosion. Abrasion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Classificação dos processos de Aspersão Térmica	23
Figura 2 - Comparação das temperaturas de substrato e espessuras atingidas pelos processos de deposição de revestimentos	24
Figura 3 - Representação da tocha de deposição do processo HVOF	25
Figura 4 - Representação esquemática de várias tochas disponíveis comercialmente: (A) Praxair HV-2000; (B) Kennametal Stellite JetKote; (C) Sulzer Diamond Jet (DJ); (d) Praxair Tafa JP-5000	26
Figura 5 - Comportamento da velocidade de fluxo em bocais convergentes e divergentes nas condições de escoamento subsônica e supersônica	27
Figura 6 - Influência do tipo de combustível e da fração combustível-comburente na temperatura da chama (λ igual à 1 para razão estequiométrica)	28
Figura 7 - Formação de revestimento por processo de Aspersão Térmica	29
Figura 8 – Imagem da microestrutura de um revestimento Cr_3C_2 -25NiCr obtido por HVOF	30
Figura 9 - Influência da rugosidade superficial do substrato na adesão dos revestimentos WC-Co obtidos por HVOF observada por Wang, Li e Ohmori	32
Figura 10 - Representação da perda de carbonetos por desprendimento e deposição seletiva	33
Figura 11 - Representação esquemática do modelo de influência do tamanho de carbonetos no achatamento das lamelas proposto por Li et Al (2002)	34
Figura 12 - Diagrama ternário do sistema de materiais Cromo-Níquel-Carbono: (A) Projeção da superfície <i>solidus</i> , (B) Isoterma à 800°C	35
Figura 13 - Diagrama de Fases do Sistema Cr-Ni obtido através do software Thermo-Calc	36
Figura 14 - Modos de Desgaste Abrasivo	37
Figura 15 - Tipos de interações mais comuns entre a partícula e a superfície sendo desgastada	38
Figura 16 - Imagem do desgaste observado em revestimento Cr_3C_2 -25NiCr após teste de abrasão ASTM G65	39
Figura 17 - A) Influência do ângulo de colisão (θ) das partículas na taxa de desgaste erosivo em materiais dúcteis (a) e frágeis (b); B) Mecanismos de desgaste por erosão com ângulo de incidência igual a 30° observados em metais .	41
Figura 18 - Representação da formação de trincas hertzianas em material frágil por endentador esférico (carregamento representado próximo à figura)	42
Figura 19 – Imagens de áreas desgastadas por impacto de partículas em amostras de revestimentos Cr_3C_2 -50NiCr obtidos por HVOF na condição de como aspergido (sem tratamento térmico)	44
Figura 20 – Representação dos regimes de Erosão-Oxidação em relação à espessura da camada de óxido e da profundidade de penetração das partículas	45
Figura 21 - Sequência de atividades desenvolvidas para a realização deste trabalho	49

Figura 22 - Representação do perfil de alturas obtida por Perfilometria Ótica da superfície jateada em preparação para a deposição do revestimento HVOF. (após aplicação de filtro de oscilação com <i>cut-off</i> igual à 0,25mm)	52
Figura 23 - Representação do Dispositivo de Fixação de Amostras para Aspersão obtida por Software CAD.....	53
Figura 24 - Diagrama representativo da preparação de amostras no formato de chapas: (A) chapa após deposição; (B.1) corte para análise da seção transversal; (B.2) amostra B.1 após embutimento; (C.1) corte para análise da superfície do revestimento e testes de resistência ao desgaste; (C.2) amostra C.1 após preparação da superfície.....	54
Figura 25 - Cortadeira de precisão Buehler Isomet 4000.....	55
Figura 26 - Lixadeira e Politriz Buehler Beta	56
Figura 27 - Diagrama representativo da preparação de amostras no formato de discos para ensaios de erosão em alta temperatura.....	57
Figura 28 - Microscópio ótico Zeiss Imager A2.m	58
Figura 29 - Microscópio eletrônico de varredura Tescan Vega 3	59
Figura 30 - Identificação dos Poros através do processamento de imagens pelo software Zeiss AxioVision.....	59
Figura 31 - Representações (A) do endentador Vickers e (B) da endetação formada no teste de dureza.....	61
Figura 32 - Durômetro Shimadzu HMV-G20	62
Figura 33 - Representação da localização e distância mínima entre endentações...	62
Figura 34 - Representação esquemática do teste de resistência a abrasão por atrito com roda de borracha segundo ASTM G65	67
Figura 35 - Equipamento baseado no descrito pela norma ASTM G65 utilizado nos testes de resistência a abrasão por roda de borracha	68
Figura 36 - Aparato utilizado nos ensaios de desgaste por colisão de partículas (ASTM G76)	70
Figura 37 - Equipamento utilizado nos ensaios de erosão em alta temperatura: A) representação esquemática do sistema: 1) forno de aquecimento de ar, 2) sistema de alimentação de erosivo, 3) sistema de transporte de partículas por tubo de venturi, 4) forno de aquecimento; B) fotografia do forno de aquecimento	72
Figura 38 – Equipamento utilizado para a realização dos testes de resistência à erosão por colisão de partículas em altas temperaturas	73
Figura 39 – Imagens obtidas por microscopia ótica dos abrasivos utilizados: A) Areia ABNT 7214 N°100 utilizada como abrasivo nos testes de resistência à Abrasão e como erodente nos Testes de Resistência à Erosão em Baixa Temperatura; B) Alumina Eletrofundida #100 utilizada como erodente nos Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 500x.....	73
Figura 40 - Perfilômetro Ótico Taylor Hobson CCI Lite	74
Figura 41 - Imagens do pó utilizado (Oerlikon Metco WOKA 7205) obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ampliação: (a) 1000x e (b) 3000x.....	78
Figura 42 - Imagens do pó utilizado (Oerlikon Metco WOKA 7205) após preparação metalográfica obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ampliação: (a) 1000x e (b) 3000x	78

Figura 43 - Difratoograma obtido na análise por DRX do pó WOKA 7205 utilizado como matéria prima para obtenção dos revestimentos. Incremento de medição: 0,0204863°; velocidade de varredura: 1,9879°/min; demais parâmetros vide Tabela 6	79
Figura 44 - Imagens obtidas por MEV das seções transversais dos revestimentos: P1(a), P2(b), P3(c), P4(d), P5(e) e P6(f). Ampliação: 250x.....	81
Figura 45 - Espessura dos Revestimentos obtidos por HVOF	82
Figura 46 - Imagem da microestrutura da seção transversal do revestimento P1 obtida por MEV. Ampliação: 2000x	83
Figura 47 - Imagem da microestrutura da seção transversal do revestimento P2 obtida por MEV. Ampliação: 2000x	84
Figura 48 - Efeito da profundidade de interação do feixe de elétrons na análise por MEV na tonalidade dos carbonetos quando utilizada a detecção de elétrons retroespehados (BSE); A) Variação na tonalidade do carboneto em uma imagem da seção transversal do revestimento P6. Ampliação: 2000x; B) Representação do efeito da profundidade de interação na presença de diferentes tons de cinza.....	85
Figura 49 - Imagem da microestrutura da seção transversal dos revestimentos: P3(a), P4(b), P5(c) e P6(d) obtidas por MEV. Ampliação: 2000x.....	86
Figura 50 - Resultados da fração em área das fases presentes e da porosidade nos revestimentos obtidos através de processamento de imagens de MEV	87
Figura 51 - Difratoograma obtido na análise por DRX de uma amostra do revestimento P1	89
Figura 52 - Difratoograma obtido na análise por DRX de uma amostra do revestimento P2	89
Figura 53 - Comparação dos difratogramas obtidos por DRX.....	91
Figura 54 - Resultados de medição de Perda de Carbonetos Cr ₃ C ₂ em termos de dissolução na matriz de NiCr e perdas por rebote	93
Figura 55 - Resultados de Dureza e Porosidades dos revestimentos.....	95
Figura 56 - Relação entre Microdureza Vickers e porosidade dos revestimentos.....	96
Figura 57 – Medição de trinca formada por indentação Vickers de amostra do revestimento P5 para o cálculo do valor de Tenacidade à Fratura utilizando o método proposto por Evans e Wilshaw. Imagem obtida por microscopia ótica com ampliação de 50x	97
Figura 58 - Tenacidade à fratura dos revestimentos obtida através da técnica de Evans e Wilshaw (EVANS; WILSHAW, 1976).....	98
Figura 59 - Relação entre Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos revestimentos.....	99
Figura 60 – Evolução da Perda de Massa dos revestimentos ao longo dos testes de resistência à Abrasão por Roda de Borracha.....	100
Figura 61 - Perda de Massa apresentado pelos corpos de prova após decorrido o tempo de 16 minutos do teste de resistência à Abrasão por Roda de Borracha. Observação: Os corpos de prova do revestimento P6 não apresentaram diferença significativa de resultados para a representação da barra de erro.....	101
Figura 62 - Relação entre Microdureza Vickers e perda de massa observada nos testes de Abrasão por roda de borracha.....	102

Figura 63 - Relação entre Microdureza Vickers e perda de massa observada nos testes de Abrasão por roda de borracha.	103
Figura 64 - Representação dos perfis de alturas da marca de desgaste causada pelo teste de Resistência ao Desgaste por Abrasão de um corpo de prova do revestimento P6 obtidos por Perfilometria Ótica: (A) Região Central, (B) Região Periférica, C) Fotografia do corpo de prova após o ensaio	104
Figura 65 – A) Representação do perfil de alturas obtida por Perfilometria Ótica da região central da superfície desgastada da amostra P1 após os testes de resistência ao desgaste por abrasão. B) Gráfico obtido pelo corte na direção perpendicular ao eixo “X” na metade do comprimento avaliado neste eixo.	105
Figura 66 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P1. Ampliação: 2000x	106
Figura 67 - Imagens obtidas por MEV da região periférica da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P1. Ampliação: 2000x à esquerda, 5000x à direita.....	107
Figura 68 - Imagens obtidas por MEV da região central (esquerda) e periférica (direita) da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 500x.....	108
Figura 69 - Imagens obtidas por MEV da região central (esquerda) e periférica (direita) da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 1000x.....	108
Figura 70 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 2000x	109
Figura 71 - Imagem obtida por MEV da região periférica da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 2000x	110
Figura 72 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 5000x	111
Figura 73 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P5. Ampliação: 2000x	112
Figura 74 - Resultados de perda de massa durante os testes de resistência à Erosão em Temperatura Ambiente	114
Figura 75 - Resultados de perda de massa durante os ensaios de Resistência à Erosão em Temperatura Ambiente com ângulo de impacto de 30°	115
Figura 76 - Resultados de perda de massa durante os ensaios de Resistência à Erosão em Temperatura Ambiente com ângulo de impacto de 60°	116
Figura 77 - Representação do perfil de alturas da região de desgaste em um corpo de prova do revestimento P1 após o teste de erosão em temperatura ambiente. Ângulo de impacto das partículas: 60°. (Para melhor visualização foi aplicado filtro de rugosidade com comprimento de onda igual à 0,25mm).....	116
Figura 78 - Relação entre tenacidade à fratura e perda de massa nos testes de resistência à erosão em temperatura ambiente	117

Figura 79 - Relação entre microdureza e perda de massa nos testes de resistência à erosão em temperatura ambiente	118
Figura 80 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P5. Ampliação: (a) 1000x; (b) 2000x	119
Figura 81 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P1. Ângulo de incidência: 60°. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr e Ni.....	120
Figura 82 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P2. Ângulo de incidência: 60°. Abaixo o mapeamento por EDS dos elementos Cr, Ni e Si (proveniente da incrustação de erodente) referente à imagem a esquerda.	121
Figura 83 - Variação de massa dos brancos em relação à área dos corpos de prova (VM/A) do Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura	123
Figura 84 - Resultados de perda de massa por massa de erodente (PM/ME) do revestimento P1 durante os ensaios de Resistência à Erosão em Alta Temperatura. (Observação: os resultados em temperatura ambiente deste gráfico foram realizados no mesmo equipamento dos ensaios em alta temperatura)	124
Figura 85 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 500°C. Ampliação: (a) 1000x; (b) 2000x	127
Figura 86 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 500°C. Ampliação: a esquerda 5000x, a direita 500x	128
Figura 87 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 1000x. Ângulo de Incidência: 30°. Temperatura do teste: 500°C. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr e Ni	129
Figura 88 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 2000x. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 700°C. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr, Ni e Al (proveniente do erodente utilizado).	130
Figura 89 - Imagens obtidas por MEV das superfícies desgastadas nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 1000x. α =Ângulo de Incidência; T=Temperatura do teste	132
Figura 90 - Imagens obtidas por MEV das superfícies desgastadas nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 2000x. α =Ângulo de Incidência; T=Temperatura do teste	133

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Características dos tipos de tocha utilizados no processo HVOF	25
Tabela 2 - Propriedades de diferentes combustíveis utilizados no processo HVOF a 20°C e 1atm (r = razão Oxigênio/Combustível em volume; ^A razão mássica)	28
Tabela 3 - Composição química e granulometria do pó utilizado na deposição por HVOF	50
Tabela 4 - Parâmetros utilizados no processo de deposição HVOF – Parte 1	51
Tabela 5 - Parâmetros utilizados no processo de deposição HVOF – Parte 2 (ver Figura 23)	53
Tabela 6 - Parâmetros utilizados nas análises por Difração de Raios-X	63
Tabela 7 - Lista de Símbolos utilizados nas equações presentes nessa seção	64
Tabela 8 - Percentual em massa de elementos presentes no pó 7205 utilizado na deposição por HVOF e sua respectiva contribuição das fases presentes em massa	65
Tabela 9 - Densidades de fases consideradas no cálculo da fração mássica	65
Tabela 10 - Parâmetros utilizados no ensaio de Abrasão ASTM G65	69
Tabela 11 - Parâmetros utilizados no Ensaio de Erosão em Baixa Temperatura	71
Tabela 12 - Parâmetros utilizados nos testes de erosão em Alta Temperatura	73

LISTA DE SIGLAS

BSE	<i>“Backscattered electrons”</i> (Detecção de Elétrons Retroespehados)
CAD	<i>“Computer-aided Design”</i> (Projeto Auxiliado por Computador)
DRX	Difração de Raios X
EDS	Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
HVAF	<i>“High-Velocity Air-fuel”</i> (Processo de Aspersão Térmica por Chama de Alta Velocidade utilizando Ar como fonte de Oxigênio)
HVOF	<i>“High-Velocity Oxy-fuel”</i> (Processo de Aspersão Térmica por Chama de Alta Velocidade)
SE	<i>“Secondary electrons”</i> (Detecção de Elétrons Secundários)
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
UTFPR-PG	Campus da UTFPR situado em Ponta Grossa

LISTA DE SÍMBOLOS

$M_{Cr_3C_2}$	Fração mássica de Cr_3C_2 do pó
M_{Cr}	Fração mássica de Cr em fase metálica do pó
m_{Cr}	Fração mássica de Cr obtida por EDS
$m_{Cr_3C_2}$	Fração mássica de carbonetos obtida por processamento de imagens
D	Descarbonetação total
D_{perda}	Descarbonetação devido à perda de material durante a deposição
$D_{dissolucao}$	Descarbonetação devido à dissolução dos elementos do carboneto na fase metálica
A_{fase}	Fração em área ocupado por uma fase específica
V_{fase}	Fração em volume ocupado por uma fase específica
ρ_{fase}	Densidade de uma fase específica
α, θ	Ângulo de impacto de partículas de erodente em relação à superfície
λ	Razão oxigênio/combustível
VM	Variação de Massa
PM	Perda de Massa
ME	Consumo de Erodente (em massa)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
1.1 OBJETIVOS.....	19
1.1.1 Objetivo Geral.....	19
1.1.2 Objetivos Específicos.....	19
1.2 JUSTIFICATIVA.....	20
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO	20
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	22
2.1 PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR ASPERSÃO TÉRMICA	22
2.2 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF.....	24
2.3 FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS PELO PROCESSO HVOF	28
2.3.1 Perda do conteúdo de Carbonetos durante a Aspersão por HVOF	32
2.4 O SISTEMA DE MATERIAIS Cr_3C_2 -NiCr	34
2.5 PROCESSOS DE DESGASTE POR ABRASÃO E EROSÃO	36
2.5.1 Desgaste por Abrasão	36
2.5.2 Desgaste de Revestimentos Cr_3C_2 -NiCr por Abrasão de Três Corpos.....	38
2.5.3 Desgaste Erosivo por Colisão de Partículas.....	40
2.5.4 Desgaste de Revestimentos Cr_3C_2 -NiCr por Erosão causada por Colisão de Partículas	42
2.5.5 Desgaste de Revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr por combinação de Erosão e Corrosão.....	45
3 METODOLOGIA.....	48
3.1 DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR HVOF	49
3.1.1 Dispositivo de Fixação de Amostras para Aspersão.....	52
3.2 PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS	53
3.2.1 Preparação Metalográfica para Análise da Seção Transversal dos Revestimentos.....	55
3.2.2 Preparação de Corpos de Prova para os Ensaios de Abrasão e Erosão	56
3.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO	57
3.3.1 Microscopia Ótica	57
3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	58
3.3.3 Medições de Porosidade e Espessura.....	59
3.3.4 Medição de Dureza em Microescala.....	60
3.3.5 Medição de Tenacidade à Fratura	62
3.3.6 Difração de Raios-X.....	63
3.4 MEDIÇÃO DE PERDA DE CARBONETOS.....	64
3.5 TESTES DE RESISTÊNCIA À ABRASÃO POR RODA DE BORRACHA (ASTM G65)	66

3.5.1 Procedimento de Limpeza e Pesagem de Amostras entre as etapas dos Ensaios de Desgaste	69
3.6 TESTES DE RESISTÊNCIA À EROSÃO POR COLISÃO DE PARTÍCULAS EM TEMPERATURA AMBIENTE.....	70
3.7 TESTES DE RESISTÊNCIA À EROSÃO POR COLISÃO DE PARTÍCULAS EM ALTA TEMPERATURA	71
3.8 PERFILOMETRIA ÓTICA	74
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	77
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DE MATÉRIA PRIMA	77
4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS.....	80
4.2.1 Análise das Imagens de Microestrutura dos Revestimentos obtidas por MEV	80
4.2.2 Análise por Difração de Raios-X.....	87
4.2.3 Medição da Perda de Carbonetos durante a Deposição	92
4.2.4 Dureza, Porosidade e Tenacidade à Fratura	94
4.3 RESISTÊNCIA À ABRASÃO DOS REVESTIMENTOS EM ENSAIO DO TIPO RODA DE BORRACHA	99
4.4 RESISTÊNCIA À EROSÃO DOS REVESTIMENTOS HVOF EM TEMPERATURA AMBIENTE	112
4.5 RESISTÊNCIA À EROSÃO DOS REVESTIMENTOS EM ALTA TEMPERATURA	121
4.5.1 Análise da Estabilidade de Massa do Revestimento Cr ₃ C ₂ -25NiCr em Alta Temperatura.....	122
4.5.2 Análise da Perda de Massa durante os Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura.....	124
5 CONCLUSÕES	134
REFERÊNCIAS.....	136

1 INTRODUÇÃO

Cerca de 23% do consumo mundial de energia é decorrente de perdas causadas por processos tribológicos. Desse percentual, cerca de 20% consiste na perda de energia por fricção. O restante, cerca de 3% se refere a energia necessária para fabricação e reparo de componentes e equipamentos deteriorados por processos de desgaste. (HOLMBERG; ERDEMIR, 2017)

Através da utilização de novas tecnologias com o objetivo de reduzir a fricção e proteger os componentes de máquinas, veículos e equipamentos contra o desgaste, as perdas de energia podem ser reduzidas em até cerca de 40% em longo prazo e 18% em curto prazo (HOLMBERG; ERDEMIR, 2017). As maiores oportunidades de melhoria estão nos setores responsáveis pelo maior consumo de energia: a indústria de manufatura, os transportes, a geração de energia e o setor residencial (BIROL, 2009).

A mineração é o setor industrial onde o desgaste desempenha um papel muito mais significativo que os demais. Estudos apontam que cerca da metade dos custos operacionais da indústria de mineração se referem à fabricação de peças de reposição de componentes desgastados. A outra metade se refere aos tempos de indisponibilidade dos equipamentos, à manutenção e aos custos com recursos humanos. (HOLMBERG et al., 2017)

Analisando a indústria do Reino Unido, dentre os modos de desgaste, as maiores contribuições em custos que conseqüentemente, representam as maiores oportunidades para melhoria neste setor, são do desgaste abrasivo (63%), seguido pelo desgaste adesivo e por *fretting* (26%) e pelo desgaste erosivo e fadiga superficial (11%) (“Guide to Wear Problems and Testing for Industry”, 2001).

Dentre as áreas tecnológicas aplicáveis ao problema do desgaste está o desenvolvimento de novos materiais, onde o desenvolvimento e aplicação de revestimentos compósitos representa uma das possibilidades de melhoria das propriedades superficiais dos componentes, com o objetivo de aumentar a sua vida útil e atenuar as perdas energéticas causadas pelo atrito (HOLMBERG; ERDEMIR, 2017). Esses revestimentos são compostos, em geral, por misturas de carbonetos de elevada dureza e matrizes metálicas e possuem características de elevada resistência ao desgaste. Os principais sistemas de materiais utilizados são: WC-Co, WC-Ni, WC-Co-Cr, CrC-NiCr e Co-Cr-Si-Mo (DAVIS, 2004; PAWLOWSKI, 2008).

Entre os processos de aspersão térmica utilizados para deposição de revestimentos compósitos (como revestimentos de carbonetos de cromo ou tungstênio com matriz de Ni, NiCr ou Co) o processo de deposição por Chama de Alta Velocidade ou HVOF (do inglês *High-Velocity Oxy-fuel*) se destaca por produzir revestimentos com baixa porosidade, elevada adesão e maior retenção de carbonetos (JI et al., 2010; LIU; SHIEU; HSIAO, 2014). Apesar da extensa utilização dos revestimentos com base em WC, em temperaturas maiores que 450°C sofrem um processo de degradação que inviabiliza a sua aplicação (GUILMANY et al., 2006). Entretanto, os revestimentos de Cr₃C₂-NiCr, devido à sua alta estabilidade térmica, podem ser aplicados para promover o aumento da resistência ao desgaste e em uma faixa que vai da temperatura ambiente até os 850°C (GUILMANY et al., 2006; ZHANG; DONG; CHEN, 2017). Essas características fazem com que estes revestimentos tenham grande aplicabilidade em condições de altas temperaturas, abrasão, erosão e corrosão, como em rotores de bombas, palhetas de compressores e componentes de sistemas de caldeiras de leito fluidizado (MURUGAN et al., 2014; SZYMAŃSKI et al., 2015; VASHISHTHA; KHATIRKAR; SAPATE, 2017). Além disso, o processo HVOF é um dos possíveis candidatos para a substituição do processo de Eletrodeposição de Cromo Duro, o qual, apesar de amplamente utilizado, sofre restrições pela utilização de compostos de cromo hexavalente, que são carcinogênicos (GUILMANY et al., 2006).

Vários estudos apontam a influência das condições de aspersão térmica como os parâmetros de deposição (como vazão de combustível, taxa de alimentação de pó de matéria prima, distância entre peça e tocha, etc.) e os materiais utilizados na microestrutura, nas propriedades e no desempenho dos revestimentos em condições de desgaste (MURUGAN et al., 2014; XIE et al., 2017; ZHAO et al., 2004). Devido a esse fato, este trabalho tem o objetivo de avaliar a influência dos parâmetros de deposição do processo HVOF nas propriedades dos revestimentos de Cr₃C₂-25NiCr obtidos e na sua resistência ao desgaste.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência do fluxo e da proporção de combustível e oxidante do processo de aspersão térmica por HVOF de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ nas suas características mecânicas e de resistência ao desgaste por abrasão e erosão por impacto de partículas utilizando técnicas de caracterização microestrutural e aplicando testes de resistência ao desgaste.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência da razão e do fluxo de combustível e oxigênio da chama do processo de aspersão térmica HVOF na microestrutura e propriedades mecânicas dos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ através da análise de imagens obtidas pelas técnicas de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, difração de raios-x e medição de microdureza Vickers;
- Avaliar as relações entre as características de microestrutura e propriedades mecânicas dos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtidos por HVOF na resistência ao desgaste por abrasão e erosão por impacto de partículas utilizando os dados de perda de massa observada nos testes de resistência à abrasão por roda de borracha e erosão por impacto de partículas;
- Avaliar os mecanismos de desgaste observadas em corpos de prova de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtidos por HVOF submetidos aos ensaios de abrasão por roda de borracha e erosão por impacto de partículas através de análises de imagens das superfícies desgastadas obtidas por técnicas de microscopia e perfilometria ótica;
- Avaliar a resistência a erosão por impacto de partículas em condições de alta temperatura de trabalho de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtidos utilizando uma combinação de parâmetros de deposição otimizada através de medições de perda de massa após testes de erosão em alta

temperatura e avaliar os mecanismos de desgaste envolvidos através da análise de imagens da superfície desgastada dos corpos de prova obtidas por técnicas de microscopia.

1.2 JUSTIFICATIVA

A utilização de revestimentos compósitos compostos por misturas de carbonetos com fases metálicas é uma alternativa para o aumento da resistência ao desgaste e diminuição do atrito em sistemas mecânicos. Os processos de deposição por aspersão térmica são uma alternativa para a aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste. A compreensão da influência das condições de deposição (matérias primas, técnicas, parâmetros de deposição, etc.) de revestimentos compósitos é de grande importância para a otimização do desempenho dos revestimentos e para a eficácia e eficiência na manufatura e reparo de componentes revestidos.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

O Capítulo 1 apresenta uma introdução sobre o tema que aborda o problema dos fenômenos de fricção e desgaste, seu impacto no consumo de energia e recursos e, em seguida, o posicionamento deste trabalho dentro das soluções propostas para este problema. Posteriormente são apresentados os objetivos e a justificativa deste trabalho.

O Capítulo 2 consiste em uma fundamentação teórica sobre os temas relativos a este trabalho: o processo de deposição por HVOF, o sistema de materiais dos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e os modos e mecanismos de desgaste tratados neste trabalho.

O Capítulo 3 descreve a metodologia utilizada para atingir os objetivos deste trabalho. São descritos os procedimentos, materiais e equipamentos utilizados na deposição dos revestimentos, na preparação de amostras, na aplicação das técnicas de caracterização e na realização dos testes de resistência ao desgaste e análises.

O Capítulo 4 consiste na apresentação e discussão dos resultados obtidos.

O Capítulo 5 apresenta as conclusões obtidas através da discussão dos resultados obtidos.

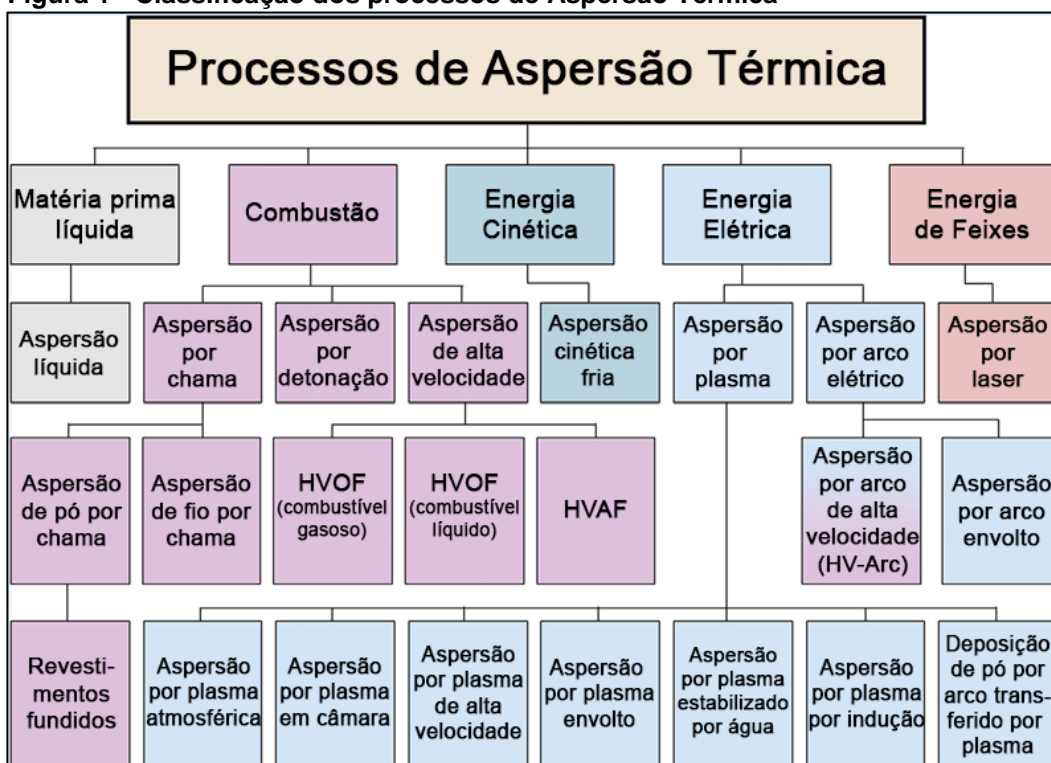
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR ASPERSÃO TÉRMICA

Os processos de deposição de revestimentos por aspersão térmica utilizam uma fonte de energia para formar um fluxo de gases, acelerando e impulsionando as partículas de matéria prima em direção à superfície a ser depositada. De maneira geral, a fonte de energia é utilizada para aquecer a matéria prima (utilizada nas formas de pó, fio ou barra) até o estado fundido ou semi-fundido formando um fluxo de gases e partículas de matéria prima aquecidas. A exceção são os processos denominados *cold spray*, em que as partículas de matéria prima não são aquecidas até a condição de semi-fundido, porém são considerados processos de aspersão térmica (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014).

Estes processos podem ser classificados em três categorias principais de acordo com as fontes de energia utilizadas: aspersão por chama (*flame spray*), aspersão por arco elétrico (*electric arc spray*) e aspersão por arco plasma (*plasma arc spray*) (DAVIS, 2004). A Figura 1 ilustra uma possível classificação dos processos de aspersão térmica, baseada principalmente nas fontes de energia e na forma da matéria prima utilizados em cada processo (HASHMI, 2014).

Figura 1 - Classificação dos processos de Aspersão Térmica

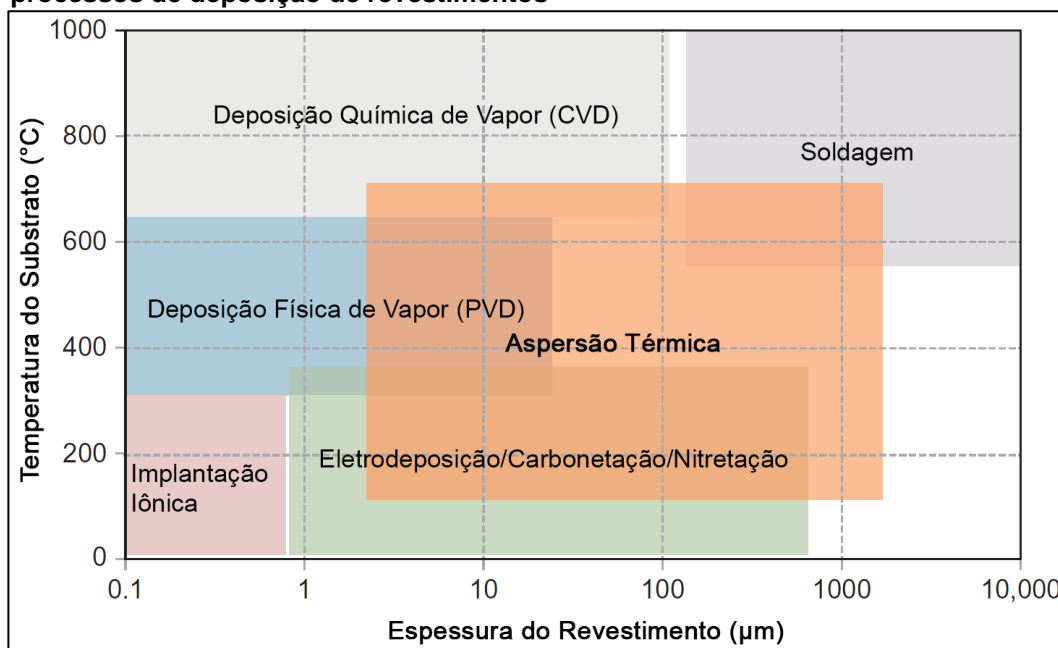


Fonte: adaptado de (HASHMI, 2014)

A união entre o revestimento e o substrato é formada pelo impacto das partículas contra a superfície aspergida. Dessa forma, o revestimento é formado pelo acúmulo de camadas subsequentes (DAVIS, 2004; ESPALLARGAS, 2015; PAWLOWSKI, 2008). Apesar dos processos de obtenção de revestimentos por soldagem estarem em conformidade com esta definição, somente o processo de Transferência por Arco Plasma (*Plasma Transferred Arc*) é usualmente classificado como um processo de aspersão térmica (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014).

As principais características dos métodos de aplicação de revestimentos, que são levados em conta na seleção do processo de deposição, são o tipo de material que podem ser depositados, a faixa de temperatura atingida pelo substrato durante o processo e a espessura de camada que pode ser atingida (ESPALLARGAS, 2015). A Figura 2 é um gráfico que compara vários processos de obtenção de revestimentos com relação as faixas de espessuras e temperatura do substrato obtidas.

Figura 2 - Comparação das temperaturas de substrato e espessuras atingidas pelos processos de deposição de revestimentos



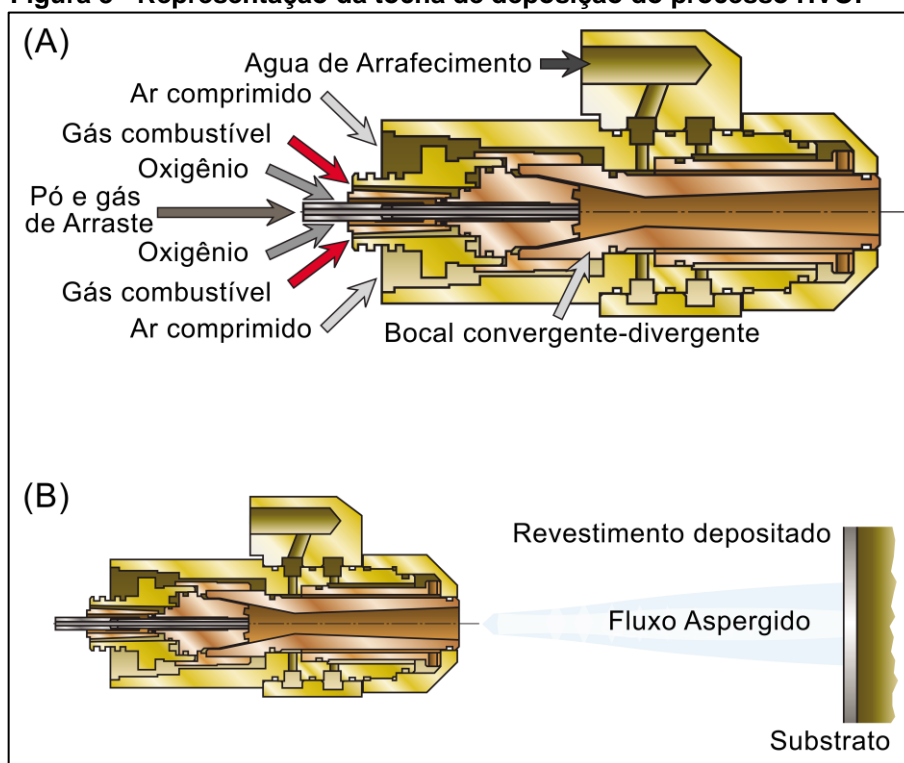
Fonte: adaptado de (ESPALLARGAS, 2015)

2.2 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF

O processo de deposição denominado Processo de Chama de Alta Velocidade ou HVOF (sigla do termo em inglês "*High-Velocity Oxy-fuel*") utiliza um fluxo de gases de combustão em alta velocidade para transportar e acelerar as partículas, assim fazendo-as colidir sobre o substrato, sobre o qual será formado o revestimento (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014; PAWLOWSKI, 2008).

A combustão ocorre em uma câmara pressurizada seguida por um bocal convergente-divergente (Figura 3A), o qual possibilita que o fluxo de gases atinja velocidades entre 1525 e 1825 m/s (DAVIS, 2004; FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). A Figura 3B é uma representação do processo de deposição por HVOF. É possível classificar as tochas utilizadas no processo HVOF entre dois tipos, de acordo com a faixa de pressão atingida dentro da câmara: tochas de "alta" pressão e de "baixa" pressão (DAVIS, 2004; FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). A Tabela 1 descreve algumas características que diferenciam os dois processos. A Figura 4 ilustra várias representações esquemáticas de configurações de tochas utilizadas no processo HVOF disponíveis comercialmente (DAVIS, 2004).

Figura 3 - Representação da tocha de deposição do processo HVOF



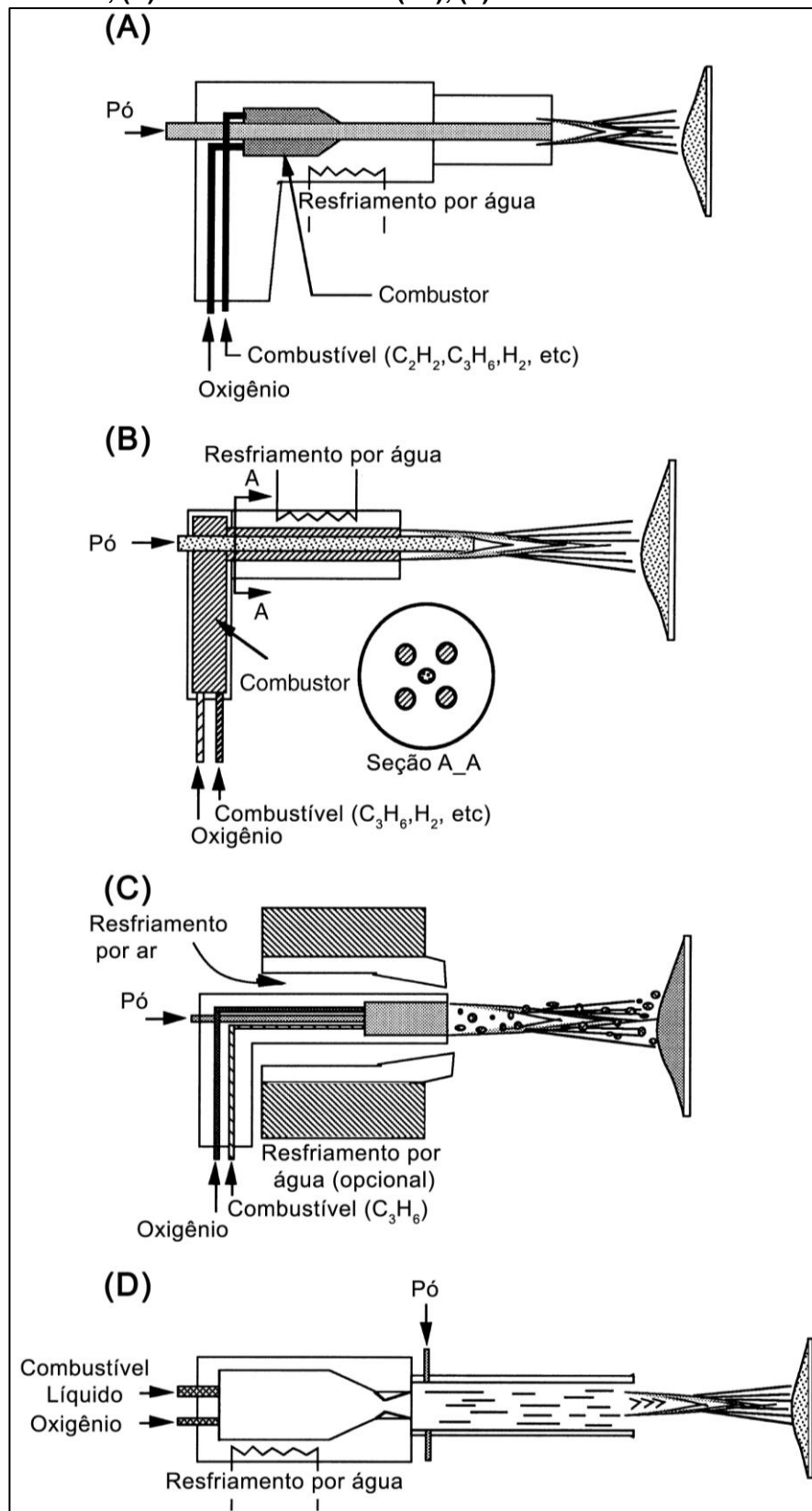
Fonte: adaptado de ("High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions", [s.d.]

Tabela 1 - Características dos tipos de tocha utilizados no processo HVOF

Tipo de Tocha	Pressão na Câmara	Combustível	Comburente
"Baixa" Pressão	0,24 – 0,6 MPa	hidrogênio, propano, metano, heptano, e outros gases proprietários	oxigênio, ar
"Alta" Pressão	0,62 – 0,82 MPa	querosene	ar

Fonte: adaptado de (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014)

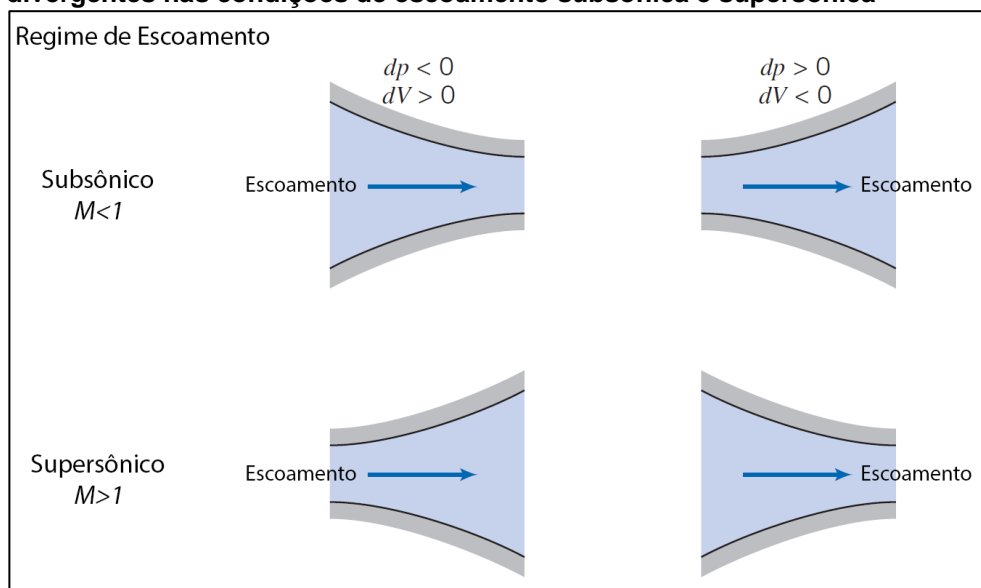
Figura 4 - Representação esquemática de várias tochas disponíveis comercialmente: (A) Praxair HV-2000; (B) Kennametal Stellite JetKote; (C) Sulzer Diamond Jet (DJ); (d) Praxair Tafa JP-5000



Fonte: adaptado de (DAVIS, 2004)

A Figura 5 é uma representação do efeito dos bocais convergentes e divergentes sobre o escoamento de um fluido em velocidade subsônica (velocidade de Mach menor que um) e supersônica (velocidade de Mach maior que um) (FOX; MCDONALD; PRITCHRAD, 2003). Enquanto a velocidade do fluxo é subsônica, a passagem por um bocal convergente causa a queda de pressão e aumento de velocidade, porém quando a velocidade se torna supersônica, o efeito contrário é observado, o bocal divergente passa a provocar o aumento da velocidade e queda de pressão (FOX; MCDONALD; PRITCHRAD, 2003).

Figura 5 - Comportamento da velocidade de fluxo em bocais convergentes e divergentes nas condições de escoamento subsônica e supersônica



Fonte: adaptado de (FOX; MCDONALD; PRITCHRAD, 2003)

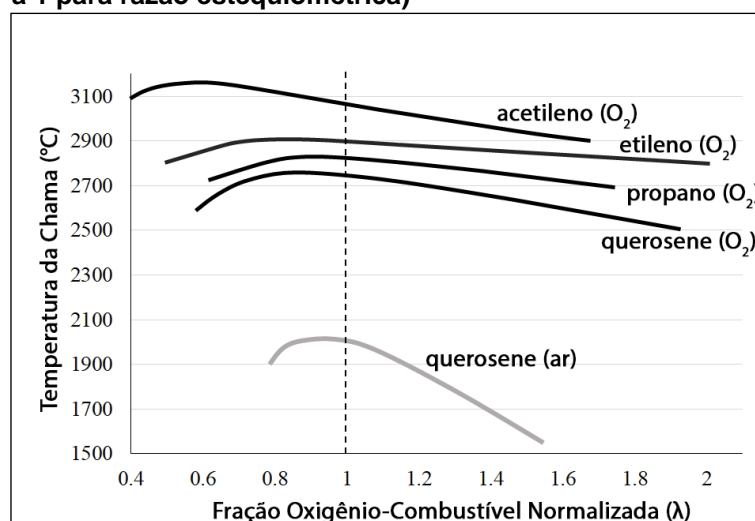
O tipo de combustível e a razão combustível-comburente são variáveis relevantes para o processo. A Tabela 2 descreve lista as propriedades termoquímicas dos principais tipos de combustíveis utilizados no processo HVOF. A Figura 6 ilustra a influência do tipo de combustível e da razão combustível-comburente normalizada na temperatura atingida pela chama para vários combustíveis utilizados nos processos de aspersão térmica por chama de alta velocidade.

Tabela 2 - Propriedades de diferentes combustíveis utilizados no processo HVOF a 20°C e 1atm (r = razão Oxigênio/Combustível em volume; ^A razão mássica)

Combustível	Temperatura máxima da chama (°C)	Calor de Combustão (MJ/m ³)	r máx.	r estequiométrico	Faixa de aplicação de r
Propano	2828	93,2	4,5	5,0	3,0-8,0
Propeno	2896	87,6	3,7	4,5	3,5-7,0
Hidrogênio	2856	10,8	0,42	0,5	0,3-0,6
Etileno	2924	59,5	2,4	3,0	2,0-5,0
Acetileno	3460	56,4	1,5	2,5	1,3-4,0
Querosene	cerca de 2900	37,3 MJ/l	2,9	3,4 ^A	2,8-4,8 ^A

Fonte: adaptado de (HASHMI, 2014)

Figura 6 - Influência do tipo de combustível e da fração combustível-comburente na temperatura da chama (λ igual à 1 para razão estequiométrica)



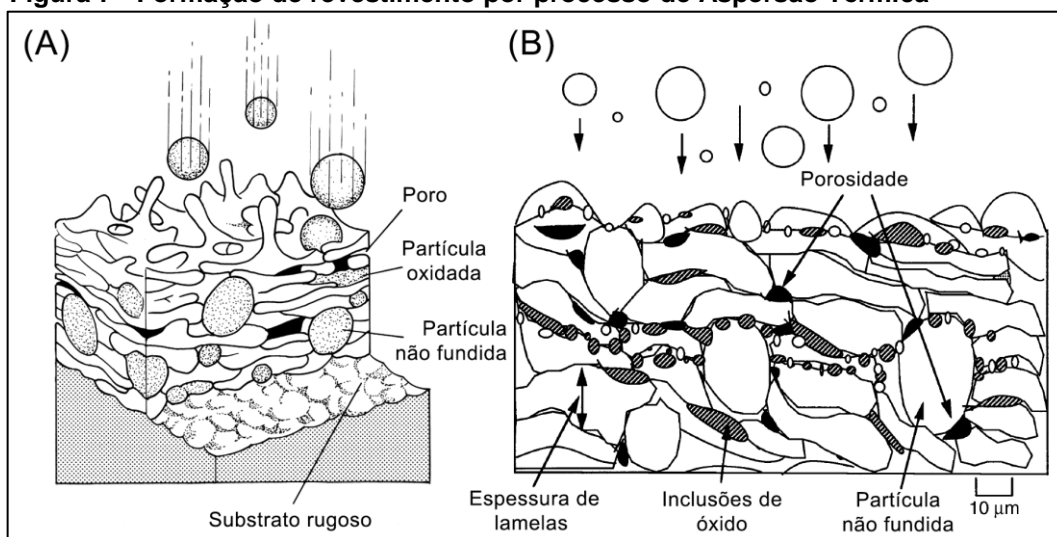
Fonte: adaptado de (JANKA, 2018)

2.3 FORMAÇÃO DE REVESTIMENTOS PELO PROCESSO HVOF

A formação dos revestimentos por aspersão térmica é um processo complexo onde as partículas totalmente ou parcialmente fundidas colidem sobre a superfície depositada deformando e se espalhando (Figura 7) (DAVIS, 2004). A temperatura atingida pelas partículas é influenciada principalmente pela temperatura da chama, pelas propriedades térmicas das partículas e pela transferência de calor da chama para as partículas (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). O termo utilizado para designar a formação achatada que é resultado da colisão de uma partícula (ou gotícula) é lamela (DAVIS, 2004; PAWLOWSKI, 2008). Durante a deposição, várias lamelas se sobrepõem aderindo e solidificando umas sobre as outras formando uma camada coesa (DAVIS, 2004). A estrutura formada pela sobreposição das lamelas é

chamada estrutura lamelar (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). Tipicamente, as espessuras de camada depositada por este processo estão na faixa de 100 à 500 μm , sendo atingida através da deposição de vários passes (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014).

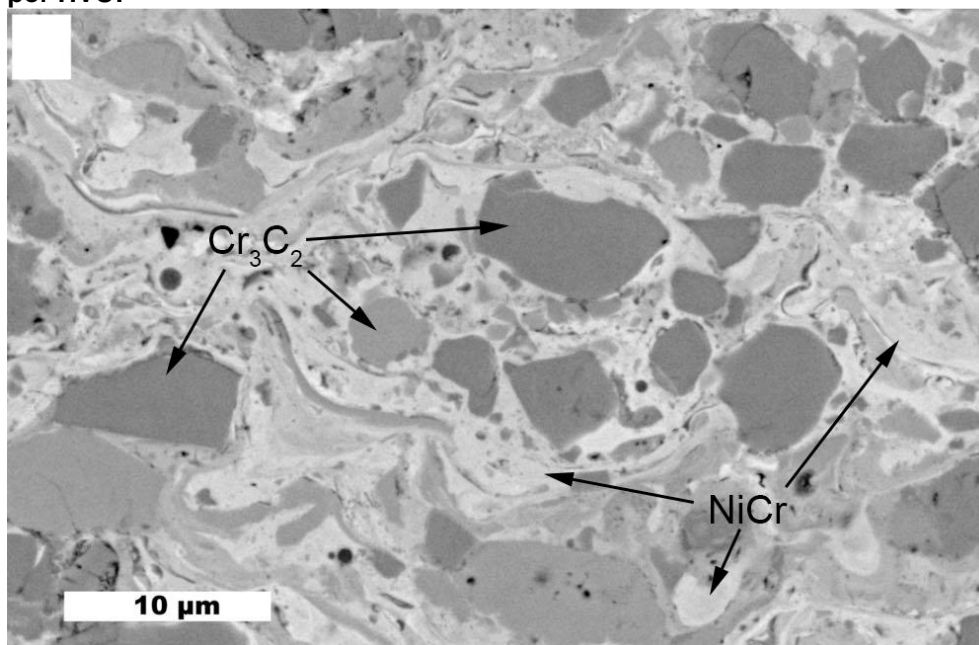
Figura 7 - Formação de revestimento por processo de Aspersão Térmica



Fonte: adaptado de (DAVIS, 2004)

Devido as elevadas taxas de resfriamento do processo de deposição HVOF, a microestrutura típica dos revestimentos do sistema de materiais $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ consiste na presença de carbonetos (Cr_3C_2) rodeados pela fase metálica (NiCr), esta última formada por uma mistura de fases amorfa e nanocristalina (MURTHY et al., 2010). A Figura 8 é uma imagem da seção transversal de um revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ obtido por HVOF que exemplifica a microestrutura típica deste tipo de revestimento. As áreas escuras correspondem a fase Cr_3C_2 e as claras correspondem à fase NiCr .

Figura 8 – Imagem da microestrutura de um revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtido por HVOF



Fonte: adaptado de (MATIKAINEN et al., 2017)

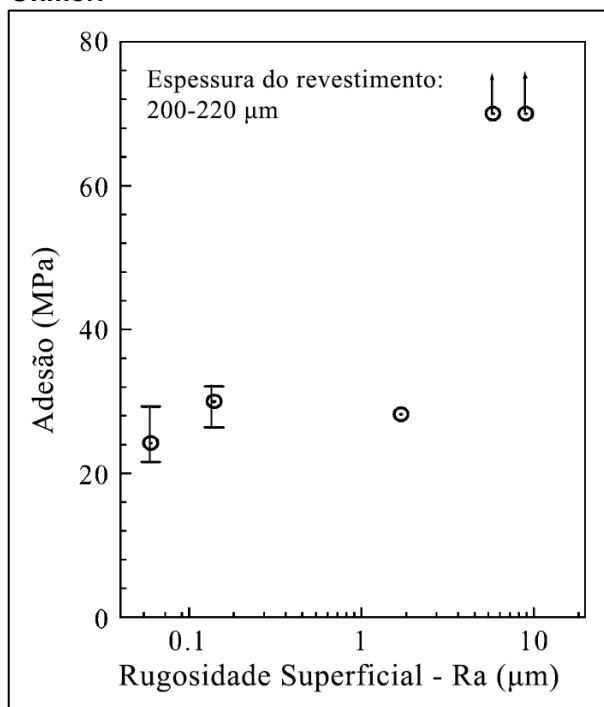
A presença de porosidade e formação de óxidos entre as lamelas são defeitos típicos encontrados em revestimentos aspergidos termicamente. Durante o transporte das partículas da tocha para a superfície a ser depositada, as partículas podem sofrer processos químicos como oxidação e perda do conteúdo de carbonetos (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). A razão combustível-comburente é o parâmetro mais influente sobre o processo de oxidação das partículas durante o transporte. Porém, deve-se observar que nem todo o processo de introdução de óxidos no revestimento ocorre durante a trajetória das partículas em direção ao substrato. O contato da região oxidante (região mais externa da chama) da chama também é uma causa de oxidação da superfície do revestimento já formado durante um repasse. Dessa forma um aumento do número de passes promove o aumento do conteúdo de óxidos no revestimento obtido.

Murugan et al. (2014) investigaram a influência dos parâmetros do processo HVOF nas características do revestimento WC10Co4Cr depositado por HVOF. Os parâmetros investigados foram: a vazão de oxigênio, a vazão de combustível, a taxa de alimentação de pó e a distância entre peça e bocal. Murugan et al. observaram que a dureza dos revestimentos é inversamente proporcional à sua porosidade e que a vazão de oxigênio foi o parâmetro mais influente sobre estas características. (MURUGAN et al., 2014)

As condições da superfície do substrato a ser depositado por aspersão térmica (principalmente a rugosidade superficial) exercem grande influência na aderência do revestimento, influenciando o intertravamento mecânico, e as ligações física e metalúrgica geradas na interface entre o revestimento e o substrato (WANG, Y.-Y.; LI; OHMORI, 2005). Wang, Li e Ohmori (2005) observaram a formação de uma ligação adesiva efetiva entre um revestimento WC-Co depositado por HVOF sobre uma amostra polida de aço de baixo carbono, que contribui, portanto, juntamente com a ligação física (e possivelmente metalúrgica), na aderência entre revestimento e substrato. Porém o mesmo não foi observado em revestimentos metálicos de NiCrBSi, onde não ocorreu a formação de uma ligação adesiva efetiva. Também foi observado, através da análise da composição na seção transversal da interface entre revestimento e substrato, que não ocorreu a formação de uma ligação metalúrgica através da interdifusão atômica durante o processo de deposição do revestimento WC-Co por HVOF. Desse fato, Wang, Li e Ohmori (2005) concluíram que a ligação física entre as partículas aspergidas e o substrato de aço carbono desempenhou o papel principal na aderência do revestimento, juntamente com o efeito de intertravamento mecânico. A ligação física é resultado da pressão de impacto das porções sólidas das partículas semifundidas juntamente com o contato da porção líquida impelida contra a superfície do substrato, que como resultado possibilita o surgimento de forças de Van der Waals entre a partícula aspergida e o substrato (WANG, Y.-Y.; LI; OHMORI, 2005).

A Figura 9 apresenta a influência da rugosidade superficial do substrato na aderência dos revestimentos WC-Co observada por Wang, Li e Ohmori (2005). Quando a rugosidade média superficial (R_a) do substrato está abaixo de $1,7\mu\text{m}$ a adesão se manteve na faixa de 25 a 40MPa. Porém, quando a rugosidade superficial média foi maior que $5,8\mu\text{m}$, os revestimentos atingiram o limite de medição do teste determinado pela resistência da cola epóxi utilizada na fixação da amostra para o teste de tração), assim atingindo valores de aderência superiores à 70MPa.

Figura 9 - Influência da rugosidade superficial do substrato na adesão dos revestimentos WC-Co obtidos por HVOF observada por Wang, Li e Ohmori

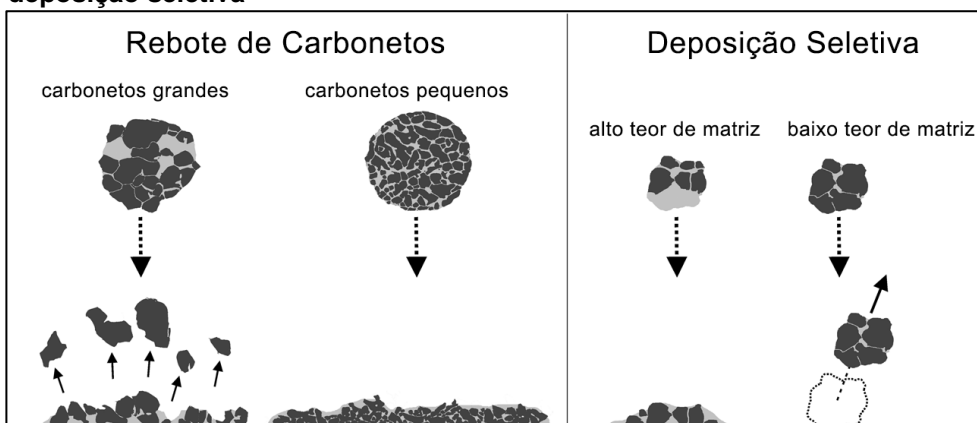


Fonte: adaptado de (WANG, Y.-Y.; LI; OHMORI, 2005)

2.3.1 Perda do conteúdo de Carbonetos durante a Aspersão por HVOF

A perda do conteúdo de carbonetos também é um importante processo químico que ocorre na deposição de revestimentos por aspersão térmica por chama de alta velocidade. Matikainen et al. (2017) observaram três mecanismos de perda do teor de carbonetos durante a deposição por HVOF. São eles: o desprendimento de grãos de Cr_3C_2 durante o achatamento da partícula ao ser depositada (*carbide rebounding*), a deposição seletiva de partículas com maior teor de matriz metálica e a perda por dissolução de carbonetos. Matikainen et al. (2017) apontaram o mecanismo de rebote seletivo de partículas durante a aspersão por HVOF e HVOF (sigla de “*High Velocity Air Fuel*”, processo similar ao HVOF, porém utilizando ar como fonte de oxigênio) como mecanismo de perda de carbonetos dominante, sendo este agravado quando utilizados pós aglomerados e sinterizados como matéria prima e estes possuírem alta porosidade intergranular e tamanho de carbonetos relativamente grande. A Figura 10 é uma representação dessas formas de perda de carbonetos durante a deposição.

Figura 10 - Representação da perda de carbonetos por desprendimento e deposição seletiva

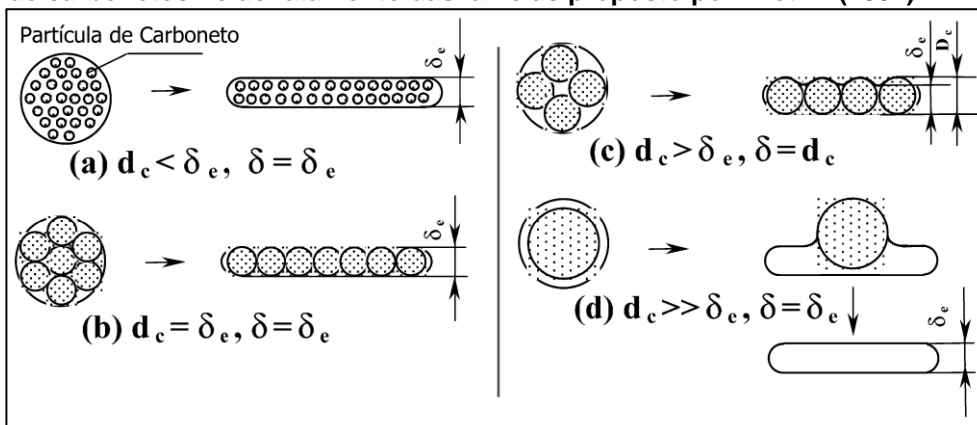


Fonte: adaptado de (MATIKAINEN et al., 2019)

O estudo de Li et al. (2002) se dedica a analisar o processo perda de carbono do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ durante a sua aspersão pelo processo HVOF. Este estudo aponta o desprendimento de carbonetos como sendo o mecanismo de perda de carbonetos dominante. Neste estudo foi observada a influência da espessura das lamelas formadas durante o processo de deposição na perda de carbonetos por desprendimento. Foi apontado que o processo de perda de carbonetos por desprendimento é afetado pelo tamanho de partículas, pelo estado de fusão e pela velocidade da partícula aspergida. (LI et al., 2002)

Li et al (2002) elaboraram um modelo (ver Figura 11) que demonstra a influência do tamanho de carbonetos no achatamento das lamelas aspergidas formadas por duas fases: líquida (matriz metálica) e sólida (carbonetos). No caso apontado na Figura 11a, em que os diâmetros dos carbonetos (d_e) são relativamente menores, a espessura da lamela (δ) é influenciada principalmente pela velocidade das partículas e pelo estado de fusão (fração de material fundido) das mesmas, e a espessura das lamelas será próxima à espessura teórica (δ_e). Já nos casos “b” e “c”, o tamanho de carbonetos desempenha influência dominante na espessura de lamelas obtida. No caso “d”, o tamanho dos carbonetos é o maior em relação aos casos anteriores e a espessura das lamelas é dominada pela deformação da matriz líquida. Neste último caso a perda de carbonetos por desprendimento é maior. Através deste modelo o estudo de Li et al. (2002) explicou a diminuição do tamanho médio dos carbonetos dos revestimentos em relação ao tamanho médio presente no pó utilizado como matéria prima.

Figura 11 - Representação esquemática do modelo de influência do tamanho de carbonetos no achatamento das lamelas proposto por Li et Al (2002)



Fonte: adaptado de (LI et al., 2002)

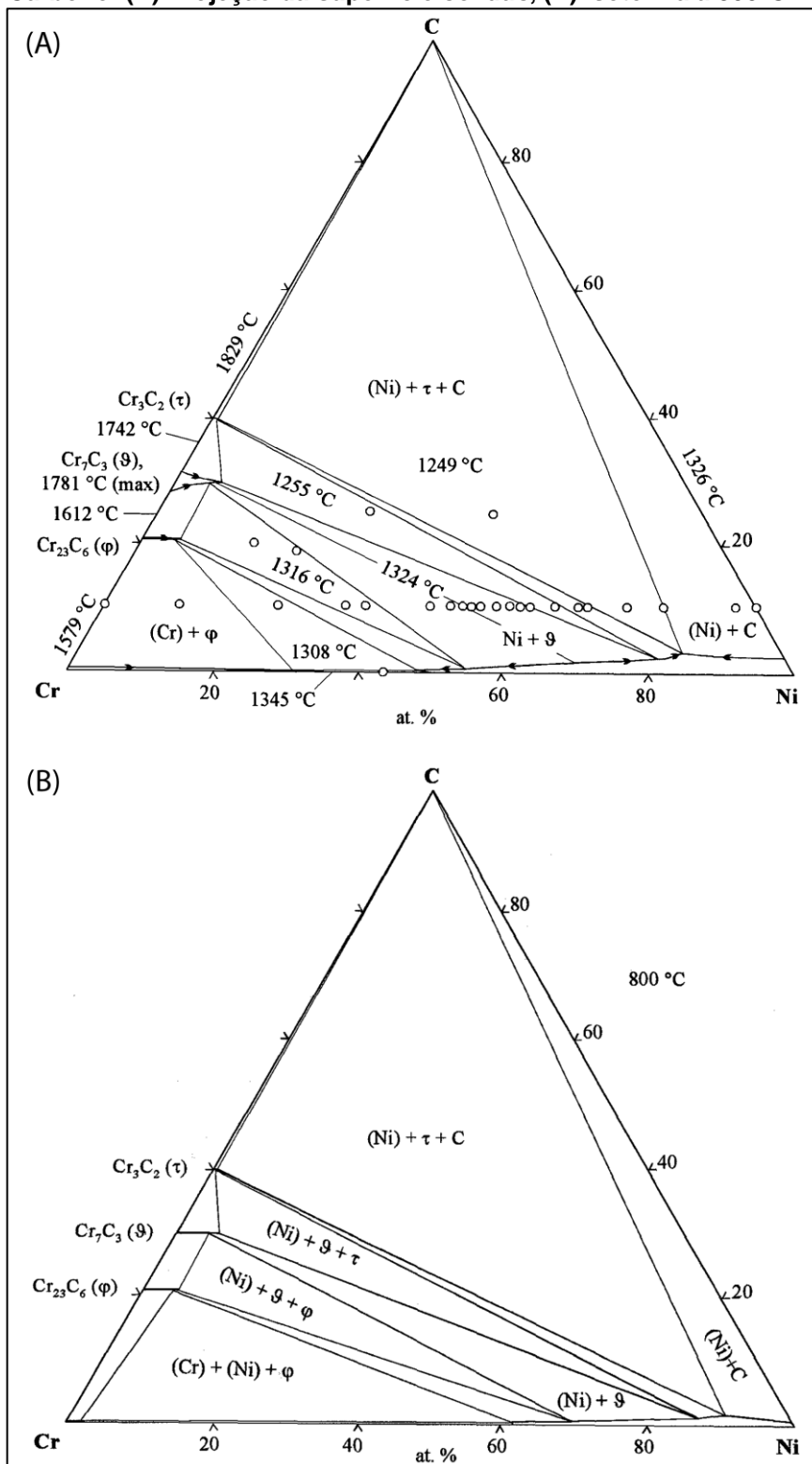
2.4 O SISTEMA DE MATERIAIS $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$

O diagrama de equilíbrio do sistema Cr-C aponta três compostos intermetálicos: Cr_3C_2 (ortorrômbico), Cr_7C_3 (ortorrômbico) e o Cr_{23}C_6 (cúbico) (VELIKANOVA; BONDAR; GRYSIV, 1999). A forma Cr_3C_2 é a mais desejável para aplicações em revestimentos compósitos resistentes ao desgaste devido a sua dureza mais elevada (SARIN, 2014). A utilização de carbonetos do sistema CrC juntamente com matrizes metálicas advém da elevada molhabilidade que estes carbonetos apresentam em relação aos metais no estado líquido (JANKA, 2018).

A estabilidade química do carboneto Cr_3C_2 é muito superior ao WC, assim os revestimentos baseados em Cr_3C_2 substituem os baseados em WC em aplicações de alta temperatura (SARIN, 2014). Além disso o carboneto na forma Cr_3C_2 possui coeficiente de expansão térmica semelhante ao da fase ferrítica do aço, o que contribui para as características de desempenho dos revestimentos baseados nesse carboneto, particularmente quando são aplicados em altas temperaturas. Dessa forma os revestimentos do sistema de materiais $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ são extensivamente utilizados em aplicações de alta temperatura ou em ambientes corrosivos (JANKA, 2018).

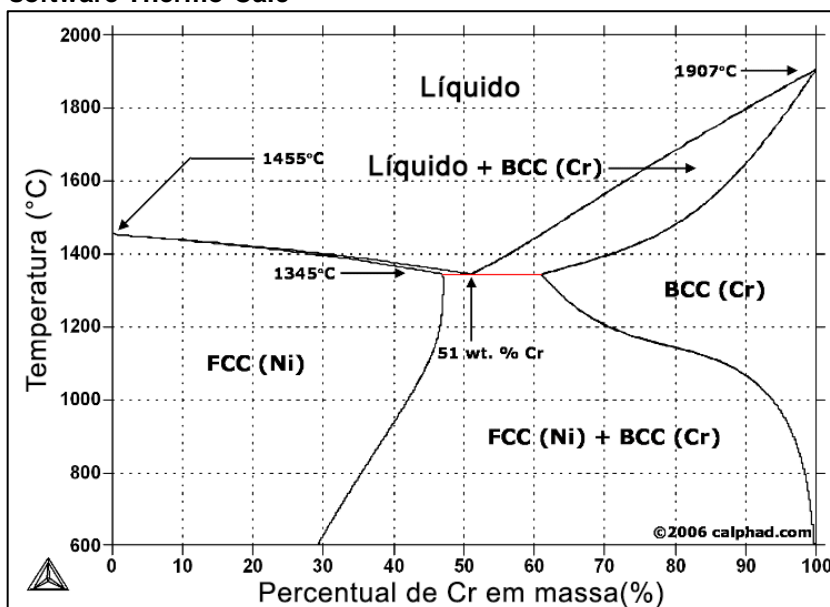
Os diagramas ternários de projeção da superfície *solidus* e da isoterma a 800°C do sistema de materiais Cr-Ni-C (VELIKANOVA; BONDAR; GRYSIV, 1999) estão representados na Figura 12. A Figura 13 é o diagrama de fases do sistema de materiais Cr-Ni. A composição 80Ni20Cr é utilizada comumente em pós de revestimentos compósitos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ para aspensão térmica.

Figura 12 - Diagrama ternário do sistema de materiais Cromo-Níquel-Carbono: (A) Projeção da superfície *solidus*, (B) Isoterma à 800 °C



Fonte: adaptado de (VELIKANOVA; BONDAR; GRYSIV, 1999)

Figura 13 - Diagrama de Fases do Sistema Cr-Ni obtido através do software Thermo-Calc



Fonte: adaptado de ("Nickel-Chromium (Ni-Cr) Phase Diagram", [s.d.]

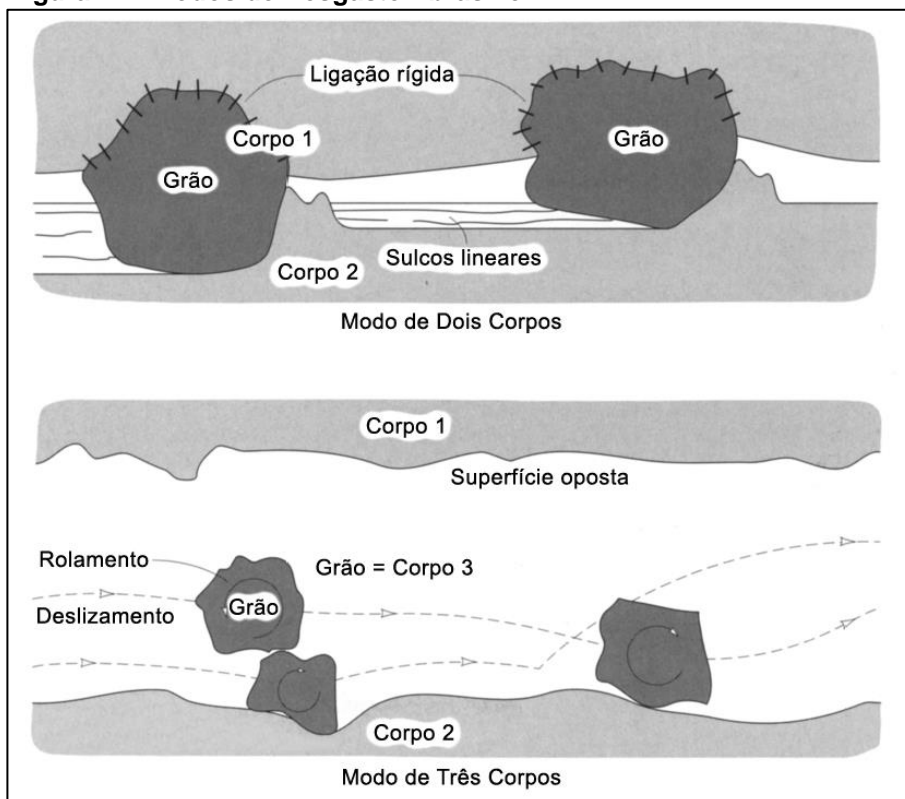
2.5 PROCESSOS DE DESGASTE POR ABRASÃO E EROSÃO

2.5.1 Desgaste por Abrasão

O desgaste abrasivo pode ser definido como a perda de material causada pelo contato em movimento relativo entre a superfície sendo desgastada e a superfície de outro corpo ou partícula. No caso, onde o desgaste é causado pelo contato da superfície sendo desgastada contra a superfície de um corpo, o modo de desgaste abrasivo é chamado de dois corpos. No caso de o desgaste ser causado pelo escorregamento ou rolamento de partícula contra a superfície sendo desgastada o modo de desgaste abrasivo é chamado de três corpos (Figura 14). (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006)

O processo de desgaste abrasivo de três corpos pode ser categorizado como de baixa tensão (*low-stress abrasion*) ou de alta tensão (*high-stress abrasion*). Na abrasão de baixa tensão as partículas permanecem, geralmente, inalteradas durante a interação com a superfície a sofrer o desgaste. A abrasão de alta tensão é caracterizada pela ocorrência de fratura das partículas abrasivas durante a sua interação com a superfície, sendo causadas pela aplicação de cargas elevadas. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)

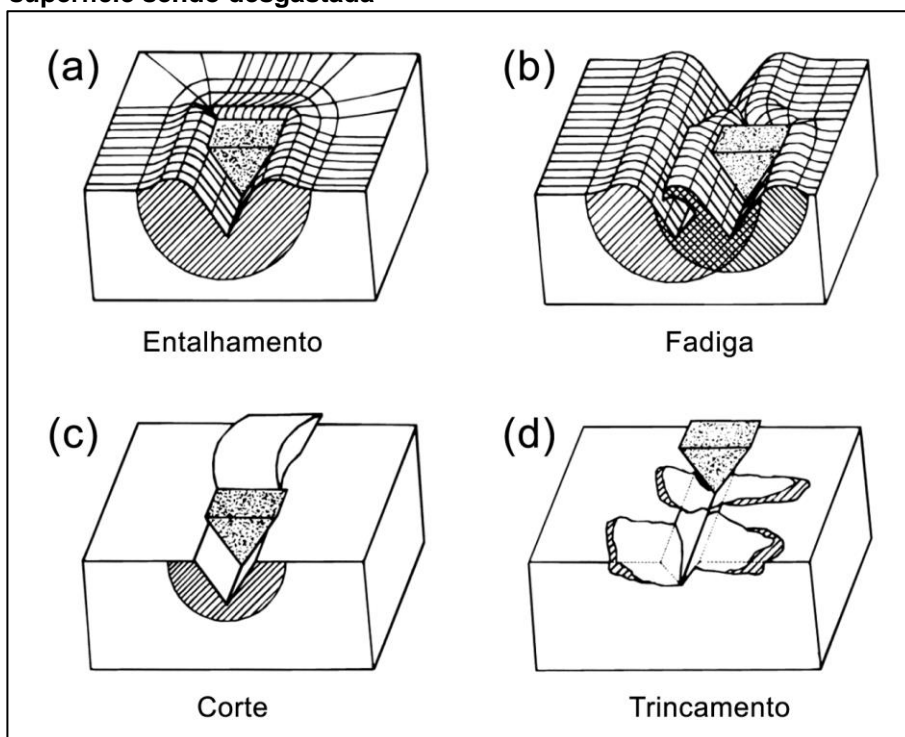
Figura 14 - Modos de Desgaste Abrasivo



Fonte: adaptado de (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006)

Os tipos de interações mais comuns encontrados no desgaste abrasivo causado por partículas (abrasão de três corpos) estão ilustrados na Figura 15. No entalhamento (*ploughing*) a superfície desgastada deforma plasticamente ao entorno da partícula abrasiva, onde não existe remoção de material, porém, quando esta interação ocorre repetidas vezes, pode ocorrer a perda de material da superfície altamente deformada plasticamente por fadiga de baixo ciclo (Figura 15B). Na interação de corte (*cutting*), ilustrada na Figura 15C, a perda de material ocorre de maneira semelhante a usinagem com ferramentas de geometria não definida, onde o grão abrasivo causa a deformação plástica do material até sua ruptura causando assim o arrancamento de material. Quando o material que está sofrendo desgaste abrasivo é frágil e, portanto, incapaz de absorver a energia da abrasão através da deformação plástica, ocorre o processo de formação de microtrincas (Figura 15D). (GAHR, 1998)

Figura 15 - Tipos de interações mais comuns entre a partícula e a superfície sendo desgastada



Fonte: adaptado de (GAHR, 1998)

Na maioria das aplicações é observado que o desgaste abrasivo de três corpos é causado por uma combinação de vários tipos de interações entre a superfície sendo desgastada e as partículas, de forma que se torna difícil a análise de um sistema mecânico complexo, onde vários processos ocorrem simultaneamente, em um grupo limitado de categorias. (JANKA, 2018)

2.5.2 Desgaste de Revestimentos Cr_3C_2 -NiCr por Abrasão de Três Corpos

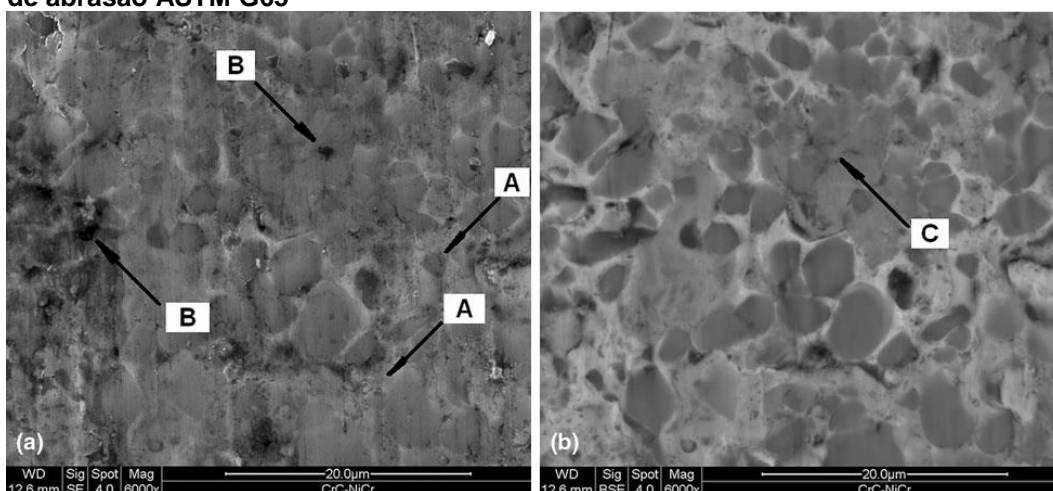
A resistência a abrasão dos revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr está relacionada, entre outros fatores, ao tamanho médio, à distribuição e ao teor dos carbonetos e a força de ligação entre carbonetos e matriz. A diminuição do tamanho de carbonetos provoca uma melhor ligação entre carbonetos e matriz, e se estes estão distribuídos uniformemente no revestimento, acarreta o aumento da resistência a abrasão. (JI et al., 2006)

Alguns estudos observaram que a fase metálica dos revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr sofre desgaste preferencial em condições de desgaste abrasivo de três corpos (JI, G. C. et al., 2006; JI, G.-C. et al., 2010(MURTHY; VENKATARAMAN, 2006). Ji et

al. (2006) observaram que o desgaste dos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ provocado pelo teste de abrasão por roda de borracha ocorre em duas etapas: a remoção preferencial da fase metálica NiCr e conseqüentemente exposição dos carbonetos ao desgaste e posterior remoção dos carbonetos por fratura ou desprendimento. A partir dessa observação, conclui-se que uma melhoria da dureza da fase metálica aliada ao aumento da ligação entre carbonetos e matriz poderia melhorar a resistência a abrasão do revestimento (Ji et al., 2006).

Ji et al. (2006) aponta a precipitação dos carbonetos na forma Cr_{23}C_6 na matriz de NiCr pela perda de carbono da fase Cr_3C_2 como uma possibilidade de aumento da resistência à abrasão da matriz. Esta dissolução dos carbonetos na matriz ocorre durante o processo de deposição e é mais acentuada nos revestimentos com menor tamanho de carbonetos. No entanto, Kašparová, Zahálka e Houdková (2011) não observaram sinais de desgaste preferencial da fase matriz em testes de abrasão semelhantes realizados com revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, ao invés disso foi observado um riscamento uniforme (indicado pelas setas “A” na Figura 16), onde ocorreu um mecanismo de desgaste similar à usinagem por abrasivos. Apesar disso, ocorreu o desprendimento de carbonetos em alguns pontos da superfície desgastada (observado nas regiões apontadas pelas setas “B”). Também foi observada a formação de trincas na direção perpendicular ao riscamento das partículas abrasivas (indicado por “C”).

Figura 16 - Imagem do desgaste observado em revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ após teste de abrasão ASTM G65



Fonte: adaptado de (KAŠPAROVÁ; ZAHÁLKA; HOUDKOVÁ, 2011)

Vários estudos com o objetivo de comparar o desempenho dos revestimentos compósitos de metal duro. A grande maioria destes estudos utiliza equipamentos baseados na norma ASTM G65, a qual busca reproduzir uma condição de abrasão de três corpos de baixa tensão. (JANKA, 2018) A seção 3.5 descreve este teste com mais detalhes.

2.5.3 Desgaste Erosivo por Colisão de Partículas

O termo desgaste erosivo por partículas se refere a uma variedade de processos de desgaste onde partículas relativamente pequenas colidem sobre componentes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006). Esta definição se baseia em considerações práticas e não em critérios de uma definição fundamental de erosão (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006). Como no desgaste abrasivo, os mecanismos de desgaste erosivo envolvem uma combinação de deformação plástica e fratura frágil (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

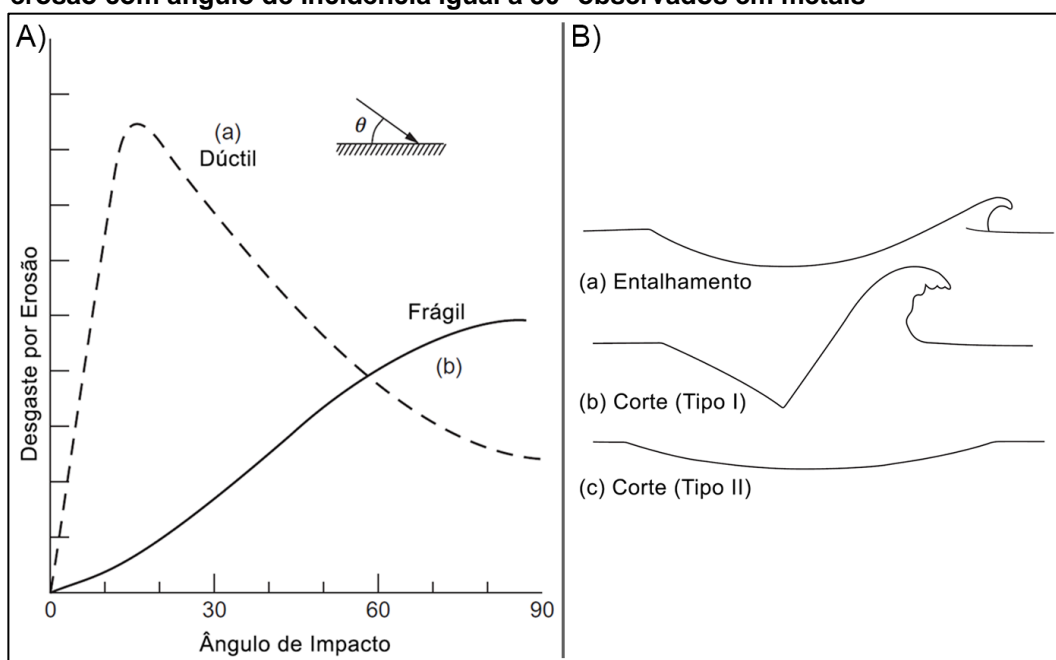
O desgaste erosivo por partículas envolve vários mecanismos de desgaste, que são influenciados, entre outros fatores, pelo material das partículas, pelo ângulo de colisão, pela velocidade de impacto, tamanho de partículas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006), pelo seu formato e orientação (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

A Figura 17A ilustra a influência do ângulo de impacto das partículas na taxa de remoção de material por erosão de materiais dúcteis e frágeis. Quando o ângulo de colisão é baixo e o material é dúctil, pode ocorrer um processo severo de desgaste e os mecanismos de desgaste são semelhantes aos do desgaste por abrasão. Se o material for frágil, a máxima taxa de remoção de material ocorrerá em ângulos próximos ao de 90°. (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006)

Nos metais dúcteis, o entalhamento e a microusinagem (ou microcorte) ocorrem em ângulo de impacto baixos, enquanto que em ângulos altos os mecanismos de desgaste consistem na fadiga de baixo ciclo, na concentração de deformação plástica e na formação de plaquetas (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Hutchings e Shipway (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017) apontam três tipos de danos causados à superfície de materiais dúcteis em erosão de baixo ângulo. Partículas arredondadas deformam a superfície do material causando perda de massa pelo destacamento de material com alta deformação (representação “a” da Figura 17B).

Quando partículas angulares colidem sobre a superfície de um material dúctil, a depender de sua orientação e da sua rotação, podem causar deformações no formato de “lábios” que são vulneráveis a remoção por impactos posteriores (representação “b” da Figura 17B) ou remover diretamente o material por usinagem (representação “c” da Figura 17B). Esse último caso ocorre com menos frequência devido à combinação de fatores de formato, orientação e rotação das partículas se situar numa faixa mais estreita das possibilidades de impacto.

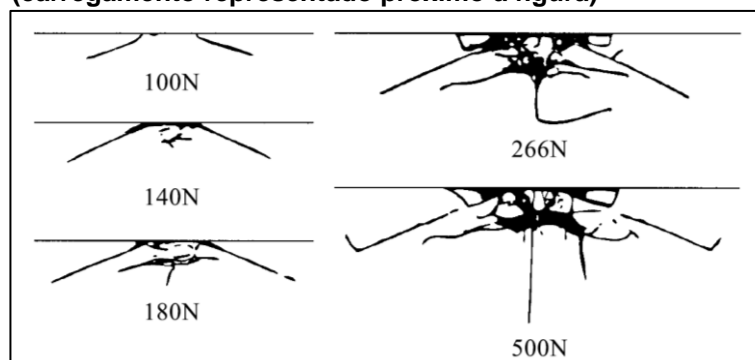
Figura 17 - A) Influência do ângulo de colisão (θ) das partículas na taxa de desgaste erosivo em materiais dúcteis (a) e frágeis (b); B) Mecanismos de desgaste por erosão com ângulo de incidência igual a 30° observados em metais



Fonte: adaptado de (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)

Nos materiais frágeis, o mecanismo de desgaste por erosão pode ser explicado pela mecânica de fraturas elasto-plásticas que envolve a formação e propagação de trincas laterais formadas na região subsuperficial. (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017) Na maior parte das aplicações a perda de massa por erosão frágil se dá pela interseção das trincas laterais com a superfície do material. Quando as partículas são mais dúcteis e arredondadas, a formação de trincas é semelhante a observada na indentação de materiais frágeis por endentadores esféricos (Figura 18) (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Figura 18 - Representação da formação de trincas hertzianas em material frágil por endentador esférico (carregamento representado próximo à figura)



Fonte: adaptado de (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006)

2.5.4 Desgaste de Revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ por Erosão causada por Colisão de Partículas

Zhang, Dong e Chen (2017) avaliaram a influência das condições de erosão na taxa de remoção de material de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$. Os testes de erosão foram realizados à temperatura ambiente. Neste estudo, foi observado que para espessuras superiores a 120 μm não existe variação significativa na taxa de remoção de material por erosão em relação à espessura do revestimento. Os revestimentos erodidos nos testes apresentaram uma combinação de características dúctil e frágil, onde a característica frágil prevaleceu. A presença de sulcos e deformações em formato de lábios nas amostras erodidas indicou a ocorrência de desgaste por microcorte (*microcutting*) e microindentação (*microploughing*). O mecanismo de microcorte prevaleceu no ângulo de colisão de 30°, enquanto que a formação e fratura dúctil de deformações no formato de lábios prevaleceu no ângulo de 60°. A maior taxa de remoção de material obtida nos testes foi obtida no ângulo de colisão de 60°. A taxa de remoção de material foi maior no ângulo de colisão de 30° que no de 90°.

Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017) também observaram a combinação de comportamentos dúctil e frágil nos testes de erosão realizados sobre revestimentos compósitos (entre eles o $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$). Porém, seu estudo avaliou a influência da velocidade de partícula neste comportamento e observou variações dos mecanismos de desgaste em relação a esta variável. Nas amostras submetidas aos testes de erosão, quando o ângulo de impacto foi igual 30° e a velocidade de partículas igual à 30m/s, foram observados sinais de mecanismos de desgaste tipicamente dúcteis, como a formação de crateras e deformações em formato de lábios. Já para a

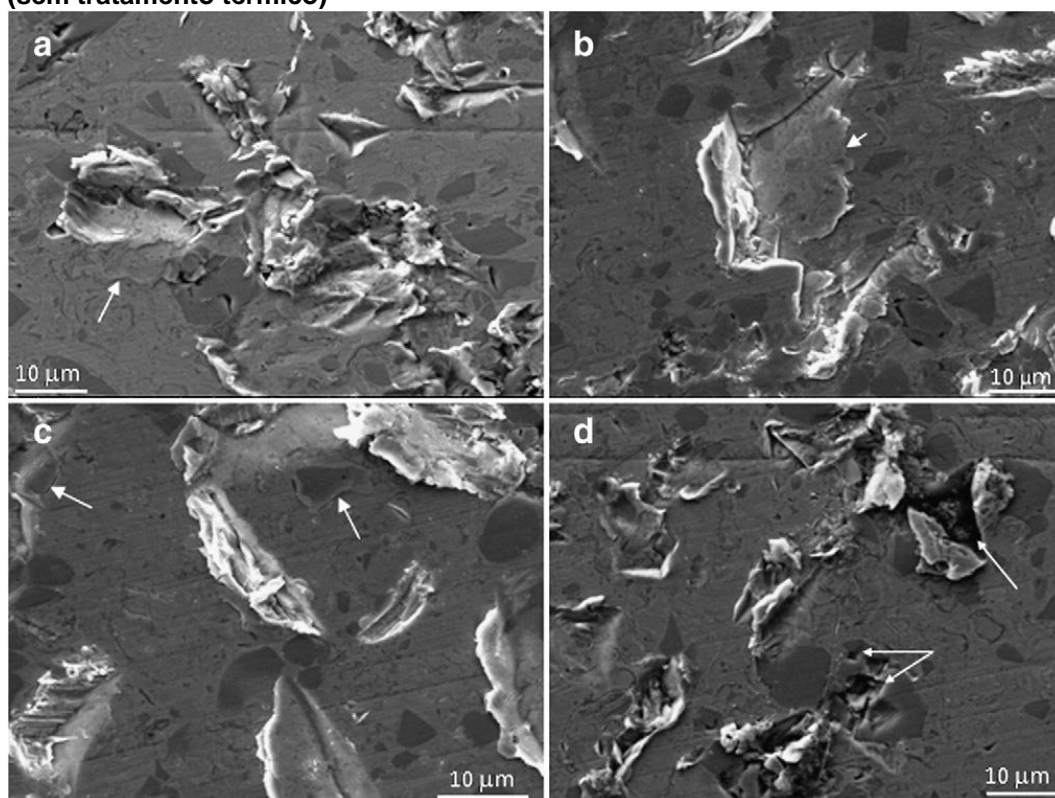
velocidade de 90m/s e o mesmo ângulo de colisão, o mecanismo de desgaste por microcorte (*microcutting*) foi predominante. Quando aplicada velocidade de partículas igual a 90m/s e direção de colisão normal à superfície, foi detectada grande quantidade de trincas superficiais e subsuperficiais. A formação de trincas ocorreu pela acumulação de deformações localizadas da fase metálica pelo impacto das partículas e pela formação de trincas Hertzianas. Os contornos entre lamelas, entre carbonetos e matriz metálica e porosidades foram regiões preferenciais para a formação de trincas.

Wang et al. (2011) compararam o comportamento de desgaste dos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-40NiCr}$ quando submetidos ao desgaste erosivo. Foi observado que a maior fração de matriz NiCr acarretou a menor taxa de remoção de material observada no revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-40NiCr}$ em relação ao $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. Essa observação foi atribuída a maior capacidade de absorção de energia do impacto das partículas da matriz metálica, evitando o surgimento de regiões de tensão localizada que resultariam na formação de trincas.

Murthy et al. (2010) avaliaram a influência do tratamento térmico (*annealing*) de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-50NiCr}$ na sua resistência a abrasão. Os tratamentos térmicos foram realizados à 400, 600 e 800°C pelo tempo de 90 minutos cada. Foi observado que a resistência à erosão não está relacionada a dureza isoladamente e que o aumento da temperatura do tratamento térmico provoca transformações que promovem o aumento da resistência a erosão. Este efeito foi observado até a temperatura de 600°C, porém quando a temperatura de 800°C foi utilizada o revestimento apresentou aumento da taxa de remoção de material nos testes de erosão. Murthy et al. (2010) explicaram a maior taxa de remoção de material dos revestimentos na condição de como aspergidos pela baixa ductilidade de sua matriz metálica e conseqüente formação precoce de trincas causadas pela presença de fase amorfa, e pela baixa coesão entre as lamelas observada pela baixa tenacidade à fratura. Para a melhor compreensão dos mecanismos de desgaste, Murthy et al. (2010) submeteram as amostras à testes de desgaste por colisão por partículas na direção normal por curta duração (10 segundos). Dessa forma foi possível observar a morfologia das regiões de impacto de partículas isoladas. A Figura 19 é uma composição de imagens da superfície das amostras após o ensaio de curta duração. Podem ser observadas regiões com endentações formadas pelas colisões afetando tanto a matriz de NiCr como a fase Cr_3C_2 (indicadas pela seta dupla da Figura 19d).

Em algumas crateras pode ser observado a formação de deformações em formato de “lábios” como nas Figura 19a e b. Também foi observado a formação de trincas entre as fases Cr_3C_2 e NiCr (como nas regiões apontadas pelas setas da Figura 19c). Nas Figura 19b e c, Murthy et al. (2010) observaram evidências de perda de massa pelos mecanismos de corte e entalhamento, embora esses mecanismos observados mais comumente em ângulos de incidência oblíquos, os autores atribuíram esses mecanismos à ocorrência de interações entre as partículas próximas a superfície que podem desviá-las para ângulos de incidência oblíquos.

Figura 19 – Imagens de áreas desgastadas por impacto de partículas em amostras de revestimentos Cr_3C_2 -50NiCr obtidos por HVOF na condição de como aspergido (sem tratamento térmico)

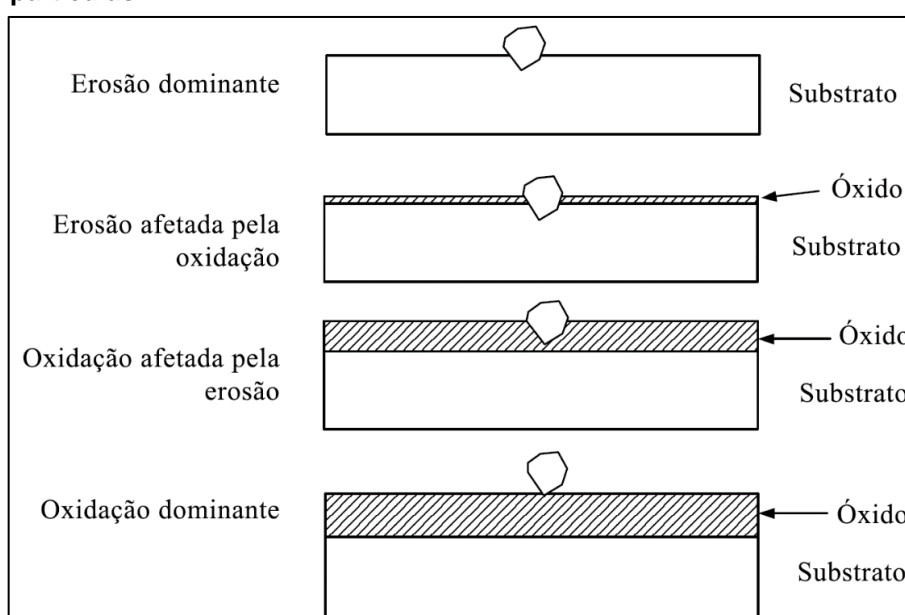


Fonte: (MURTHY et al., 2010)

2.5.5 Desgaste de Revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ por combinação de Erosão e Corrosão

O processo de desgaste por combinação de erosão e oxidação pode ser classificado, de maneira geral, nos quatro regimes representados na Figura 20 (STEPHENSON; NICHOLLS, 1993; SUNDARARAJAN; MANISH, 1997). No regime de erosão dominante, devido a condições desfavoráveis para a formação de camadas de óxido, a ocorrência de oxidação tem influência negligenciável no desgaste causado pelo processo de erosão. Por outro lado, no regime de oxidação dominante, a degradação do revestimento é causada somente pelo processo de oxidação, enquanto o desgaste causado pelo impacto das partículas é negligenciável. Nos regimes intermediários, o processo de degradação é resultante da interação dos processos de oxidação e erosão pelo impacto das partículas.

Figura 20 – Representação dos regimes de Erosão-Oxidação em relação à espessura da camada de óxido e da profundidade de penetração das partículas



Fonte: adaptado de (MATTHEWS, S., 2004; STEPHENSON; NICHOLLS, 1995)

Matthews, James e Hyland (2008) estudaram a erosão de camadas superficiais de óxido de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. Nesse estudo os autores utilizaram pós de matéria prima obtidos por aglomeração e sinterização (depositado pelo processo HVOF) e por misturas de pós de Cr_3C_2 e NiCr (depositado pelo processo HVOF). Metade das amostras passou por tratamento térmico por trinta dias à

temperatura de 900°C, e antes dos ensaios de erosão passaram por oxidação à 700 e 800°C. Foram detectadas duas morfologias de óxidos da matriz de NiCr: as formas NiO/NiCr₂O₄ e Cr₂O₃. À medida que ocorre a perda de material por erosão, a camada de óxido da forma NiO/NiCr₂O₄ não se regenera, enquanto existe disponibilidade de cromo na superfície. À medida que a concentração de cromo diminui, a formação de óxido de níquel é favorecida, causando o desgaste preferencial das regiões com baixa concentração de cromo e acelerando o processo de perda de material. Dessa forma a magnitude e os mecanismos de perda de material dos revestimentos pelo processo de erosão-corrosão dependem das condições erosivas e corrosivas do ambiente, da microestrutura do revestimento, da degradação das fases e da temperatura à que estão submetidos. (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2008)

No estudo citando anteriormente, Matthews, James e Hyland (2008) também observaram que o comportamento da camada Cr₂O₃ é resultado da interrelação entre as propriedades mecânicas do óxido e seu substrato e da temperatura, sendo que a tendência de um comportamento frágil foi predominante, particularmente, em baixas temperaturas e em camada mais espessas. Nos revestimentos obtidos a partir de pós aglomerados e sinterizados ocorreu a dissolução dos elementos dos carbonetos na matriz metálica durante o processo de deposição seguida pelo rápido resfriamento, o que causou a redução de ductilidade da matriz, e conseqüentemente, o comportamento frágil da camada de óxido observada à temperatura de ensaio de erosão de 700°C. O mesmo não foi observado à 800°C, devido ao aumento da ductilidade da matriz causado pela temperatura. Dessa forma, o comportamento dos revestimentos quanto ao desgaste em condições de erosão-corrosão pode variar à medida que mudanças microestruturais ocorrem durante o serviço. (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2008)

Quanto às camadas de óxido formadas sobre os carbonetos, Matthews, James e Hyland (2008) verificaram que estas foram suscetíveis à escamação pelo impacto das partículas, sendo mais observada à temperatura de 700°C em relação a de 800°C. O tamanho dos carbonetos em relação às dimensões das endentações causadas pelas partículas teve influência sobre a tendência de escamação das camadas de óxido formadas sobre os carbonetos: quanto maior o tamanho dos carbonetos maior a tendência de escamação observada. Os autores associaram essa tendência à capacidade da matriz de dissipar o impacto das partículas de erodente

sobre os carbonetos de menor tamanho através de deformação plástica. (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2008)

Bhatia, Sidhu e Sidhu (2015) investigaram o comportamento de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ com diferentes frações de fase carboneto (entre 65 e 90%) em condições de desgaste por erosão e corrosão em caldeiras que utilizam carvão como combustível. Nessa aplicação, os autores observaram que o processo de degradação por oxidação foi mais severo que o desgaste erosivo. Os autores observaram que os revestimentos com a maior fração de NiCr apresentaram a maior resistência à oxidação devido à formação de uma camada protetiva contínua de óxido Cr_2O_3 que impediu a difusão.

Cunha et al (2017) avaliaram o comportamento de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ convencionais e nanoestruturados obtidos por HVOF em condições de desgaste por erosão e corrosão combinados. Quanto a influência da temperatura nos regimes de desgaste em condições de combinação de erosão e oxidação, os autores observaram que à 450°C o regime predominante foi o de erosão afetada pela oxidação, enquanto que na temperatura de 800°C o regime observado foi o de oxidação afetada pela erosão. Neste último caso (na temperatura de 800°C), o mecanismo de desgaste preferencial foi o desprendimento da camada de óxido em forma de lascas. (CUNHA et al., 2017)

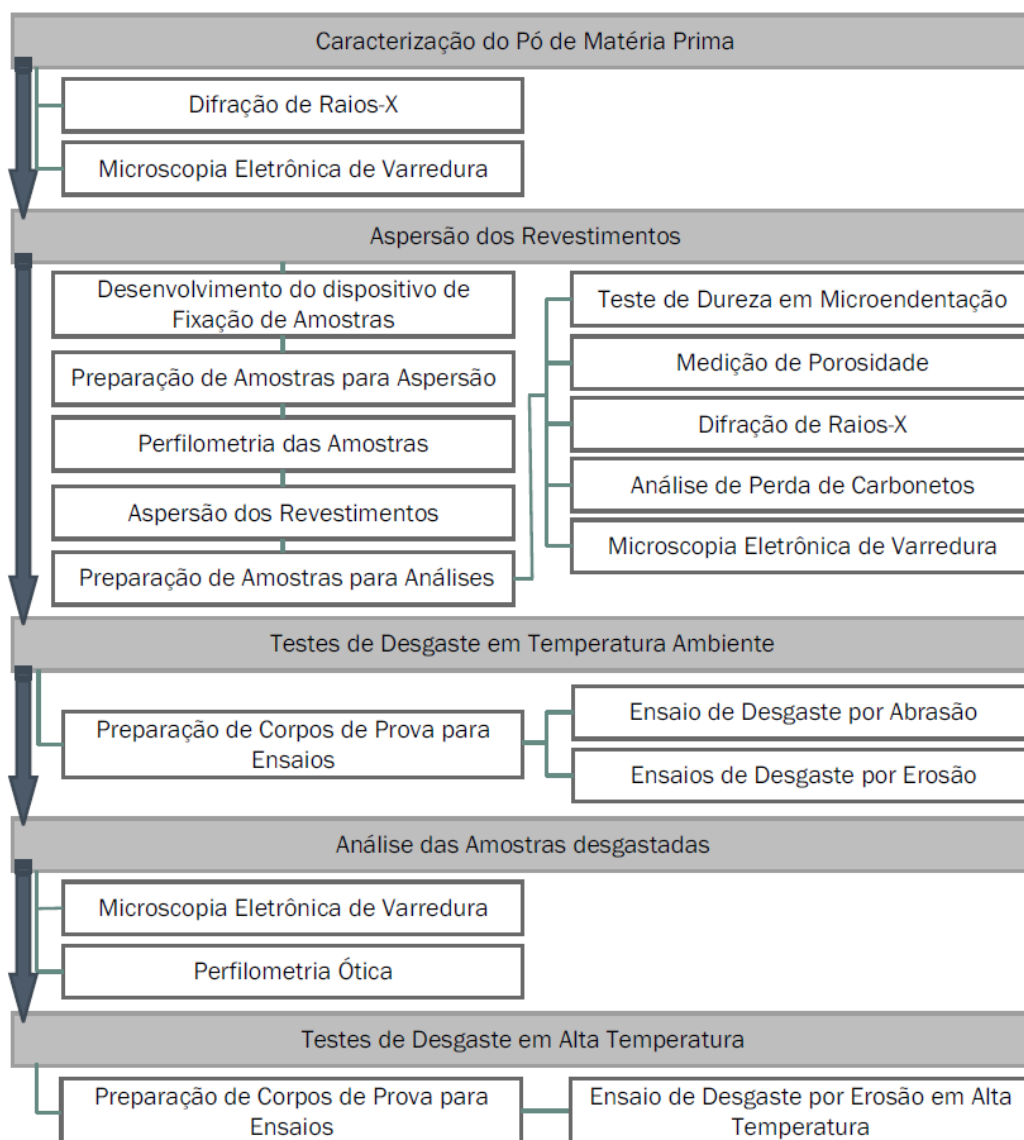
3 METODOLOGIA

Esta seção descreve a metodologia utilizada para a realização dos objetivos deste trabalho. Este trabalho é de natureza aplicada e utilizou procedimentos experimentais para a sua realização.

O processo de deposição HVOF foi utilizado para a obtenção das amostras de revestimentos a serem estudadas. Foram realizadas ao todo seis diferentes combinações de parâmetros de aspersão. Após a deposição, as amostras de revestimentos foram caracterizadas e submetidas aos testes de desgaste. Os testes de desgaste realizados com amostras dos seis diferentes revestimentos foram: o teste de resistência ao desgaste por Abrasão por Roda de Borracha e o teste de resistência à Erosão por impacto de partículas em temperatura ambiente. Posteriormente aos testes de desgaste, as áreas desgastadas das amostras foram analisadas para melhor compreensão dos mecanismos de desgaste envolvidos e o desempenho dos diferentes revestimentos foi comparado.

Após a comparação da resistência ao desgaste dos revestimentos resultantes das diferentes combinações de parâmetros, a combinação com maior resistência ao desgaste foi escolhida para a deposição de amostras para realização dos testes de resistência ao Desgaste por erosão em alta temperatura. A Figura 21 é um diagrama que representa a sequência de atividades desenvolvidas para atingir os objetivos deste trabalho.

Figura 21 - Sequência de atividades desenvolvidas para a realização deste trabalho



Fonte: autoria própria

3.1 DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR HVOF

Esta seção se destina a descrever o procedimento utilizado na deposição dos revestimentos analisados neste estudo. As deposições foram realizadas nas instalações da empresa Revesteel situada no município de Pinhais, no estado do Paraná. O processo utilizado foi o HVOF. O equipamento utilizado foi o Sulzer-Metco Diamond Jet 2700.

A matéria prima utilizada para a aspersão do revestimento foi o Woka 7205 da empresa Oerlikon Metco. A Tabela 3 descreve a composição química e a granulometria do pó divulgadas pelo fabricante em seu catálogo técnico.

Tabela 3 - Composição química e granulometria do pó utilizado na deposição por HVOF

Revestimento		Percentual em Massa			
		Cr	Ni	C	Outros
Oerlikon Metco Woka 7205	Cr ₃ C ₂ 25(Ni 20Cr)	bal	18,75	9,75	2,25
		Granulometria (µm)			
		-38 +10			

Fonte: adaptado de (OERLIKON METCO, 2013)

As peças utilizadas como substrato para a deposição dos revestimentos foram originadas de chapas de aço SAE 1020 com dimensões aproximadas de 50,8x4,5x250 mm e discos de Waspaloy com espessura de 6mm e diâmetro de 25,4mm ou 38,1mm. As amostras de revestimento com substrato de Aço 1020 foram utilizadas nos testes de desgaste à temperatura ambiente, enquanto as amostras com substrato de Waspaloy foram utilizadas nos testes de resistência à erosão em alta temperatura. A liga Waspaloy foi utilizada nos testes em alta temperatura devido à sua alta resistência à oxidação nesta condição de trabalho, assim minimizando eventual variação de massa por oxidação do substrato.

Com o objetivo de investigar a influência dos parâmetros do processo de deposição por HVOF no comportamento dos revestimentos nos testes de desgaste, foi realizado um planejamento experimental composto por seis combinações de parâmetros (denominados pela letra "P" seguida dos números de 1 a 6, ver Tabela 4). Os parâmetros variáveis do planejamento de experimentos foram a razão da vazão de combustível em relação ao oxigênio e o fluxo total de gases de combustão do processo (somatório de combustível e oxigênio). A Tabela 4 lista os parâmetros utilizados no processo de deposição por HVOF. Nota-se que as razões das combinações de parâmetros P1 e P2 correspondem à razão estequiométrica da combustão do gás propano (ver a Tabela 2).

Tabela 4 - Parâmetros utilizados no processo de deposição HVOF – Parte 1

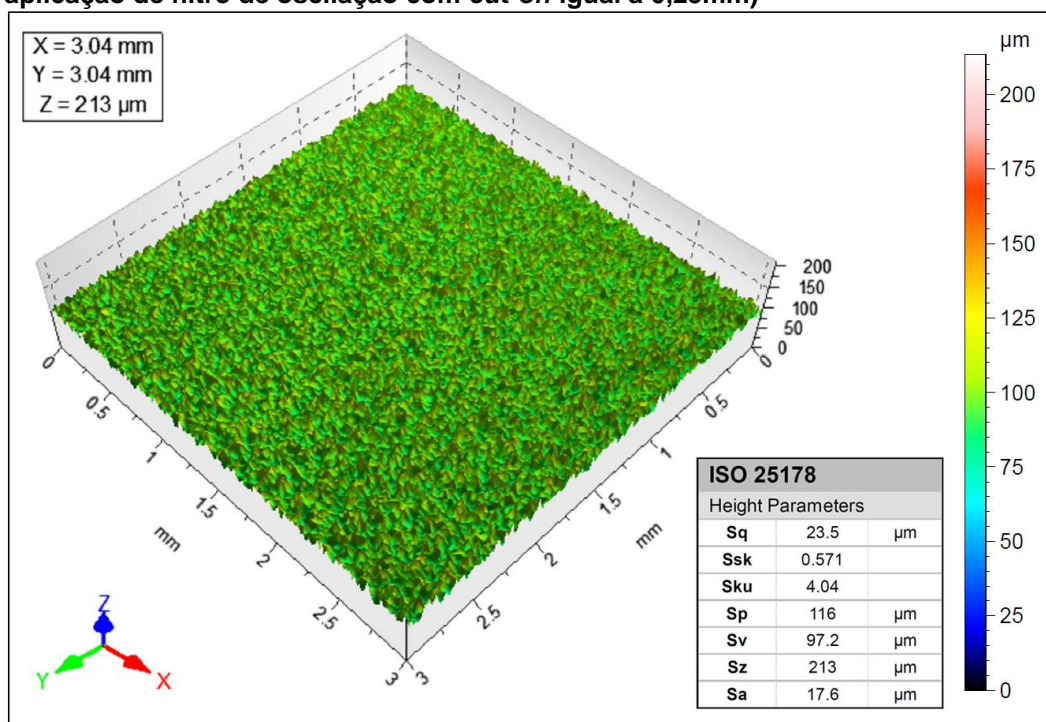
Parâmetros	Amostras						
	P1	P2	P3	P4	P5	P6	PR*
Razão Combustível/Oxigênio	0,20	0,20	0,25	0,25	0,30	0,30	0,30
Fluxo de Combustível e Oxigênio (m³/h)	18,00	16,14	18,00	16,20	17,94	16,14	19,80
Vazão de Combustível (m³/h)	3,00	2,70	3,60	3,24	4,14	3,72	4,62
Vazão de Oxigênio (m³/h)	15,00	13,44	14,40	12,96	13,80	12,42	15,18
Tipo de Pistola	Sulzer Metco DJ2700						
Combustível	Propano (C ₃ H ₈)						
Oxidante	Oxigênio (O ₂)						
Pressão do Combustível (MPa)	0,552						0,69
Pressão do Oxidante (MPa)	0,965						1,03
Pressão do Ar Comprimido (MPa)	0,827						0,69
Vazão de Ar Comprimido (m³/h)	21,00						22,56
Distância entre peça e bocal (mm)	250						230
Taxa de alimentação de pó (g/min)	40						38
Número de Passes	20						-

*PR - Parâmetros recomendados pelo fabricante do pó de matéria prima

Fonte: autoria própria

Antes da aspersão dos revestimentos, a superfície das chapas foi preparada por jateamento abrasivo com o objetivo de conferir à superfície a limpeza e rugosidade superficial adequadas. A Figura 22 é uma representação do perfil de alturas obtido por Perfilometria Óptica para avaliação da preparação das superfícies para aspersão e da medição dos parâmetros de rugosidade tridimensionais.

Figura 22 - Representação do perfil de alturas obtida por Perfilometria Ótica da superfície jateada em preparação para a deposição do revestimento HVOF. (após aplicação de filtro de oscilação com *cut-off* igual à 0,25mm)

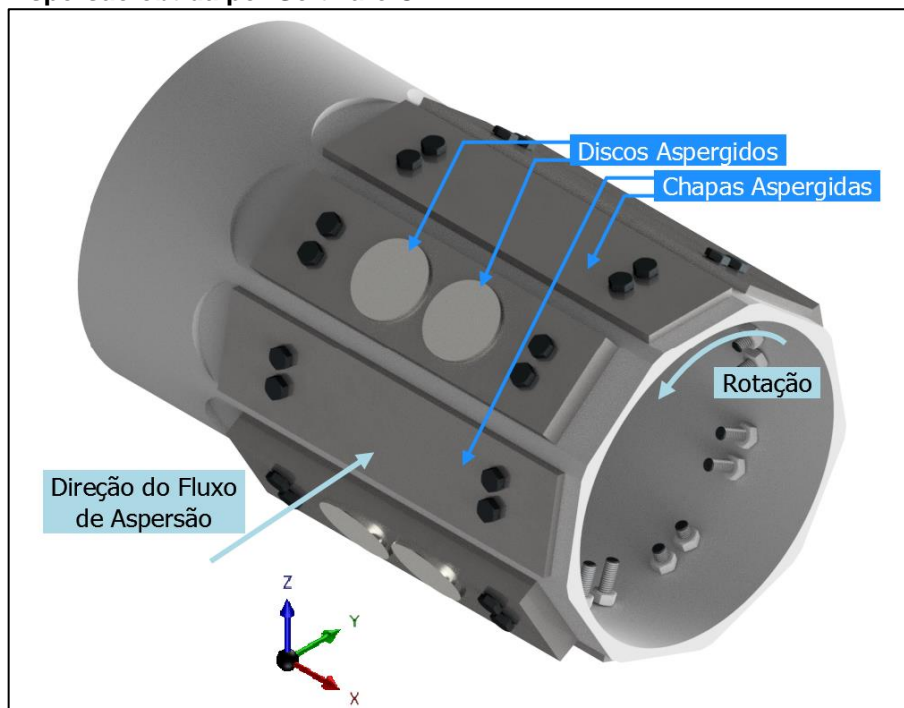


Fonte: autoria própria

3.1.1 Dispositivo de Fixação de Amostras para Aspersão

O dispositivo de fixação de amostras para aspersão térmica desenvolvido para a realização deste trabalho está representado na Figura 23. O dispositivo consiste em uma peça em formato de tubo com aproximadamente 170mm de diâmetro externo e 300mm de comprimento, onde amostras ou suportes especializados para fixação de amostras são fixadas com a utilização de parafusos. Para a realização das deposições, o tubo foi fixado em um torno mecânico. Durante a deposição, o tubo rotaciona enquanto a pistola de aspersão oscila ao longo da direção "X" (indicada na Figura 23). A direção do fluxo de aspersão (Figura 23) é perpendicular ao eixo de rotação do tubo. Desde que a rotação do tubo e a velocidade de oscilação se mantenham constantes, esta configuração garante que a formação do revestimento ocorra de maneira homogênea em todas as peças depositadas. A Tabela 5 apresenta os parâmetros de deposição referentes à movimentação da tocha e rotação do dispositivo de fixação de amostras.

Figura 23 - Representação do Dispositivo de Fixação de Amostras para Aspersão obtida por Software CAD



Fonte: autoria própria

Tabela 5 - Parâmetros utilizados no processo de deposição HVOF – Parte 2 (ver Figura 23)

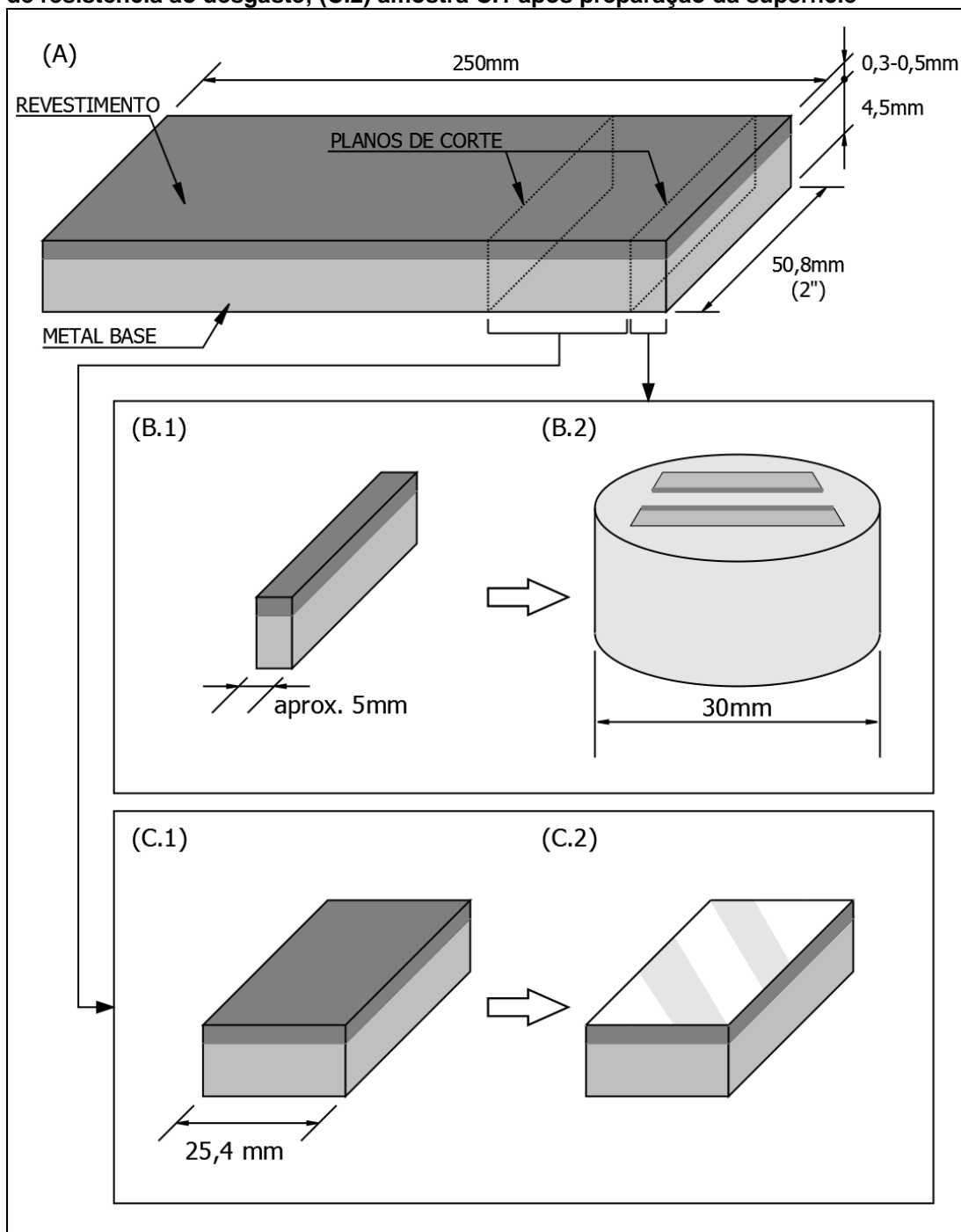
<i>Velocidade de movimentação da tocha na direção "X" (mm/s)</i>	13
<i>Rotação do dispositivo de Fixação de Amostras (1/min)</i>	200

Fonte: autoria própria

3.2 PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS

Após a realização das aspersões foi necessário o seccionamento de amostras a partir das chapas revestidas. A Figura 24 ilustra dois procedimentos utilizados para a preparação das amostras em formato de tiras de Aço 1020 para a análise da seção transversal (Figura 24B) e da superfície dos revestimentos (Figura 24C). A cortadeira de precisão Buehler Isomet 4000 (Figura 25) foi utilizada no corte das amostras em formato de chapa conforme a ilustração da Figura 24A.

Figura 24 - Diagrama representativo da preparação de amostras no formato de chapas: (A) chapa após deposição; (B.1) corte para análise da seção transversal; (B.2) amostra B.1 após embutimento; (C.1) corte para análise da superfície do revestimento e testes de resistência ao desgaste; (C.2) amostra C.1 após preparação da superfície



Fonte: autoria própria

Figura 25 - Cortadeira de precisão Buehler Isomet 4000



Fonte: autoria própria

3.2.1 Preparação Metalográfica para Análise da Seção Transversal dos Revestimentos

Para a análise da seção transversal, as amostras passaram por embutimento em corpo cilíndrico de baquelite seguido da preparação metalográfica, a qual consiste no lixamento e polimento das mesmas. A embutidora utilizada foi a Buehler SimpliMet XPS1. Após o embutimento as amostras passaram por lixamento e polimento utilizando a lixadeira e politriz Buehler Beta (Figura 26). No lixamento, a granulometria das lixas d'água utilizadas foram de: 200, 320, 400, 600, 800 e 1000 *mesh*, aplicados progressivamente nesta ordem. A técnica de lixamento manual foi utilizada pelo tempo de 3 a 5 minutos por amostra e por granulometria de abrasivo. A rotação do disco abrasivo utilizada foi de, aproximadamente, 250 rpm. Após o lixamento, o polimento foi realizado utilizando a função automática da politriz. Os abrasivos utilizados no polimento foram suspensões de diamante policristalino de granulometria média: 3 μm , 1 μm e 0,25 μm , utilizados progressivamente nesta ordem. A força aplicada contra o disco abrasivo durante o polimento foi de 15 N e a rotação foi de 250 rpm no sentido contrário ao do cabeçote de amostras. O tempo de polimento foi de 30 minutos por granulometria de suspensão abrasiva.

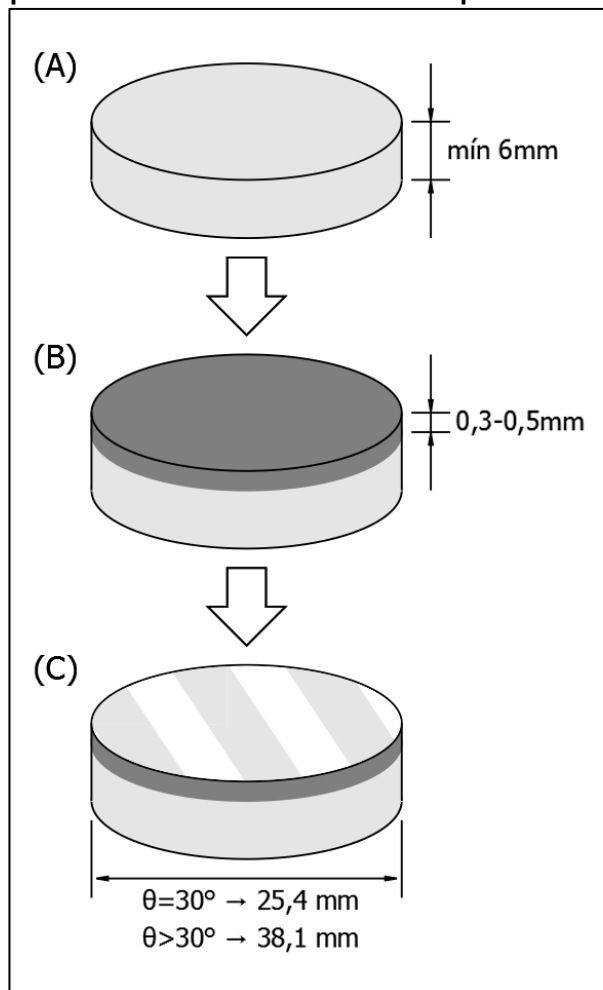
Figura 26 - Lixadeira e Politriz Buehler Beta

Fonte: autoria própria

3.2.2 Preparação de Corpos de Prova para os Ensaios de Abrasão e Erosão

A preparação de corpos de prova para os ensaios de desgaste por abrasão e erosão por impacto de partículas (Figura 24C e Figura 27C) consistiu no corte de amostras (no caso de amostras no formato de chapas) e preparação da superfície do revestimento por lixamento e polimento. Para os testes de resistência à Abrasão e à Erosão em temperatura ambiente foram utilizadas amostras depositadas sobre chapas de Aço 1020 (Figura 24C.1). Para a realização dos ensaios de resistência ao desgaste por Erosão em alta temperatura foram utilizadas amostras de revestimento depositado sobre discos de Waspaloy (Figura 27A). A cortadeira de precisão Buehler Isomet 4000 (Figura 25) foi utilizada no corte dos corpos de prova. No lixamento dos corpos de prova, foram utilizados os discos abrasivos Akasel Aka-Piatto de granulometrias: 220, 600 e 1200, aplicados progressivamente, utilizando a lixadeira e politriz Buehler Beta (Figura 26). A técnica manual de lixamento foi utilizada por, aproximadamente, 7 minutos para cada granulometria de disco abrasivo. O mesmo equipamento foi utilizado para o polimento, onde foi utilizada a técnica manual. O abrasivo utilizado no polimento foi a suspensão de diamante policristalina de granulometria média de 3 μm e o tempo de polimento foi de, aproximadamente, 10 minutos.

Figura 27 - Diagrama representativo da preparação de amostras no formato de discos para ensaios de erosão em alta temperatura



Fonte: autoria própria

3.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

3.3.1 Microscopia Ótica

A técnica de microscopia ótica foi utilizada para a aquisição de imagens da seção transversal dos revestimentos e dos abrasivos utilizados. O equipamento utilizado foi o microscópio ótico Zeiss Imager A2.m (Figura 28) do Laboratório de Materiais da UTFPR-PG. O software Zeiss AxioVision foi utilizado na aquisição, tratamento e edição das imagens obtidas.

Figura 28 - Microscópio óptico Zeiss Imager A2.m



Fonte: autoria própria

3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi utilizada para a aquisição de imagens utilizadas posteriormente para análise de características, medições de porosidade, contagem de fases, análise de morfologia e mecanismos de desgaste dos revestimentos. O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico Tescan Vega 3 (Figura 29) do Laboratório de Materiais da UTFPR-PG. Os detectores de Elétrons Secundários (ou SE, do inglês “*Secondary Electrons*”) e de Elétrons Retroespehados (ou BSE, do inglês “*Backscattered electrons*”) utilizados para a aquisição das imagens estão indicados nas suas legendas. O mesmo equipamento possibilitou a análise da composição química pela técnica de Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS). Os dados de composição química foram utilizados posteriormente no cálculo da perda de carbonetos.

Figura 29 - Microscópio eletrônico de varredura Tescan Vega 3

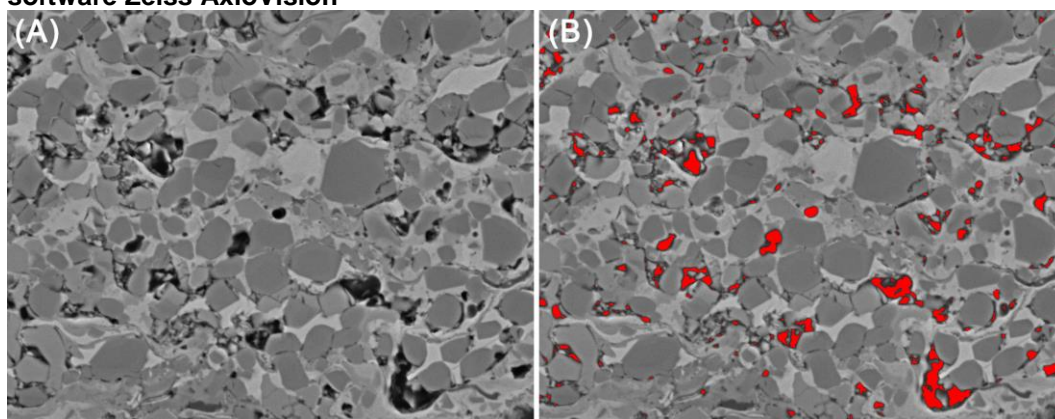


Fonte: autoria própria

3.3.3 Medições de Porosidade e Espessura

Foram realizadas medições da porosidade média dos revestimentos através de processamento de imagens da seção transversal das amostras obtidas por MEV. O procedimento B da norma ASTM E2109 (ASTM STANDARD, 2014) foi utilizada nestas medições. Neste método a fração de poros é obtida através da contagem de pixels de dois grupos de regiões estabelecidos pela determinação de um limiar na escala de tons de cinza das imagens. Para o processamento das imagens o software Zeiss AxioVision foi utilizado. Em amostra foram utilizadas cinco imagens de regiões aleatórias da seção transversal da amostra. A Figura 30B mostra em vermelho a identificação da área de poros.

Figura 30 - Identificação dos Poros através do processamento de imagens pelo software Zeiss AxioVision



Fonte: autoria própria

O software Zeiss AxioVision também foi utilizado para a medição da espessura média dos revestimentos obtidos. Foram realizadas medições em dez imagens obtidas por microscopia ótica para cada revestimento. As imagens de microscopia ótica utilizadas foram adquiridas em regiões aleatórias da seção transversal das amostras de revestimentos.

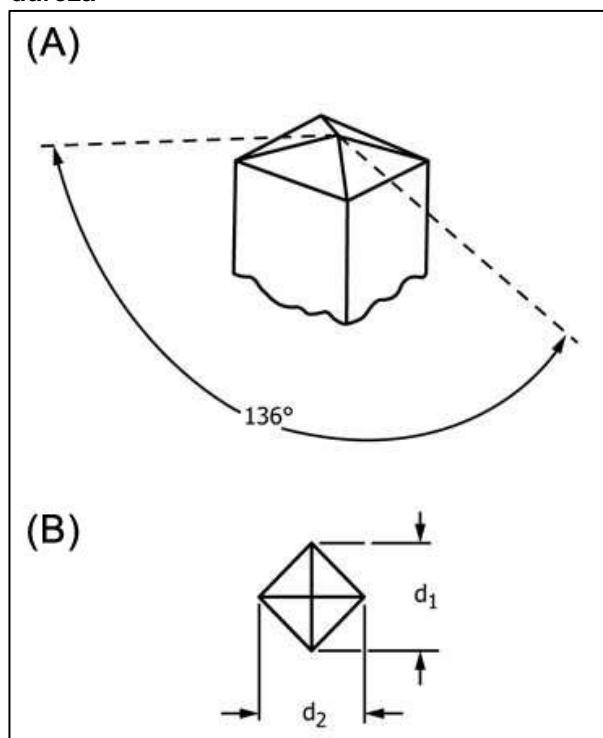
3.3.4 Medição de Dureza em Microescala

O teste de microdureza consiste em, através da utilização de um equipamento calibrado, forçar um indentedor com geometria específica contra o material a ser avaliado, onde as forças de aplicação se situam na faixa entre 1 à 1000 gf ($9,8 \times 10^{-3}$ à $9,8 N$) e as diagonais da indentação formada são medidas por microscopia ótica após a liberação do esforço (ASTM STANDARD, 2017). O número de dureza Vickers é obtido a partir do cálculo da razão entre a força aplicada e a área formada pela impressão permanente por um indentedor Vickers (Figura 31.A) após a aplicação da força, segundo a equação:

$$HV = 0,0018544 [mm/N] \times P/d^2 \quad \text{Equação 1}$$

onde: HV é o número de dureza Vickers em MPa , P é a força aplicada durante o teste em N e d é a média entre as diagonais da indentação formada (representadas por d_1 e d_2 na Figura 31.B) em mm (ASTM STANDARD, 2017).

Figura 31 - Representações (A) do indentedor Vickers e (B) da endentação formada no teste de dureza



Fonte: adaptado de (ASTM STANDARD, 2017)

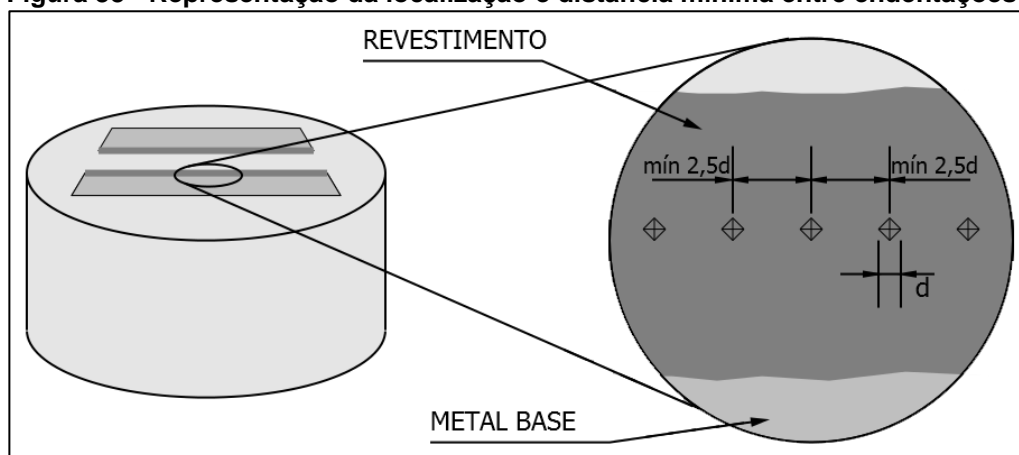
Os resultados de microdureza foram obtidos através de testes segundo o procedimento descrito pela norma ASTM E384-17 (ASTM STANDARD, 2017). Os testes foram realizados no Laboratório de Preparação Metalográfica do campus da UTFPR localizado em Ponta Grossa. O equipamento utilizado foi durômetro Shimadzu HMV-G20 (Figura 32). Para a realização das endentações foi utilizada a carga de 300gf durante 15 segundos. Antes da realização dos testes, a foi necessária a realização da preparação metalográfica descrita anteriormente. Para a obtenção de valores representativos de cada revestimento, foram realizadas 15 medições ao longo da porção média da seção transversal, respeitando as distâncias mínimas entre endentações apontadas pela norma ASTM E384-17 (Figura 33). Para cada amostra foram calculadas a média e desvio padrão dos resultados obtidos.

Figura 32 - Durômetro Shimadzu HMV-G20



Fonte: autoria própria

Figura 33 - Representação da localização e distância mínima entre endentações



Fonte: autoria própria

3.3.5 Medição de Tenacidade à Fratura

Através da técnica proposta por Evans e Wilshaw (EVANS; WILSHAW, 1976), foi possível a obtenção dos valores de tenacidade à fratura dos revestimentos obtidos. Nessa técnica, os dados de: carga utilizada, dimensões da indentação e comprimento das trincas formadas pela indentação no teste de microdureza Vickers são utilizados no cálculo da tenacidade à fratura K_{1c} através da equação:

$$K_{1C} = 0,079 \left(\frac{P}{a^{3/2}} \right) \log \left(4,5 \cdot \frac{a}{c} \right) \quad \text{Equação 2}$$

onde: K_{1C} é igual à tenacidade à fratura do material, P é a carga aplicada durante o ensaio de microdureza Vickers, c é o comprimento de trinca medido a partir do centro da indentação e a corresponde à metade da distância da diagonal da indentação. Esta equação pode ser utilizada somente se a condição $0,6 \leq c/a \leq 4,5$ for verdadeira (VARIS et al., 2014).

As endentações foram realizadas nos Laboratórios dos Institutos Lactec utilizando o durômetro Emcotest Durascan 20. Foram realizadas 10 endentações por amostra aplicando a carga de 5 Kgf.

3.3.6 Difração de Raios-X

A técnica de Espectroscopia de Difração de Raios-X foi utilizada para a análise das fases presentes nas amostras dos revestimentos obtidos. Essa análise foi realizada nas dependências da unidade LEME dos Institutos Lactec, situada no município de Curitiba/PR. O equipamento utilizado foi o Difratorômetro de Raios X Bruker ECO D8 ADVANCE e o software utilizado para o processamento de dados foi o Bruker DIFFRAC.EVA v4.2.2.

Os parâmetros utilizados na aquisição dos difratogramas (caso não descritos nas legendas das figuras dos difratogramas correspondentes) estão descritos na Tabela 6. A base de dados de cristalografia utilizada foi fornecida pela Crystallography Open Database (COD). O software Malvern Panalytical HighScore Plus foi utilizado para a identificação dos picos e para o confronto dos dados com a base de dados de cristalografia.

Tabela 6 - Parâmetros utilizados nas análises por Difração de Raios-X

<i>Alvo</i>	Cu K α
<i>Comprimento de Onda (Å)</i>	1,54
<i>Tensão (kV)</i>	40
<i>Corrente (mA)</i>	25
<i>Velocidade de Varredura (°/min)</i>	0,99604
<i>Passo de Varredura (°)</i>	0,0399484

Fonte: autoria própria

3.4 MEDIÇÃO DE PERDA DE CARBONETOS

Foram realizadas análises de composição pela técnica de Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) de regiões aleatórias da seção transversal dos revestimentos. Essas análises possibilitaram a determinação da composição química obtida nos revestimentos. A Tabela 7 é uma lista dos símbolos utilizados nesta seção.

A partir dos dados de composição de níquel fornecido pelas análises por EDS, foi possível determinar a fração de níquel presente na fase metálica (matriz) dos revestimentos. A fração de volume de carbonetos (Cr_3C_2) foi determinada através do processamento de imagens da seção transversal dos revestimentos obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura utilizando o software AxioVision. A fração em volume ocupada pelos carbeto foi utilizada no cálculo da fração em massa de carbonetos através da correção do valor de densidade (valores utilizados estão listados na Tabela 9). Comparando o teor de carbonetos presente no revestimento com os valores de carbonetos presente no pó (Tabela 8), foi possível determinar a perda de carbonetos como resultado do processo de deposição.

Tabela 7 - Lista de Símbolos utilizados nas equações presentes nessa seção

	UNIDADE	DESCRIÇÃO
$M_{\text{Cr}_3\text{C}_2}$	%massa	Fração mássica de Cr_3C_2 do pó
M_{Cr}	%massa	Fração mássica de Cr em fase metálica do pó
m_{Cr}	%massa	Fração mássica de Cr obtida por EDS
$m_{\text{Cr}_3\text{C}_2}$	%massa	Fração mássica de carbonetos obtida por processamento de imagens
D	%massa	Descarbonetação total
D_{perda}	%massa	Descarbonetação devido à perda de material durante a deposição
$D_{\text{dissolucao}}$	%massa	Descarbonetação devido à dissolução dos elementos do carboneto na fase metálica
A_{fase}	%área	Fração em área ocupado por uma fase específica
V_{fase}	%volume	Fração em volume ocupado por uma fase específica
ρ_{fase}	Kg/m ³	Densidade de uma fase específica

Fonte: autoria própria

Tabela 8 - Percentual em massa de elementos presentes no pó 7205 utilizado na deposição por HVOF e sua respectiva contribuição das fases presentes em massa

Revestimento	<i>Percentual em Massa (sem outros elementos entre parênteses)</i>			
	Cr	Ni	C	Outros
<i>Cr₃C₂-25(Ni 20Cr)</i>	69,25 (70,84)	18,75 (19,18)	9,75 (9,97)	2,25 (-)
	<i>Percentual em Massa por Componente¹</i>			
	Cr₃C₂	Ni (matriz)	Cr (matriz)	-
	74,81	19,18	6,01	-

¹Foi desconsiderada a presença de outros elementos para fins de cálculo de perda de carbonetos.

Fonte: autoria própria

Tabela 9 - Densidades de fases consideradas no cálculo da fração mássica

Fase	Símbolo	Densidade (kg/m³)
Cr₃C₂	$\rho_{Cr_3C_2}$	6680 ¹
NiCr	ρ_{NiCr}	8400 ²

Fonte: ¹(EVANS; WILSHAW, 1976);²(LATHABAI; OTTMÜLLER; FERNANDEZ, 1998)

A fração em massa de Cr₃C₂ encontrada no revestimento (sem considerar a presença de poros) pode ser descrita como:

$$m_{Cr_3C_2} = \frac{V_{Cr_3C_2} \cdot \rho_{Cr_3C_2}}{V_{Cr_3C_2} \cdot \rho_{Cr_3C_2} + V_{NiCr} \cdot \rho_{NiCr}}$$

Considerando que a área representada pelas fases em um corte transversal é proporcional ao seu volume:

$$V \propto A$$

$$m_{Cr_3C_2} = \frac{A_{Cr_3C_2} \cdot \rho_{Cr_3C_2}}{A_{Cr_3C_2} \cdot \rho_{Cr_3C_2} + A_{NiCr} \cdot \rho_{NiCr}}$$

Dessa forma utilizando os valores de medição de área da fase Cr₃C₂ na Equação 3 é possível determinar a sua fração em massa presente no revestimento.

$$D = M_{Cr_3C_2} - m_{Cr_3C_2} \quad \text{Equação 3}$$

A descarbonetação (perda de conteúdo de carbonetos (Cr₃C₂) durante o processo de aspersão térmica) total (Equação 4) pode ocorrer de dois modos: pela perda de partículas de carboneto por ricochete durante a deposição ou pela dissolução dos seus elementos na fase metálica (matriz).

$$D = D_{perda} + D_{dissolução} \quad \text{Equação 4}$$

Considerando que não houve perda do conteúdo de cromo em fase metálica presente no pó durante a deposição, pode-se calcular a contribuição de cada modo na perda de carbonetos utilizando as Equação 5 e Equação 6.

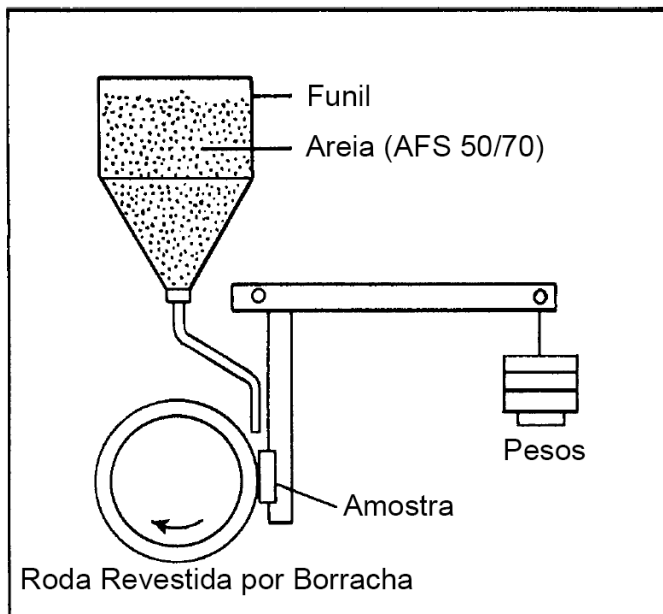
$$D_{perda} = \left(\frac{156}{180} \cdot M_{Cr3C2} + M_{Cr} - m_{Cr} \right) \cdot \frac{180}{156} \quad \text{Equação 5}$$

$$D_{dissolução} = \left(m_{Cr} - M_{Cr} - \frac{156}{180} \cdot m_{Cr3C2} \right) \cdot \frac{180}{156} \quad \text{Equação 6}$$

3.5 TESTES DE RESISTÊNCIA À ABRASÃO POR RODA DE BORRACHA (ASTM G65)

Os ensaios de abrasão por roda de borracha foram realizados no Laboratório de Materiais do campus da UTFPR situado na cidade de Ponta Grossa. O equipamento utilizado nos ensaios foi baseado no descrito pela norma ASTM G65 (ASTM STANDARD, 2013a). A Figura 34 é uma representação esquemática do equipamento proposto nesta norma. Este ensaio consiste em submeter o corpo de prova à abrasão contra a superfície tangencial de um disco de borracha em rotação com aplicação uma carga especificada, sendo que entre a roda e a amostra são introduzidos grãos abrasivos configurando um sistema de desgaste de três corpos. A Figura 35 é uma fotografia do equipamento utilizado.

Figura 34 - Representação esquemática do teste de resistência a abrasão por atrito com roda de borracha segundo ASTM G65



Fonte: adaptado de (ASTM STANDARD, 2013a)

Figura 35 - Equipamento baseado no descrito pela norma ASTM G65 utilizado nos testes de resistência a abrasão por roda de borracha



Fonte: autoria própria

O procedimento "A" da norma ASTM G65 foi utilizado nestes ensaios. Este procedimento se caracteriza por submeter os corpos de prova a condições mais severas e, conseqüentemente, é mais adequado para a avaliação de materiais com alta resistência à abrasão. Os parâmetros utilizados no ensaio estão descritos na Tabela 10. O tempo total de ensaio para cada amostra foi de 32 minutos, sendo que foram realizadas interrupções em 4, 6, 8 e 16 minutos para medição de massa. O ensaio foi repetido duas vezes para cada revestimento. Os corpos de prova foram chapas nas dimensões de 1" de largura por 2" de comprimento e espessura de 4,5 mm. A preparação dos corpos de prova consistiu no corte das amostras, lixamento e polimento da superfície do revestimento, seguindo o procedimento descrito na seção 3.2.2. O procedimento de limpeza e medição de massa das amostras é descrito na seção 3.5.1.

Tabela 10 - Parâmetros utilizados no ensaio de Abrasão ASTM G65

<i>Rotação da Roda de Borracha (rpm)</i>	200
<i>Carga aplicada (N)</i>	130
<i>Abrasivo</i>	ABNT 7214 N°100 (Figura 39A)
<i>Taxa de Alimentação de Abrasivo (g/min)</i>	300
<i>Tempo total de Ensaio (min)</i>	16

Fonte: autoria própria

3.5.1 Procedimento de Limpeza e Pesagem de Amostras entre as etapas dos Ensaios de Desgaste

O procedimento de limpeza e pesagem de amostras teve o objetivo de garantir que sejam removidos os resquícios de material desgastado, os restos de abrasivos e a umidade dos corpos de prova, para a realização das medições de massa entre as etapas dos ensaios de desgaste. Esse procedimento também foi realizado antes da medição de massa inicial dos corpos de prova. O procedimento seguiu, sequencialmente, as seguintes etapas:

- lavagem das amostras imersas em Acetona PA (com alto grau de pureza) em cuba ultrassônica de limpeza por doze minutos;
- secagem das amostras em estufa de secagem à 80°C por trinta minutos;
- submissão a vácuo por 3 minutos atingindo pressão igual à 10Pa.

A cuba ultrassônica utilizada foi a Thornton T7. A câmara de vácuo utilizada foi a do equipamento para deposição de ouro Quorum SC7620.

O equipamento utilizado na pesagem dos corpos de prova foi a balança de precisão Shimadzu AUX 220. Esta balança possui uma função de auto calibração por pesos padrões internos. Esta calibração foi realizada antes de cada utilização da balança. As massas dos corpos de prova foram obtidas através do cálculo da média de cinco medições sequenciais. Em cada medição foram repetidas as etapas de: abertura da balança, colocação da amostra e leitura do resultado.

3.6 TESTES DE RESISTÊNCIA À EROSÃO POR COLISÃO DE PARTÍCULAS EM TEMPERATURA AMBIENTE

Parte dos testes de resistência ao desgaste erosivo por colisão de partículas foram realizadas no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG. Todos os testes de erosão realizados nos laboratórios da UTFPR-PG foram realizados à temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi baseado no descrito pela norma ASTM G-76 – “*Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets*” (ASTM STANDARD, 2013b), porém, os procedimentos utilizados na realização dos testes foram diferentes dos descritos nesta norma. A Figura 36 é uma fotografia do equipamento utilizado. O ensaio consiste em submeter a superfície do corpo de prova à colisão de partículas em um determinado ângulo de incidência. As partículas são transportadas por um fluxo de ar comprimido de um bocal até a colisão contra a superfície da amostra. O erodente utilizado foi a areia padrão ABNT 7214 número 100. O desgaste das amostras foi medido através da variação de massa ao longo do ensaio, com interrupções em tempos determinados. A Tabela 11 descreve os parâmetros utilizados na realização dos ensaios. O tempo total de cada ensaio foi de 32 segundos.

Figura 36 - Aparato utilizado nos ensaios de desgaste por colisão de partículas (ASTM G76)



Fonte: (LAMANA, 2017)

Tabela 11 - Parâmetros utilizados no Ensaio de Erosão em Baixa Temperatura

<i>Distância do Bocal</i>	15mm
<i>Pressão do Ar Comprimido (bar)</i>	7
<i>Erodente</i>	ABNT 7214 N°100 (Figura 39A)
<i>Taxa de Alimentação de Abrasivo (g/s)</i>	5,6
<i>Tempo total de Ensaio (s)</i>	32

Fonte: autoria própria

A preparação das amostras para este teste foi a descrita na seção 3.2.2. Da mesma forma o procedimento de limpeza e medição de massa das amostras foi descrito na seção 3.5.1.

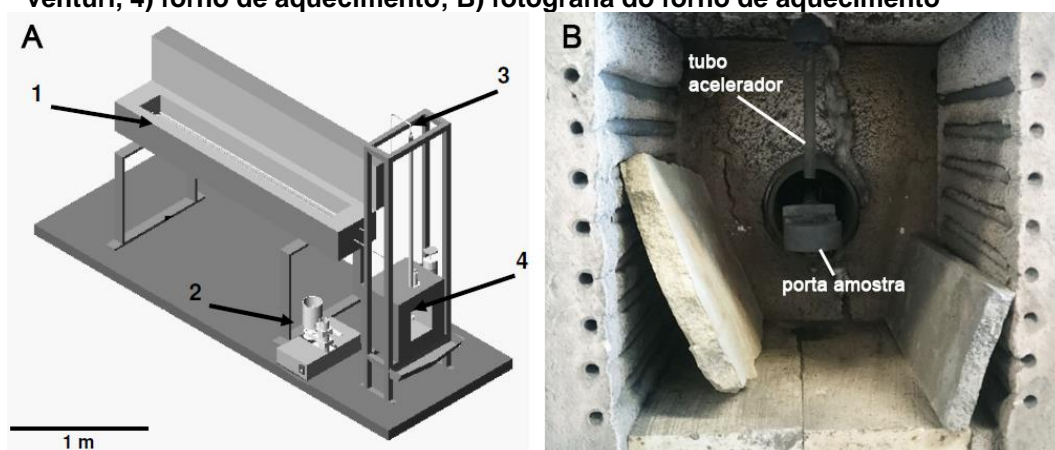
3.7 TESTES DE RESISTÊNCIA À EROSÃO POR COLISÃO DE PARTÍCULAS EM ALTA TEMPERATURA

Posteriormente à realização dos testes de desgaste por erosão por colisão de partículas a temperatura ambiente, foram realizados testes em alta temperatura (500 e 700°C). Com o intuito de comparar o comportamento do revestimento em condições de alta temperatura e de temperatura ambiente, os testes foram realizados também à temperatura ambiente, utilizando a mesma metodologia e equipamentos dos testes em alta temperatura. O equipamento utilizado, assim como nos testes descritos na seção 3.6, foi baseado no descrito pela norma ASTM G-76. Os testes foram realizados nas instalações do Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

A Figura 37A é uma representação do equipamento utilizado. As partículas de erodente são transportadas por um fluxo de ar comprimido pré-aquecido pela passagem pela serpentina do forno “1” (Figura 37A). Após a passagem do ar comprimido pelo forno de pré-aquecimento, o fluxo passa por um tubo de venturi, que tem a função de incorporar as partículas de erodente ao fluxo por uma passagem situada na sua região de baixa pressão. O sistema de alimentação de erodente (indicado por “2”) consiste em um disco com cavidades que são preenchidas por erodente quando o disco gira. À medida que o disco gira em uma rotação fixa, as suas cavidades são preenchidas e o erodente é sugado por uma tubulação ligada a região de baixa pressão do tubo de venturi “3”. Este sistema tem a função de manter constante a taxa de alimentação de erodente.

O forno “4” têm a função de manter a amostra na temperatura adequada para a realização do ensaio. Este possui um sistema de porta amostra capaz de inclinar a amostra no ângulo de colisão desejado. A Figura 37B é uma fotografia do interior do forno “4” que indica o porta amostra e o tubo acelerador por onde passa o fluxo de partículas erodentes. A Figura 38 é uma fotografia do equipamento utilizado. Os parâmetros utilizados na realização dos ensaios estão descritos na Tabela 12. Os procedimentos de preparação de amostras foram descritos na seção 3.2.2. O procedimento de limpeza e medição de massa das amostras foi descrito na seção 3.5.1. A Figura 39B é uma imagem do erodente utilizado obtida por microscopia ótica.

Figura 37 - Equipamento utilizado nos ensaios de erosão em alta temperatura: A) representação esquemática do sistema: 1) forno de aquecimento de ar, 2) sistema de alimentação de erosivo, 3) sistema de transporte de partículas por tubo de venturi, 4) forno de aquecimento; B) fotografia do forno de aquecimento



Fonte: A) adaptado de (VICENZI, 2007); B) autoria própria

Figura 38 – Equipamento utilizado para a realização dos testes de resistência à erosão por colisão de partículas em altas temperaturas



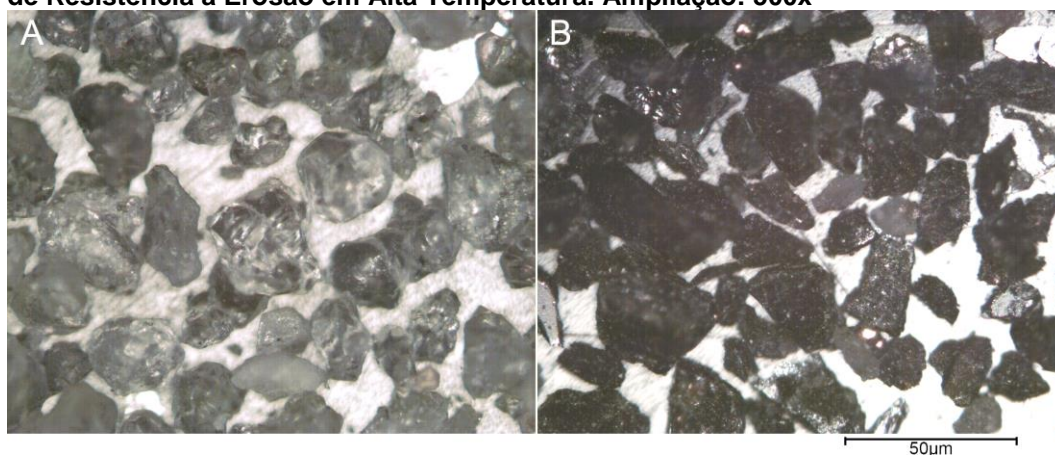
Fonte: autoria própria

Tabela 12 - Parâmetros utilizados nos testes de erosão em Alta Temperatura

<i>Pressão do Ar Comprimido (bar)</i>	9
<i>Vazão do Ar Comprimido (l/min)</i>	12
<i>Erodente</i>	Alumina Eletrofundida #100 (Figura 39B)
<i>Tempo total de Ensaio (min)</i>	20
<i>Temperatura (°C)</i>	25, 500 e 700
<i>Ângulo de Incidência</i>	30°, 60° e 75°

Fonte: autoria própria

Figura 39 – Imagens obtidas por microscopia ótica dos abrasivos utilizados: A) Areia ABNT 7214 N°100 utilizada como abrasivo nos testes de resistência à Abrasão e como erodente nos Testes de Resistência à Erosão em Baixa Temperatura; B) Alumina Eletrofundida #100 utilizada como erodente nos Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 500x

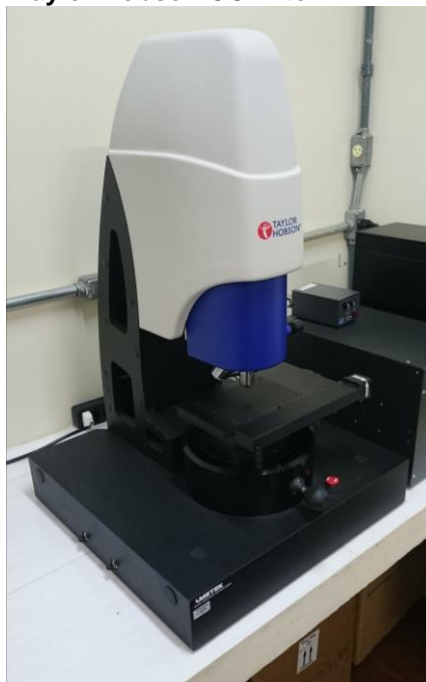


Fonte: autoria própria

3.8 PERFILOMETRIA ÓTICA

A técnica de Perfilometria ótica foi utilizada para a aquisição de dados topográficos tridimensionais das superfícies dos substratos após o jateamento em preparação para a aspersão por HVOF, das superfícies dos revestimentos após a preparação para os ensaios de desgaste e das áreas desgastadas após os testes de desgaste. Para isso foi utilizado o perfilômetro Taylor Hobson CCI Lite (Figura 40) do Laboratório de Materiais do campus da UTFPR situado na cidade de Ponta Grossa. As ampliações das lentes utilizadas foram de 10 e 50 vezes. O cálculo dos parâmetros utilizados para a análise das superfícies a partir da aquisição é descrito pela parte 2 norma ISO 25178: *Terms, definitions and surface texture parameters* (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012). Os parâmetros escolhidos serão descritos a seguir.

Figura 40 - Perfilômetro Ótico Taylor Hobson CCI Lite



Fonte: autoria própria

O parâmetro S_a é a altura média dos picos e vales da superfície avaliada. É a média dos desvios de altura dos pontos obtidos em relação à altura média de todos os pontos. Pode ser definido pela seguinte equação:

$$S_a = \frac{1}{MN} \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^N |Z_{ji}| \quad \text{Equação 7}$$

onde: M e N são o número de pontos medidos nas direções x e y respectivamente e Z_{ji} é a altura em relação ao plano médio nas posições j no eixo y e i no eixo x (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012; STOUT; BLUNT, 2000).

O parâmetro S_q ou RMS (do inglês *Root Mean Square*) é a raiz do desvio quadrático médio da superfície avaliada. Seu conceito e significado são semelhantes aos do desvio padrão. É definido pela equação:

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{MN} \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^N Z^2(x_i, y_j)} \quad \text{Equação 8}$$

onde: M e N são os números de pontos medidos nas direções x e y respectivamente e Z é a altura em relação ao plano médio (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012; STOUT; BLUNT, 2000).

O parâmetro S_z corresponde à média das diferenças de altura entre os cinco maiores picos e os cinco menores vales. É definido pela equação:

$$S_z = \frac{1}{5} \left[\sum_{i=1}^5 |\eta_p| - \sum_{i=1}^5 |\eta_v| \right] \quad \text{Equação 9}$$

onde: η_p e η_v são as alturas absolutas dos maiores picos e vales respectivamente (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012; STOUT; BLUNT, 2000).

O parâmetro S_{sk} é a medida de assimetria dos pontos em relação ao plano médio. Valores negativos representam a prevalência de picos, enquanto valores positivos representam prevalência de vales. É dado pela equação:

$$S_{sk} = \frac{1}{NMS_q^3} \sum_{j=1}^N \sum_{i=1}^M \eta^3(x_i; y_j) \quad \text{Equação 10}$$

onde: M e N são os números de pontos medidos nas direções x e y respectivamente, η é a altura do ponto na posição $(x_i; y_j)$ e S_q é o valor da raiz do desvio quadrático médio (descrito anteriormente) (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012; STOUT; BLUNT, 2000).

O parâmetro S_{ku} é chamado de curtose e representa o achatamento da função de distribuição de alturas medidas na área avaliada. Se o valor da curtose for igual à 3, o achatamento da distribuição é igual ao da distribuição normal. Se o valor de curtose for maior que 3 a distribuição tem perfil mais alongado (mais alta e concentrada) que a distribuição normal. Se o valor de curtose for menor que 3 a distribuição é mais achatada que a distribuição normal. O seu valor é dado pela equação:

$$S_{ku} = \frac{1}{NMS_q^4} \sum_{j=1}^N \sum_{i=1}^M \eta^3(x_i; y_j) \quad \text{Equação 11}$$

onde: M e N são os números de pontos medidos nas direções x e y respectivamente, η é a altura do ponto na posição $(x_i; y_j)$ e S_q é o valor da raiz do desvio quadrático médio (descrito anteriormente) (INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION, 2012; STOUT; BLUNT, 2000).

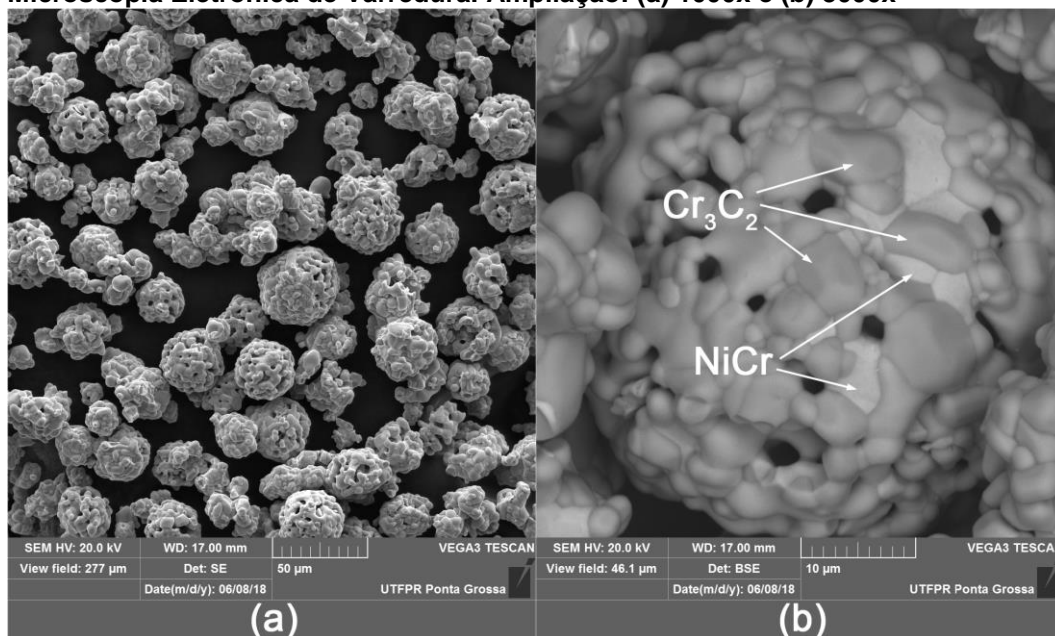
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados obtidos nas análises do pó de matéria prima, da caracterização dos revestimentos obtidos e da perda de carbonetos durante a deposição. Posteriormente serão apresentados os resultados dos ensaios de resistência ao desgaste por abrasão, por erosão em temperatura ambiente e por erosão em alta temperatura. Serão descritos também os mecanismos de desgaste encontrados pelas análises dos corpos de prova desgastados.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DE MATÉRIA PRIMA

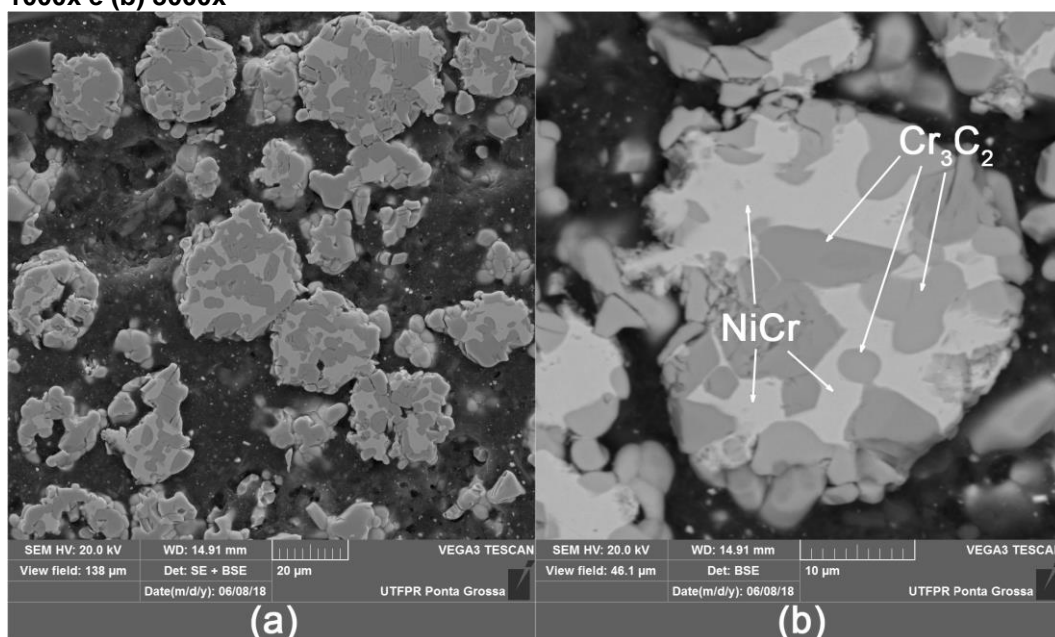
A Figura 41 é uma montagem de imagens de uma amostra do pó Woka 7205 obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nesta pode ser observada a morfologia das partículas do pó e podem ser identificadas as fases de carboneto Cr_3C_2 (nas áreas escuras da partícula indicadas na Figura 41b) e matriz NiCr (nas áreas claras da partícula indicadas na Figura 41b). A morfologia das partículas é de formato aproximadamente globular, típica dos revestimentos obtidos por aglomeração e sinterização. As partículas são formadas pela aglomeração de carbonetos (Cr_3C_2) ligados pela fase matriz (NiCr). Esta morfologia garante uma mistura mais homogênea entre as fases carboneto e matriz. Esta característica é de grande importância para a retenção dos carbonetos, fazendo com que estes sejam incorporados no revestimento evitando o rebote das partículas de carboneto. O mesmo pode ser observado na Figura 42, que consiste em imagens obtidas por MEV de outra amostra do mesmo pó após preparação metalográfica, a qual foi realizada para a observação da morfologia das fases no interior das partículas. As áreas claras da Figura 42b correspondem à fase matriz (NiCr) e as áreas escuras correspondem à fase carboneto (Cr_3C_2).

Figura 41 - Imagens do pó utilizado (Oerlikon Metco WOKA 7205) obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ampliação: (a) 1000x e (b) 3000x



Fonte: autoria própria

Figura 42 - Imagens do pó utilizado (Oerlikon Metco WOKA 7205) após preparação metalográfica obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura. Ampliação: (a) 1000x e (b) 3000x

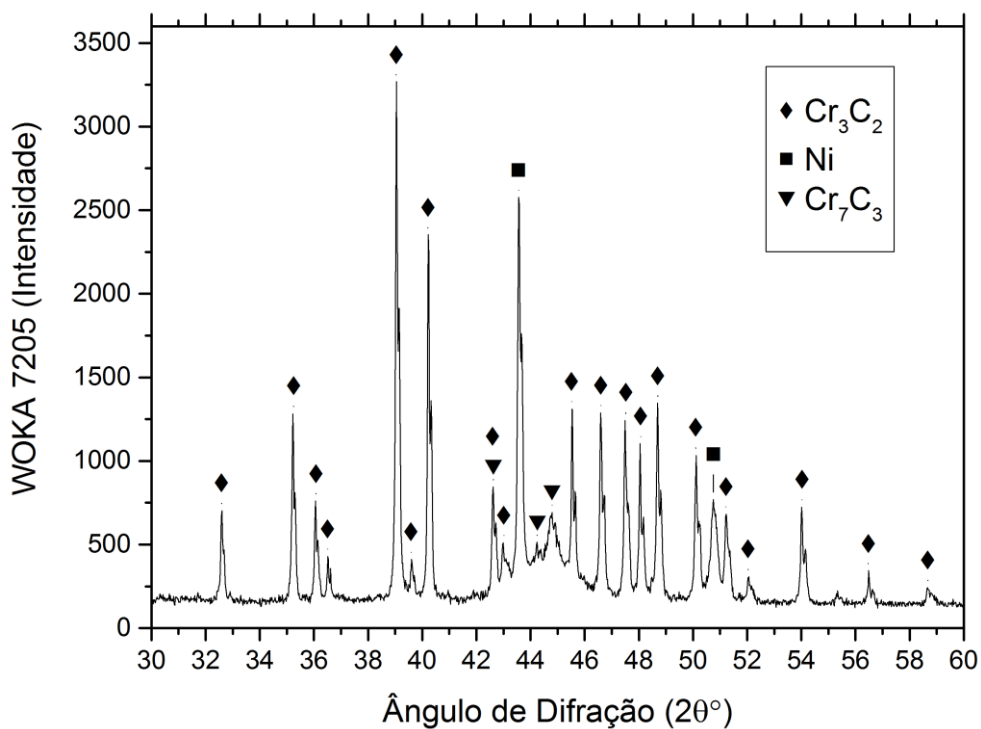


Fonte: autoria própria

A análise por Difração de Raios X (Figura 43) do pó utilizado como matéria prima foi realizada de acordo com o procedimento descrito na seção “Difração de Raios-X” (seção 3.3.6), excetuando os parâmetros incremento de medição e velocidade de varredura, os quais foram iguais a $0,0204863^\circ$ e $1,9879^\circ/\text{min}$

respectivamente. A base de dados utilizada para a comparação com o difratograma obtido foi a disponibilizada pelo site Crystallography Open Database (“Crystallography Open Database”, [s.d.]). As fases predominantes observadas na base de dados foram: o carboneto de cromo ortorrômbico na forma Cr_3C_2 e o níquel cúbico. Também foi constatado a presença de menor quantidade do carboneto de cromo ortorrômbico na forma Cr_7C_3 . Os resultados de DRX do pó de matéria prima foram, de maneira geral, muito semelhantes aos encontrados por Vashishtha et al. (2018), Matthews e Berger (2016) e Matthews, James e Hyland (2009b). A detecção dos picos de fases minoritárias, como o Cr_{23}C_6 , é prejudicada pela coincidência dos picos dos carbonetos do carboneto Cr_3C_2 e da matriz NiCr (JI et al., 2006).

Figura 43 - Difratograma obtido na análise por DRX do pó WOKA 7205 utilizado como matéria prima para obtenção dos revestimentos. Incremento de medição: 0,0204863°; velocidade de varredura: 1,9879°/min; demais parâmetros vide Tabela 6



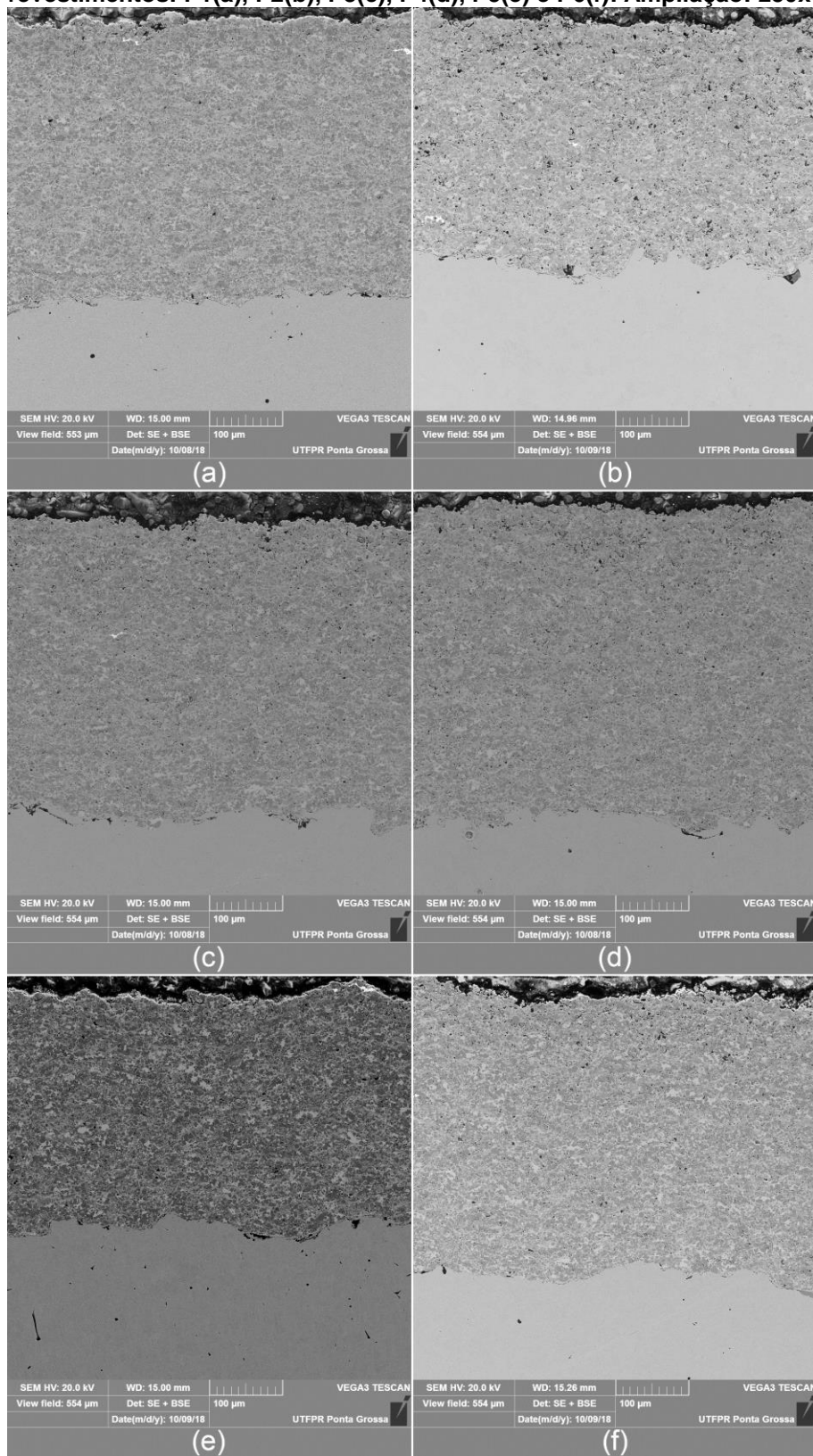
Fonte: autoria própria

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

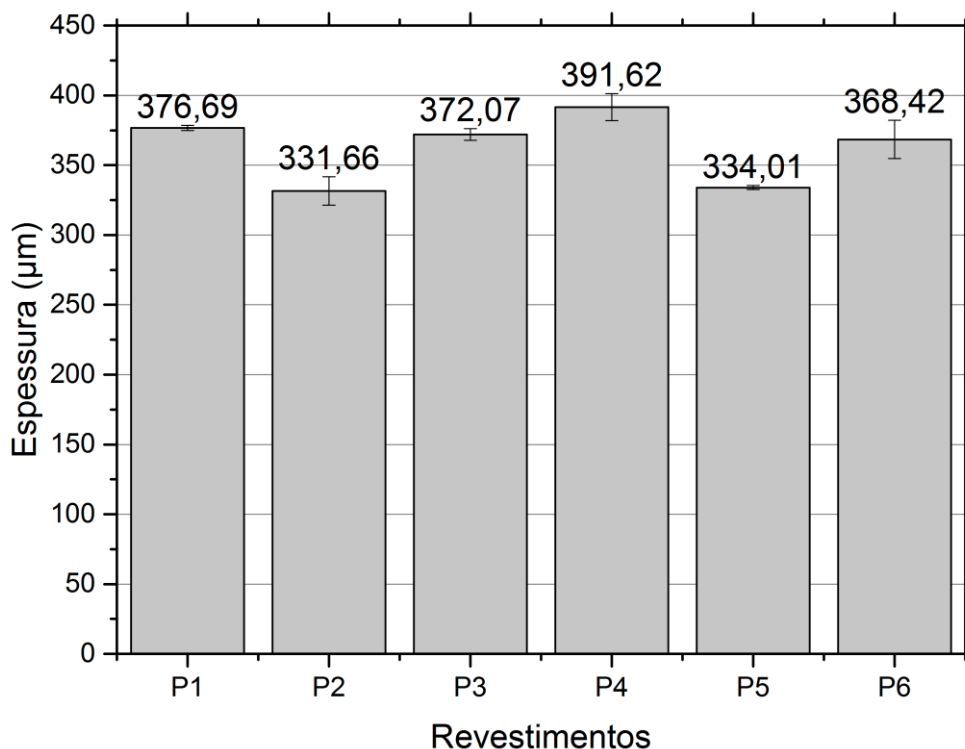
4.2.1 Análise das Imagens de Microestrutura dos Revestimentos obtidas por MEV

Após a deposição dos revestimentos através do processo HVOF, amostras dos revestimentos passaram por preparação metalográfica para avaliação da microestrutura da seção transversal dos revestimentos através de MEV. A Figura 44 é uma montagem das imagens obtidas das seções transversais dos revestimentos com baixa ampliação (250 vezes). Os resultados obtidos nas medições de espessura média dos revestimentos estão representados na Figura 45. As espessuras obtidas se situaram na faixa de 330 a 392 μm . As diferenças de espessura podem ser atribuídas à influência da variação dos parâmetros na eficiência de deposição (fração do pó aspergido que contribui efetivamente para a formação do revestimento) e às variações no processo de aspersão que impactam nesta eficiência. As medições de espessura realizadas neste trabalho se limitam a garantir que uma espessura mínima suficiente para a realização dos ensaios (em torno de 300 μm) foi obtida, e que a espessura seja homogênea ao longo dos revestimentos (como pode ser observado pela pequena amplitude das barras de intervalo de confiança no gráfico da Figura 45).

Figura 44 - Imagens obtidas por MEV das secções transversais dos revestimentos: P1(a), P2(b), P3(c), P4(d), P5(e) e P6(f). Ampliação: 250x



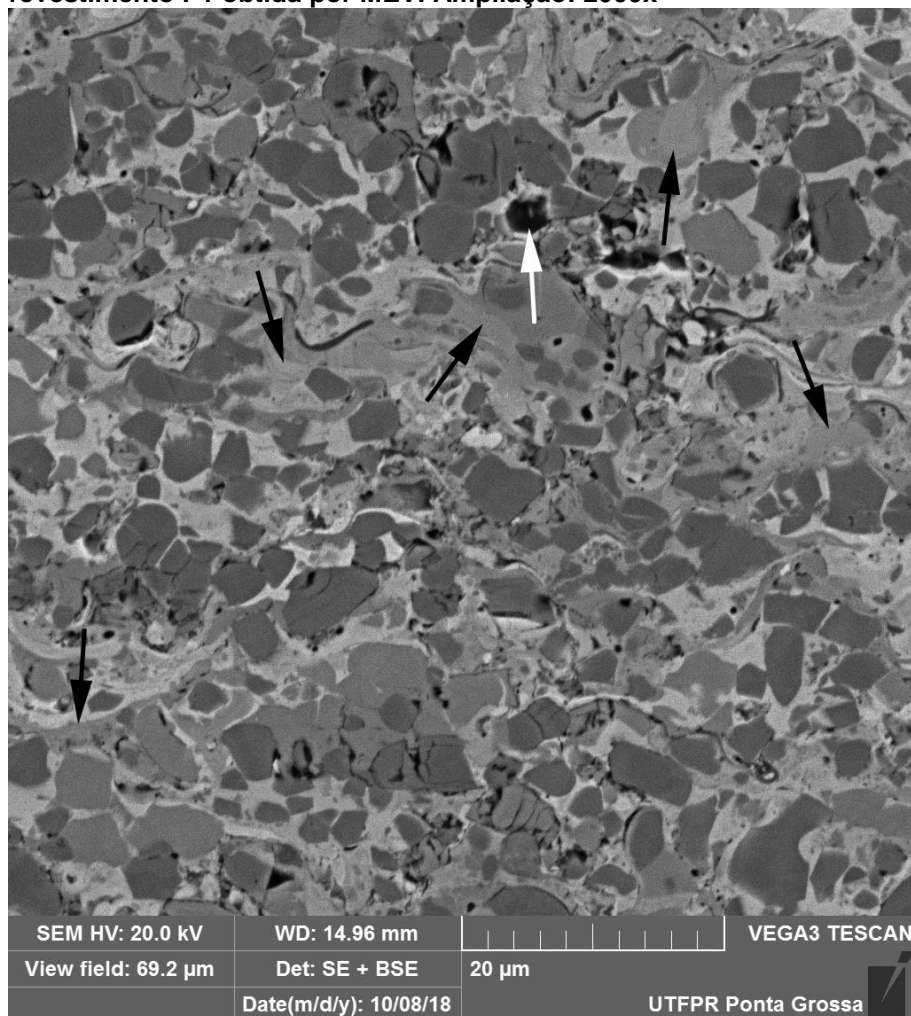
Fonte: autoria própria

Figura 45 - Espessura dos Revestimentos obtidos por HVOF

Fonte: autoria própria

A Figura 46 é uma imagem da seção transversal do revestimento P1 (obtido com menor razão combustível/oxigênio e maior vazão total) obtida por MEV. As áreas em cinza escuro correspondem à fase carboneto (Cr_3C_2). Os carbonetos são rodeados por áreas com tons de cinza mais claro, que correspondem à matriz metálica. As áreas mais claras da matriz metálica correspondem à fase NiCr, enquanto as regiões com tons de cinza mais escuro (indicadas pelas setas pretas na Figura 46) são regiões onde ocorreu elevada dissolução de carboneto. Essas regiões representadas em tons intermediários de cinza entre a fase NiCr e os carbonetos, são formadas pela dissolução dos elementos da fase carboneto, que são retidos na fase metálica durante a deposição. As setas brancas indicam a presença de porosidades formadas, em parte, pela fusão insuficiente das partículas, não possibilitando a melhor molhabilidade das lamelas (MATTHEWS, Steven et al., 2017), assim como podem ser decorrentes das quebras das partículas de carboneto.

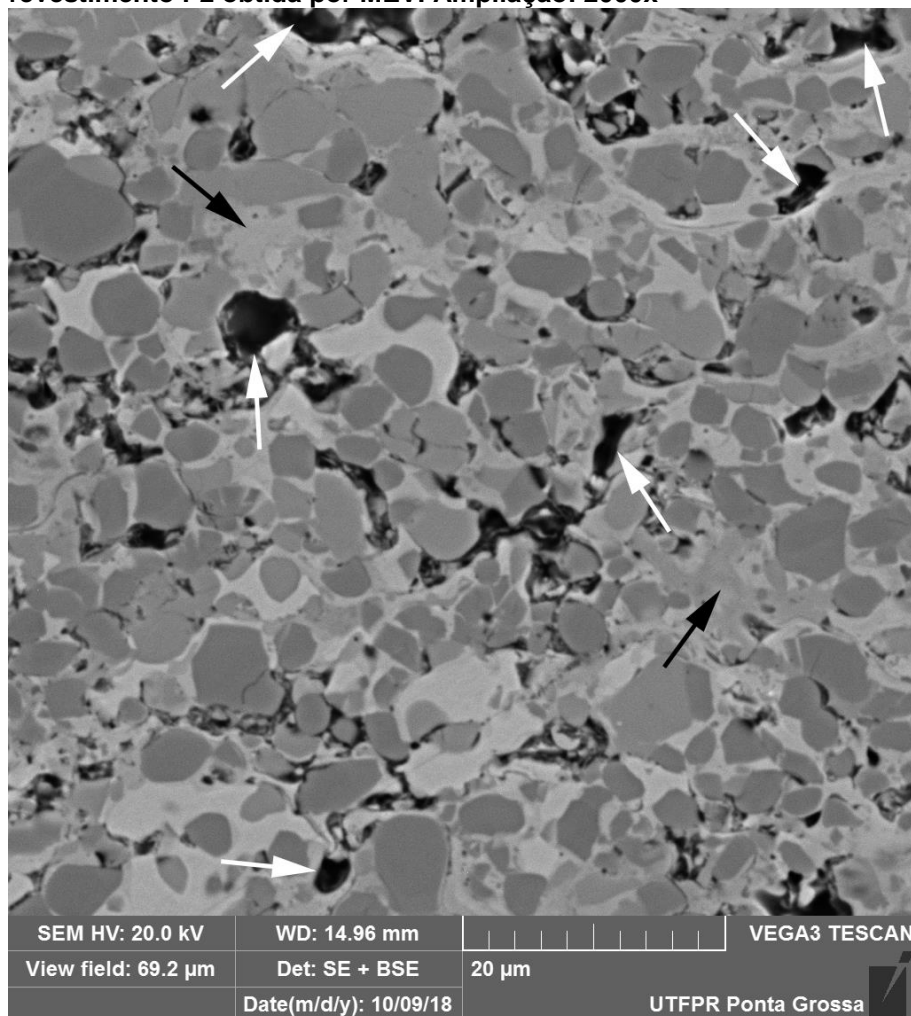
Figura 46 - Imagem da microestrutura da seção transversal do revestimento P1 obtida por MEV. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

A Figura 47 é uma imagem da seção transversal do revestimento P2 (obtido com menor razão combustível/oxigênio e menor vazão total), que apresenta características semelhantes às do revestimento P1, porém com presença significativamente maior de porosidades (indicadas na imagem por setas brancas) e menor dissolução de carbonetos, que pode ser constatada pelo contraste entre as regiões de carbonetos e matriz com menor quantidade de regiões em tons intermediários de cinza (indicadas pelas setas pretas) em comparação com a Figura 46. As diferenças de tonalidade entre as imagens são causadas por particularidades na operação do microscópio eletrônico durante à aquisição das imagens.

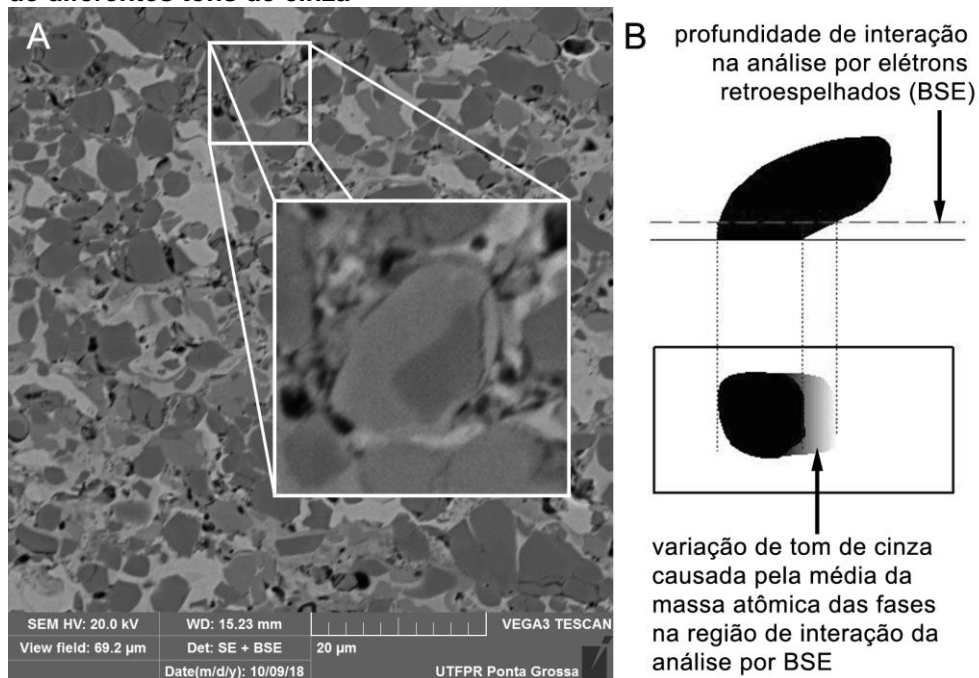
Figura 47 - Imagem da microestrutura da seção transversal do revestimento P2 obtida por MEV. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

Pode ser notado a significativa variação na tonalidade em alguns carbonetos nas imagens obtidas por MEV, particularmente, naquelas obtidas utilizando a detecção de elétrons retroespalhados (BSE). Um exemplo pode ser observado na Figura 48A. Esta variação foi descrita por Matthews (2004) como resultado do efeito do volume de interação (Figura 48B) dos elétrons na análise por BSE, de forma que os tons intermediários de cinza são resultados de um valor médio de peso atômico das fases no volume de interação.

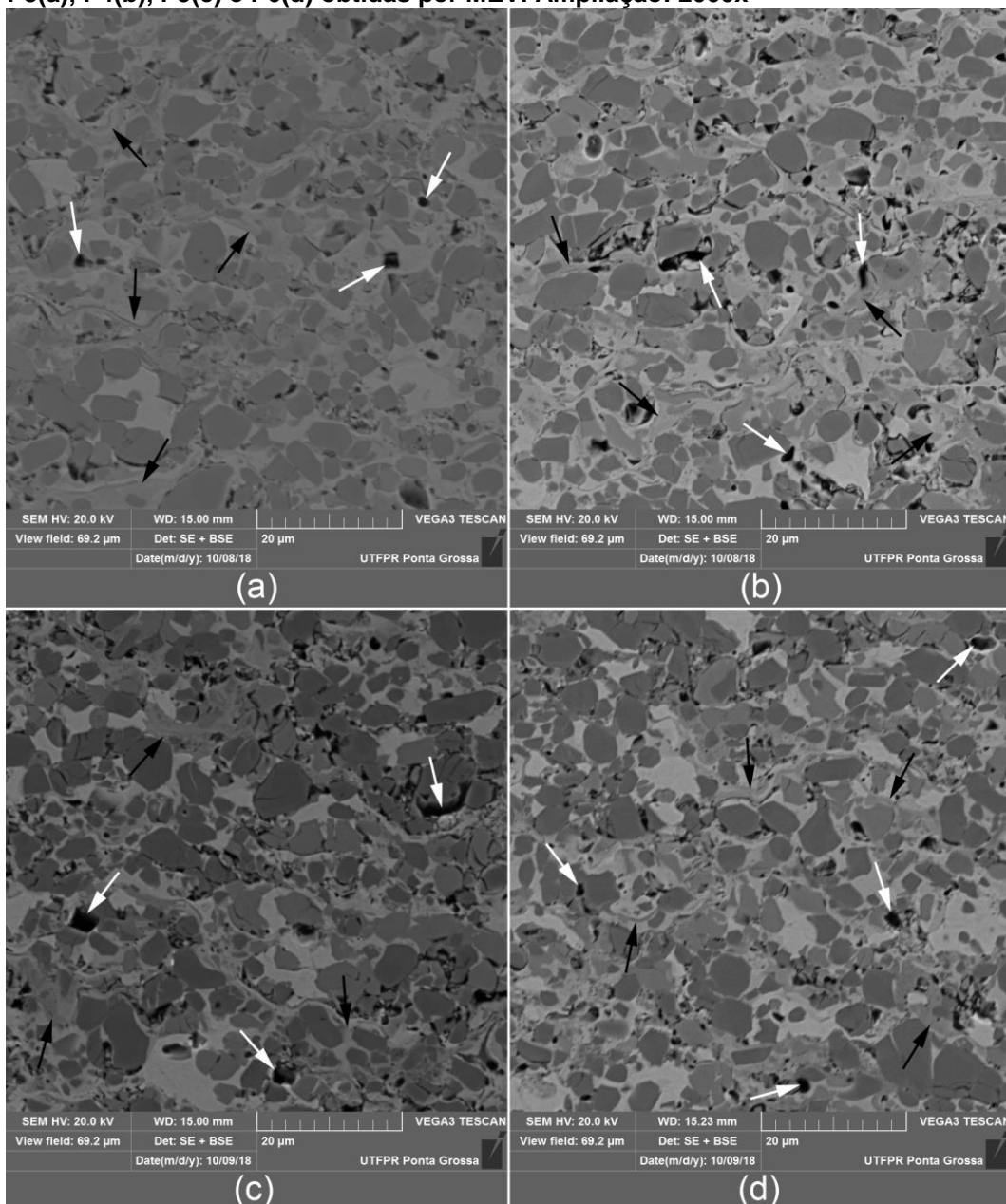
Figura 48 - Efeito da profundidade de interação do feixe de elétrons na análise por MEV na tonalidade dos carbonetos quando utilizada a detecção de elétrons retroespehados (BSE); A) Variação na tonalidade do carboneto em uma imagem da seção transversal do revestimento P6. Ampliação: 2000x; B) Representação do efeito da profundidade de interação na presença de diferentes tons de cinza



Fonte: A) autoria própria; B) adaptado de (MATTHEWS, S., 2004)

A Figura 49 é uma montagem das imagens das microestruturas dos demais revestimentos. Da mesma forma, as áreas de porosidades e de dissolução estão representadas pelas setas brancas e pretas respectivamente. Observando as imagens obtidas por MEV, os revestimentos P3, P4, P5 e P6 aparentaram características intermediárias de porosidades (entre os revestimentos P1 e P2) e um menor nível de dissolução que o revestimento P1.

Figura 49 - Imagem da microestrutura da seção transversal dos revestimentos: P3(a), P4(b), P5(c) e P6(d) obtidas por MEV. Ampliação: 2000x



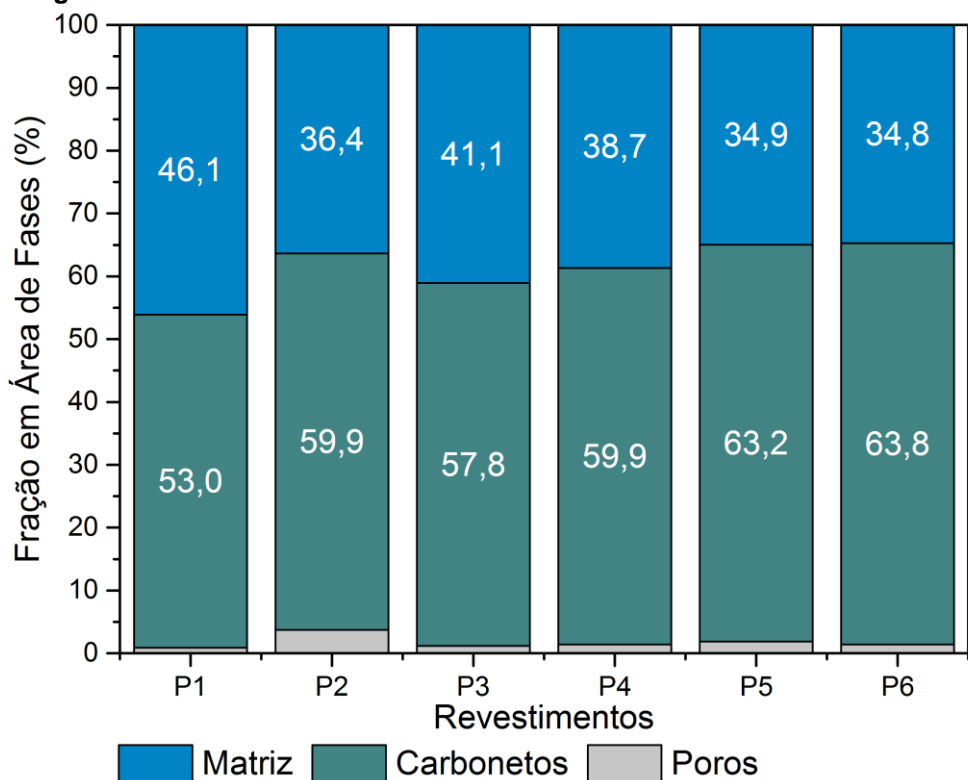
Fonte: autoria própria

Após a aquisição das imagens por MEV, foi possível a medição das frações das fases presentes através do processamento de imagens por software. As frações em área referentes às porosidades, à fase carboneto (Cr_3C_2) e à fase matriz metálica foram medidas através da determinação de limiares de tonalidade para separação das regiões. A Figura 50 é uma representação gráfica das frações em área da matriz, carbonetos e porosidades dos revestimentos. Pode ser observado que o revestimento P1 se destaca pelo maior percentual em área de fase matriz em relação aos demais,

o que indica a maior dissolução de carbonetos na matriz metálica. O revestimento P2 apresentou a maior fração de porosidades dentre todos os revestimentos.

Os resultados de medições de fases foram utilizados, posteriormente, para medição da perda de carbonetos durante a deposição. Esses resultados serão apresentados em seção posterior.

Figura 50 - Resultados da fração em área das fases presentes e da porosidade nos revestimentos obtidos através de processamento de imagens de MEV



Fonte: autoria própria

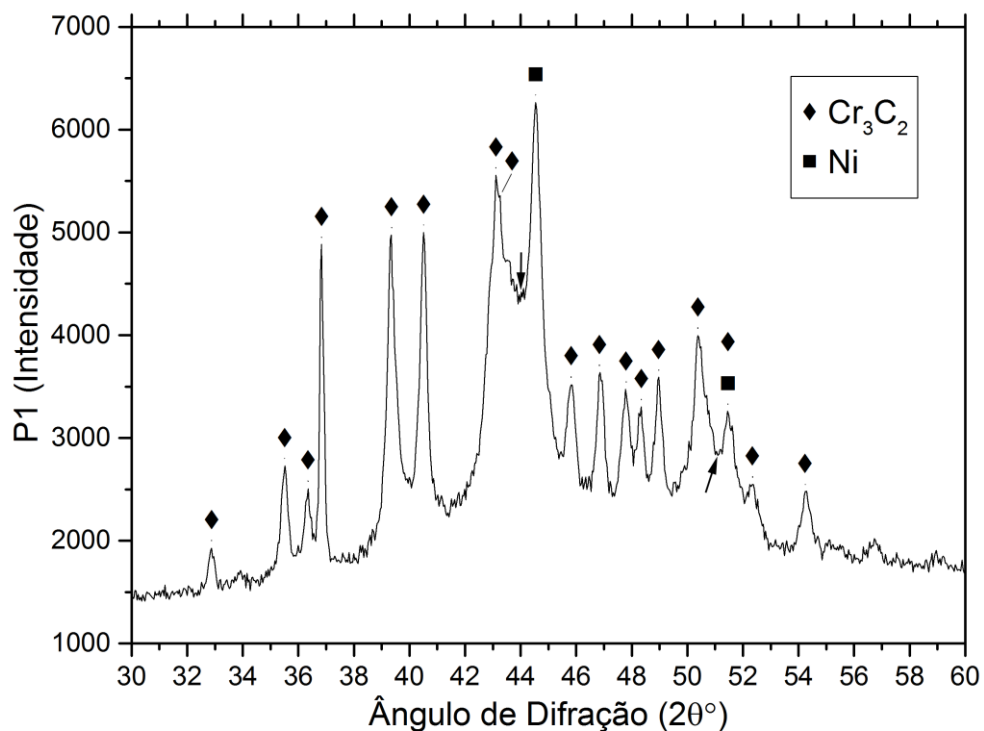
4.2.2 Análise por Difração de Raios-X

As Figura 51 e Figura 52 são difratogramas dos revestimentos P1 e P2 respectivamente, obtidos através da técnica de Difração de Raios X. A presença dos picos referentes à fase Cr_3C_2 indicam que ocorreu a retenção de grande parte dos carbonetos durante a deposição. Não foi observada a presença de carbonetos nas formas Cr_7C_3 ou Cr_{23}C_6 . Foi possível detectar o aumento da intensidade dos picos em 2θ igual à 44,22 e 51,52, ambos associados à fase Ni. As regiões com alta intensidade dentro próximos aos ângulos de difração (2θ) iguais à 44° e 51° (apontadas pelas setas nos difratogramas) indicam a presença de fase Ni nas condições amorfa ou

nanocristalina. Não se tratam de picos estreitos como os observados por fases cristalinas, mas por elevações alargadas em ângulos de difração específicos que representam distâncias interatômicas preferenciais. Essa condição metaestável da fase níquel surge pela alta concentração de elementos provenientes da dissolução dos carbonetos (Cr e C) causando uma solução supersaturada (MATTHEWS, S.; BERGER, 2016), assim como pelas altas taxas de resfriamento das partículas durante o processo HVOF. Esses resultados foram muito semelhantes aos obtidos Matthews e Berger (2016) em revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ na condição de após aspergido. Pode ser notado que estas regiões se situam em ângulos ligeiramente menores que os picos característicos da fase níquel. Desse fato, pode-se depreender que a fase níquel no estado amorfa/nanocristalina se caracteriza pela maior distância dos planos interatômicos, e conseqüentemente, menores ângulos de difração preferencial que os ângulos característicos da fase níquel cristalina. Esta decorrência foi observada por Matthews (2004).

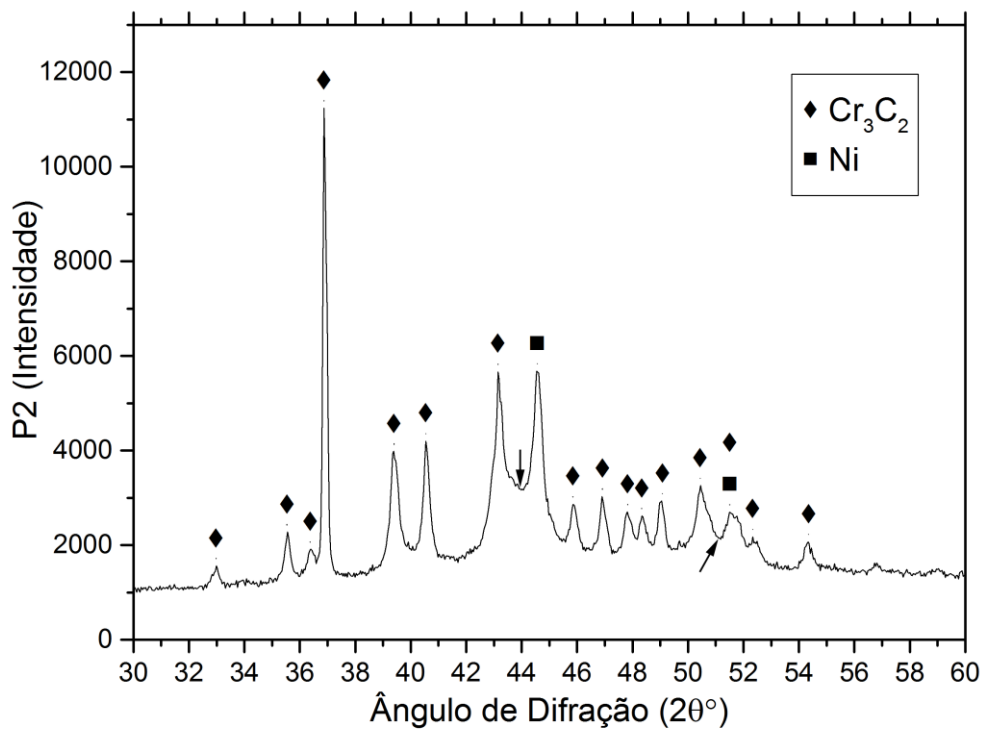
Quanto às particularidades de cada revestimento, comparando os revestimentos P1 e P2, o P1 apresentou maior intensidade de fase níquel amorfa ou nanocristalina em relação ao P2, e por sua vez o P2 apresentou intensidade mais elevada do pico em $36,49^\circ$ relativo à fase Cr_3C_2 em relação aos demais revestimentos. A intensidade elevada neste pico específico pode indicar que a fase Cr_3C_2 apresentou uma orientação preferencial neste revestimento. Esse fato não seria um efeito esperado, já que a maior parte dos carbonetos é retida durante o processo de deposição e estes apresentam orientações aleatórias dentro das partículas do pó de matéria prima. Matthews e Berger (2016) também observaram a propensão à uma orientação específica através de análises de DRX de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ na condição de após aspergido, porém não chegaram às conclusões quanto às causas dessa observação.

Figura 51 - Difratoograma obtido na análise por DRX de uma amostra do revestimento P1



Fonte: autoria própria

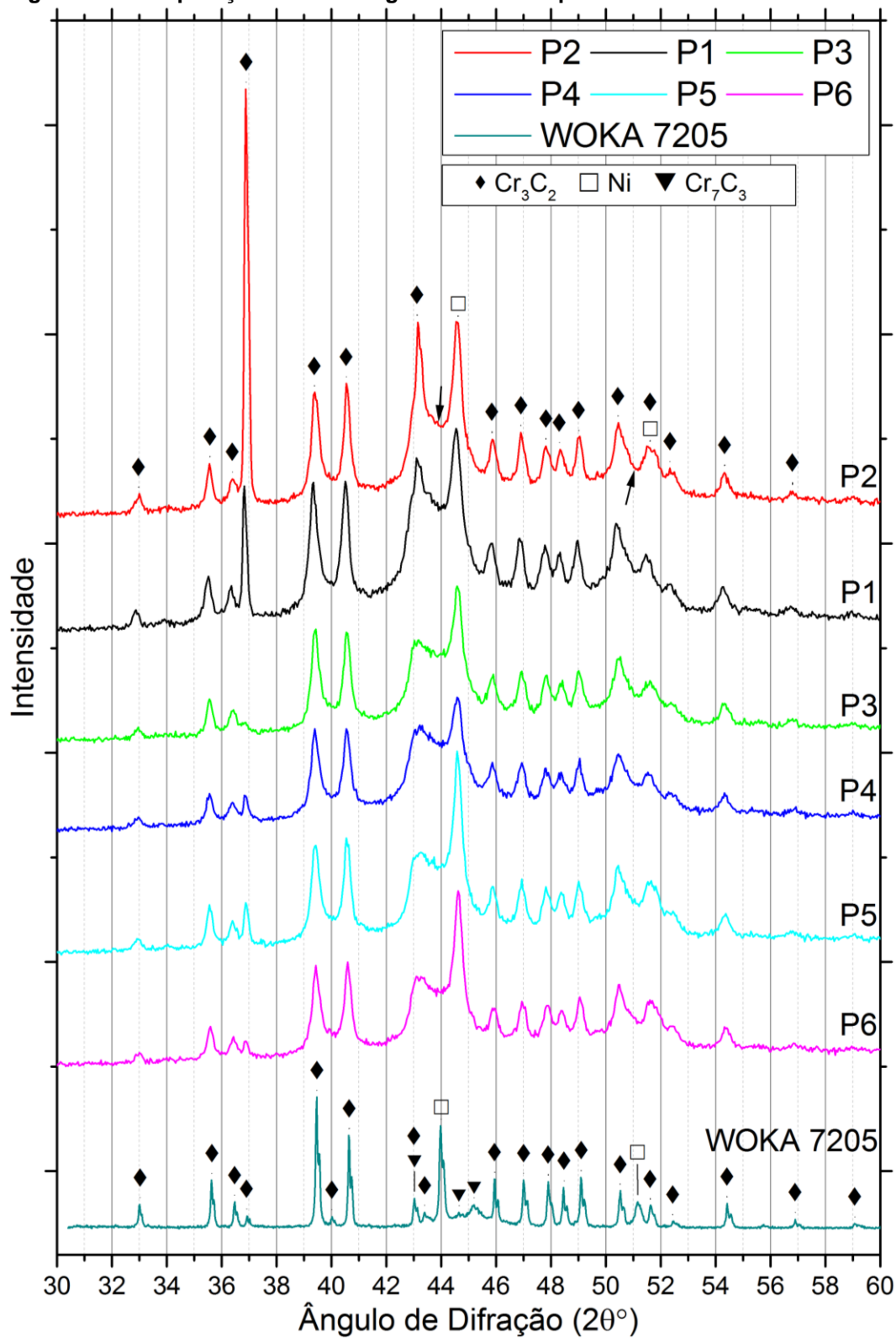
Figura 52 - Difratoograma obtido na análise por DRX de uma amostra do revestimento P2



Fonte: autoria própria

Os revestimentos P3, P4, P5 e P6 apresentaram resultados de difração de raios x semelhantes ao revestimento P1, porém com atenuação da intensidade das regiões associadas à presença da fase níquel supersaturada se comparados ao difratograma deste revestimento, indicando assim a menor dissolução de carbonetos durante a deposição em comparação com o revestimento P1. A Figura 53 é uma comparação dos difratogramas obtidos nas análises por DRX dos revestimentos e do pó de matéria prima utilizado. As setas pretas da Figura 53, da mesma forma que das figuras anteriores, indicam as regiões relativas à presença de fase níquel nas formas amorfa ou nanocristalina.

Figura 53 - Comparação dos difratogramas obtidos por DRX

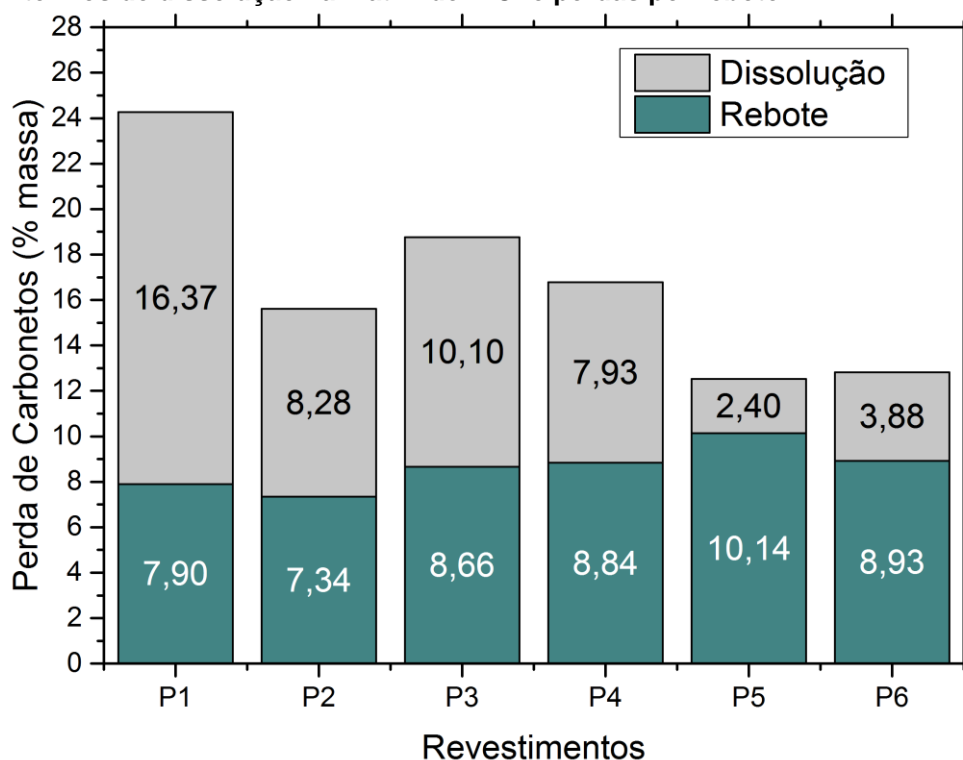


Fonte: autoria própria

4.2.3 Medição da Perda de Carbonetos durante a Deposição

A Figura 54 apresenta os resultados de medição de perdas do percentual de fase carboneto (em relação ao percentual do pó de matéria prima) durante a deposição segundo utilizando os dados de processamento de imagens da seção transversal dos revestimentos obtidas por MEV. Foi observado que a perda por rebote de partículas de carboneto durante a deposição foi semelhante em todos os revestimentos (na faixa de 8 a 10% em massa). Os resultados de perda de carbonetos por dissolução na matriz durante a deposição tiveram grande variação entre os revestimentos avaliados. O revestimento P1 apresentou a maior dissolução da fase Cr_3C_2 dentre todos os revestimentos (16% de perda em massa), apresentando cerca do dobro de dissolução em comparação com os revestimentos P2, P3 e P4, que apresentaram nível intermediário. Os revestimentos P5 e P6 apresentaram menor dissolução de fase Cr_3C_2 em relação aos demais. Pode ser observada uma tendência de diminuição da perda por dissolução com o aumento da razão propano/oxigênio, excetuando o revestimento P2, que embora possua razão propano/oxigênio mais baixa entre a faixa analisada (razão estequiométrica) apresentou resultados de dissolução semelhantes aos revestimentos P3 e P4.

Figura 54 - Resultados de medição de Perda de Carbonetos Cr_3C_2 em termos de dissolução na matriz de NiCr e perdas por rebote



Fonte: autoria própria

Li et. al (2002) e Matikainen (2017) associam as perdas de carbonetos por rebote à características dos pós de matéria prima como tamanho de carbonetos e teor de matriz das partículas. Considerando estes fatores, já que todos os revestimentos foram obtidos a partir do mesmo pó de matéria prima, a baixa variação encontrada nos resultados de perdas de carbonetos por rebote entre os revestimentos era esperada. No que diz respeito às perdas por dissolução na fase metálica, a literatura aponta fatores como: o tamanho de carbonetos (JI et al., 2006) e a temperatura da chama do processo de aspersão (JANKA, 2018; LI et al., 2002; MATIKAINEN et al., 2017), a qual afeta diretamente o calor transmitido para as partículas do pó de matéria prima. Quanto menor o tamanho dos carbonetos no pó de matéria prima e maior o calor transferido para as partículas de pó durante a deposição, maior a dissolução dos carbonetos na matriz (JANKA, 2018; LI et al., 2002; MATIKAINEN et al., 2017). Dessa forma, o maior nível de dissolução de carbonetos encontrado no revestimento P1 pode indicar que esta combinação de parâmetros de deposição proporcionou a maior temperatura de chama em comparação às demais combinações. Assim sendo, os revestimentos P5 e P6 seriam depositados com as combinações de parâmetros que

acarretaram o menor calor transferido às partículas de pó durante à deposição dentre as combinações de parâmetros realizadas.

4.2.4 Dureza, Porosidade e Tenacidade à Fratura

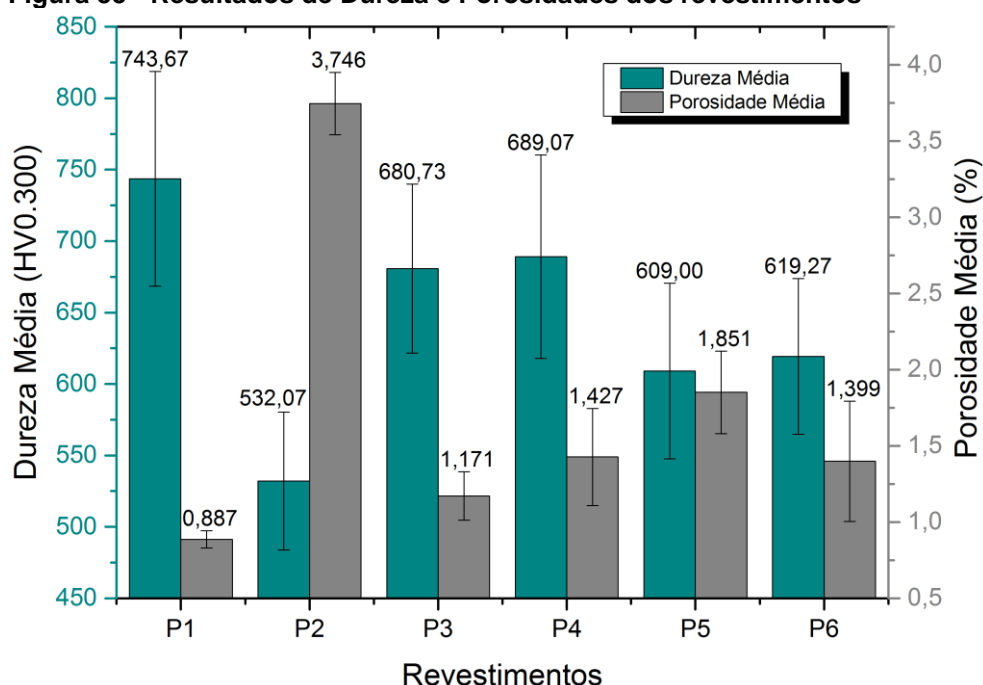
As endentações foram realizadas na direção da seção transversal dos revestimentos, condição onde a adesão entre as lamelas é mais significativa que nas medições de topo (na direção transversal à superfície do revestimento). Por essa razão as medições de dureza na direção transversal podem apresentar resultados muito diferentes de medições na direção de topo.

Os resultados de microdureza Vickers e porosidade são mostrados na Figura 55. Pode ser observada a grande dispersão dos resultados de microdureza e porosidade representados pelas barras de erro. Essa dispersão se deve à heterogeneidade dos revestimentos. Dessa forma os dados de microdureza e porosidade devem ser interpretados como distribuições de frequência das medidas realizadas ao longo do revestimento. Todos os revestimentos, excetuando o P2, apresentaram porosidade média abaixo de 2%. O revestimento P2 apresentou porosidade média igual à 3,75%, o que está associado à sua baixa microdureza Vickers em relação aos outros. Os resultados de dureza e porosidade obtidos no revestimento P2 podem indicar que ocorreu uma variação nas condições de deposição em relação ao planejamento que não foi detectada durante o processo. Dessa forma, devem ser realizadas réplicas dessa combinação de parâmetros de deposição para a obtenção de resultados mais conclusivos.

Pode ser observada a relação entre a dureza e a porosidade dos revestimentos: quanto maior a porosidade dos revestimentos menor a sua dureza (Figura 56). A relação entre a microdureza Vickers e a porosidade dos revestimentos está representada na Figura 56. Neste gráfico, pode ser observada a tendência inversamente proporcional apresentada por estas características. A linha do gráfico Figura 56 corresponde a regressão linear dos dados que relacionam a dureza e a porosidade obtidos na análise dos revestimentos. O valor do coeficiente de correlação linear (indicado por R-square na tabela da Figura 56) é igual a 0,77, o que indica uma correspondência significativa entre as características de dureza e porosidade.

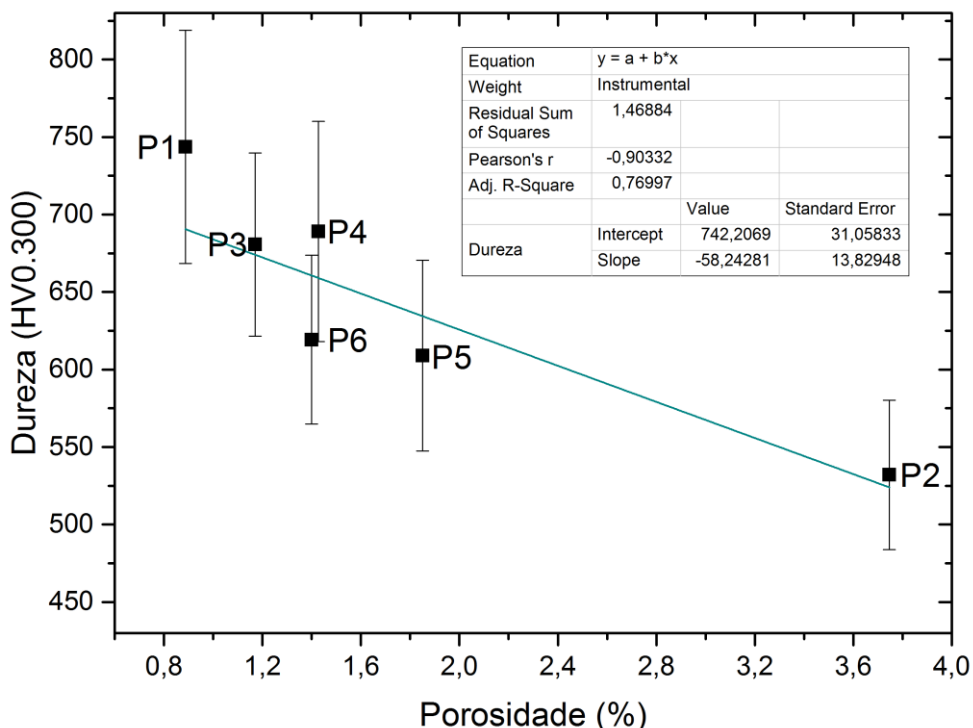
O trabalho de Murugan et al. (2014) investigou a relação entre a dureza e a porosidade de revestimentos compósitos de WC-CoCr depositados por HVOF com o objetivo de otimizar os parâmetros de deposição deste revestimento para a obtenção da dureza mais elevada. Neste trabalho também foi observada a grande correlação entre a dureza e a porosidade dos revestimentos obtidos, onde maiores durezas coincidiram com as menores porosidades (MURUGAN et al., 2014). Essa correspondência também foi observada por Murthy e Venkataraman (2006) tanto para relação entre porosidade e dureza como para porosidade e microdureza nos revestimentos compósitos WC-CoCr e $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-20NiCr}$ obtidos por aspersão térmica.

Figura 55 - Resultados de Dureza e Porosidades dos revestimentos



Fonte: autoria própria

Figura 56 - Relação entre Microdureza Vickers e porosidade dos revestimentos



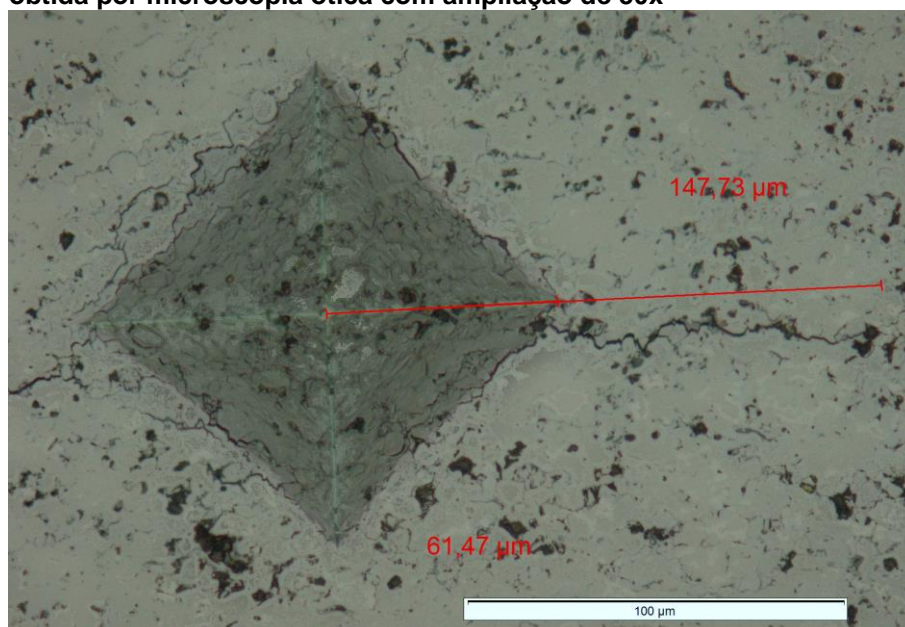
Fonte: autoria própria

O método proposto por Evans e Wilshaw (1976) foi empregado na medição da tenacidade à fratura dos revestimentos. Este método utiliza a medição do comprimento das trincas formadas pela indentação Vickers durante os testes de microdureza. As endentações foram realizadas na região central da seção transversal dos revestimentos para diminuir os efeitos da proximidade da interface e superfície. A direção preferencial da formação de trincas é paralela à superfície do revestimento, isso se deve a estrutura formada pela sobreposição de lamelas típica dos revestimentos aspergidos (MURTHY; VENKATARAMAN, 2006).

A Figura 57 é uma imagem obtida por microscopia ótica da medição de trincas utilizadas para o cálculo da tenacidade à fratura do revestimento P5. Assim como observado por Murthy e Venkataraman (2006), a microestrutura não uniforme fez com que a propagação das trincas percorresse as regiões entre as lamelas e as interfaces entre as fases carboneto e matriz metálica. Matthews, James e Hyland (2007) observaram que a trajetória de propagação de trincas apresentado pelos revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtidos por HVOF consistiu na fratura da fase matriz em conjunto com a propagação nas interfaces entre matriz e carbonetos. Bolelli et al. (2015) avaliaram o comportamento de revestimentos compósitos de WC-10Co4Cr

obtidos por aspersione térmica e observaram a relação entre a tenacidade à fratura obtida através de endentações e a coesão entre as lamelas. Um indício dessa característica é o deslocamento da iniciação de trincas da região de quina da indentação, onde ocorrem as maiores tensões, para uma região próxima na lateral da mesma na maioria das endentações (ver Figura 57) (MURTHY; VENKATARAMAN, 2006). Esta relação entre a tenacidade à fratura e a ligação entre as lamelas também foi observada por Matikainen et al. (2017).

Figura 57 – Medição de trinca formada por indentação Vickers de amostra do revestimento P5 para o cálculo do valor de Tenacidade à Fratura utilizando o método proposto por Evans e Wilshaw. Imagem obtida por microscopia ótica com ampliação de 50x

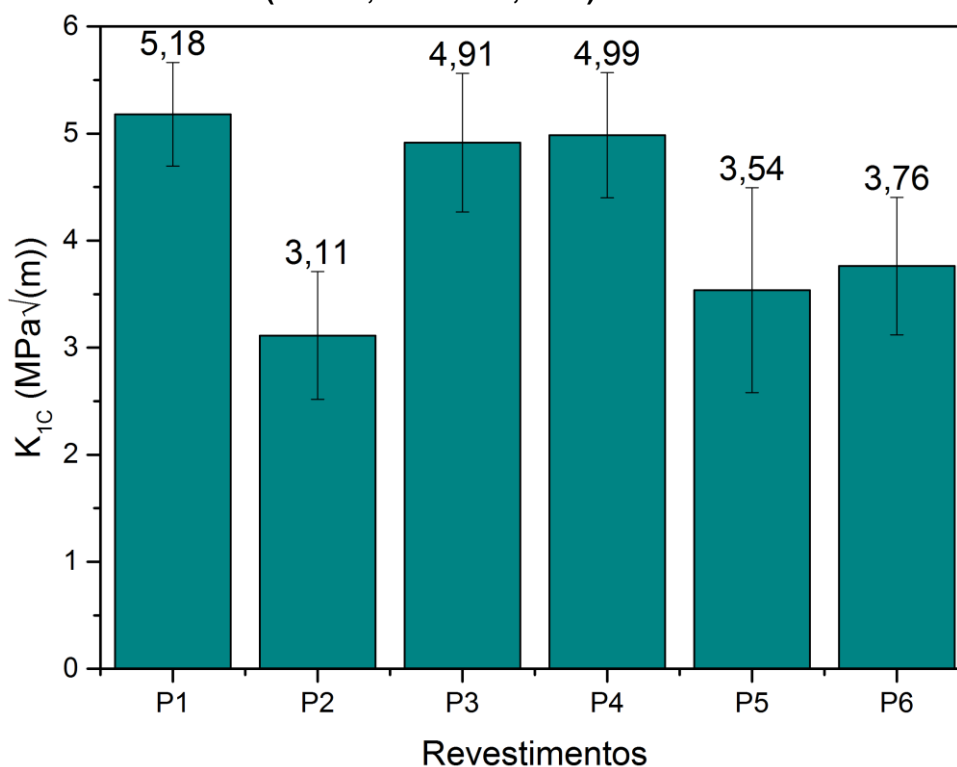


Fonte: autoria própria

A Figura 58 apresenta os resultados de tenacidade à fratura obtidos através da medição das trincas formadas nas endentações. Os revestimentos P1, P3 e P4 apresentaram os valores mais elevados de tenacidade à fratura (cerca de 5,0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), o que pode indicar que estes apresentam maior ligação entre as lamelas em comparação aos outros revestimentos. Os revestimentos P2, P5 e P6, por sua vez, apresentaram um nível inferior de tenacidade à fratura (abaixo de 3,8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$). A dispersão dos resultados obtidos (representada pelas barras de erro do gráfico da Figura 58) foi relativamente alta, sem, entretanto, impossibilitar a comparação entre os resultados obtidos. Essa dispersão ocorre devido às heterogeneidades características dos revestimentos compósitos obtidos por aspersione térmica (MURTHY

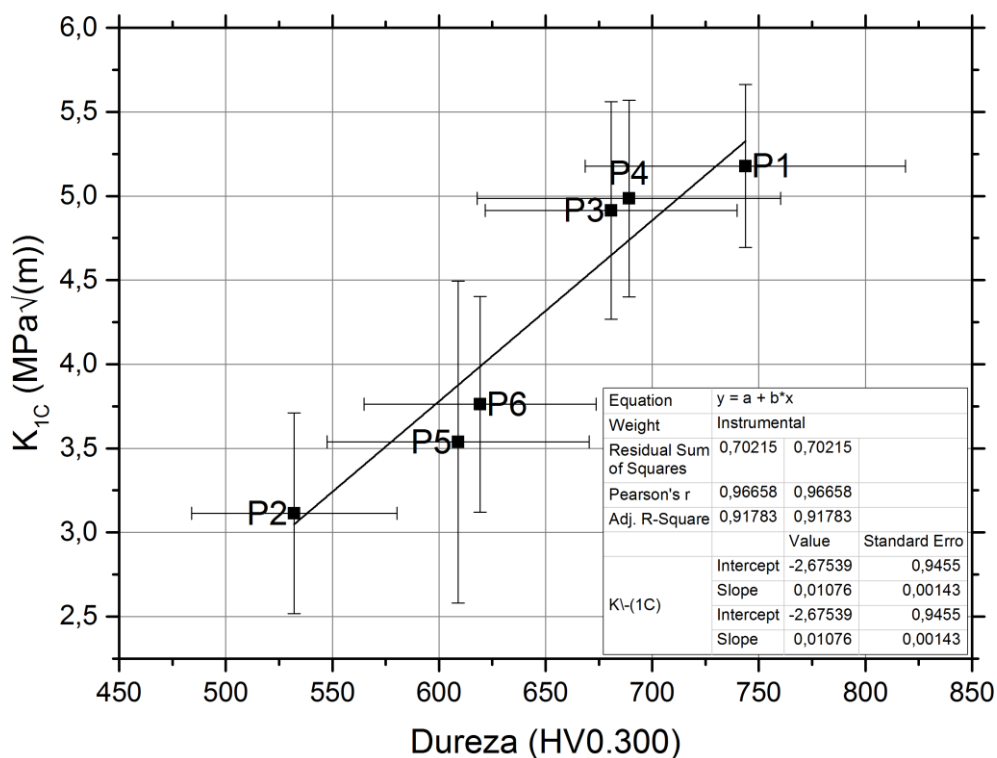
et al., 2010). Pode ser observado no gráfico da Figura 58 que os resultados de tenacidade à fratura foram correlacionados com os resultados de microdureza. Esses resultados podem indicar que uma quantidade significativa da deformação causada pelas microindentações foi acomodada através da propagação de trincas, caracterizando um comportamento frágil para todos os revestimentos testados.

Figura 58 - Tenacidade à fratura dos revestimentos obtida através da técnica de Evans e Wilshaw (EVANS; WILSHAW, 1976)



Fonte: autoria própria

Figura 59 - Relação entre Microdureza Vickers e Tenacidade à Fratura dos revestimentos

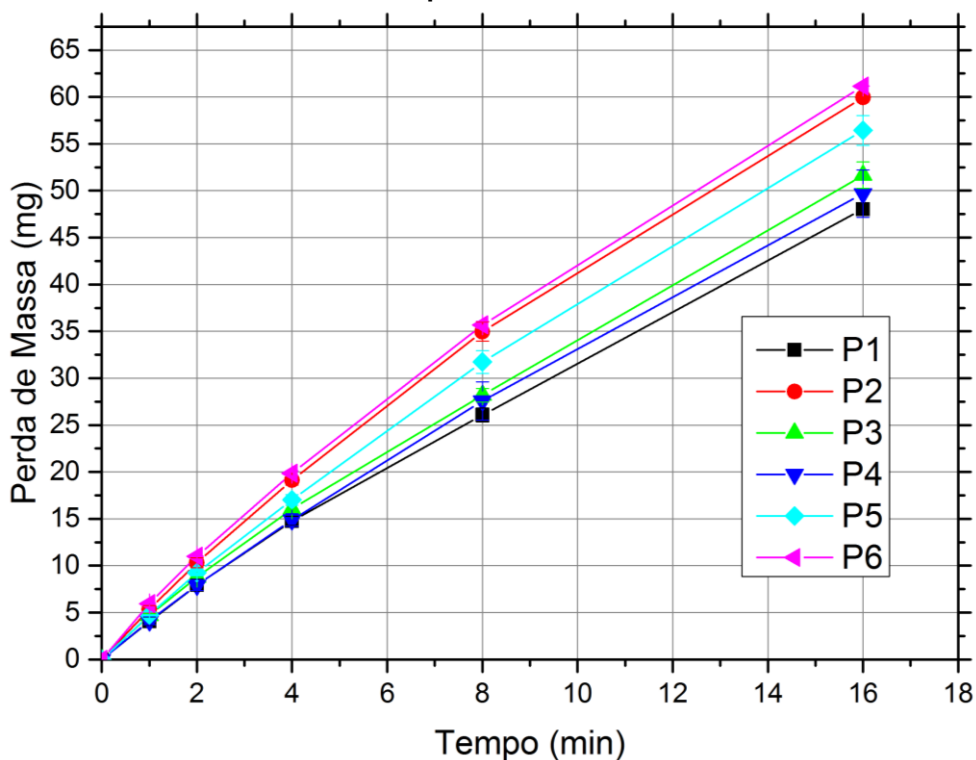


Fonte: autoria própria

4.3 RESISTÊNCIA À ABRASÃO DOS REVESTIMENTOS EM ENSAIO DO TIPO RODA DE BORRACHA

A Figura 60 é um gráfico que apresenta a perda de massa dos revestimentos P1 à 6 durante os testes de resistência à Abrasão por Roda de Borracha. O comportamento da perda de massa em relação ao tempo apresentado pelos corpos de prova foi aproximadamente linear, porém pode ser observada uma gradual atenuação da taxa de perda de massa no decorrer dos testes. Esta atenuação pode ser explicada pelo aumento gradual da área de contato da roda de borracha com o corpo de prova no decorrer da realização do teste. Quanto maior a área de contato, menor a pressão exercida sobre o material causando a redução da taxa de perda de massa dos corpos de prova. Os revestimentos P1, P3 e P4 apresentaram a menor taxa de perda de massa por abrasão em relação aos demais revestimentos. O revestimento P5 apresentou taxa de remoção de massa intermediária, enquanto os revestimentos P2 e P6 apresentaram as taxas de desgaste mais elevadas.

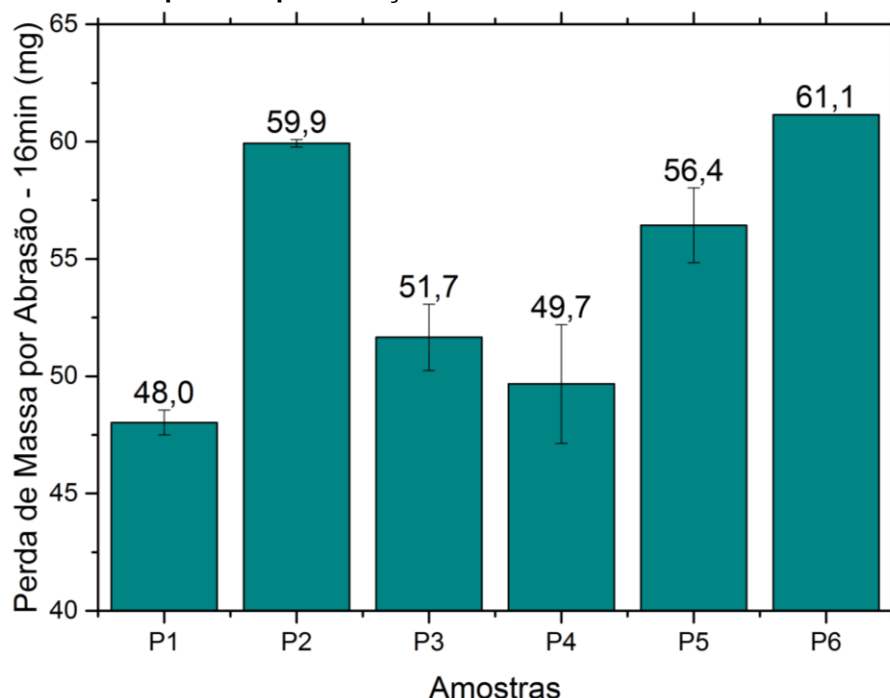
Figura 60 – Evolução da Perda de Massa dos revestimentos ao longo dos testes de resistência à Abrasão por Roda de Borracha



Fonte: autoria própria

Na Figura 61 pode ser observado que os valores de perda de massa durante os testes de abrasão apresentaram, de maneira geral, grande repetibilidade. Ao todo, foram realizados dois testes de abrasão para cada revestimento. A grande repetibilidade pode ser observada pela pequena faixa das barras de erro do gráfico da Figura 60 e pela impossibilidade de representação da faixa de erro no resultado de perda de massa do revestimento P6 da Figura 61, devido a obtenção de resultados sem variação significativa entre as réplicas.

Figura 61 - Perda de Massa apresentado pelos corpos de prova após decorrido o tempo de 16 minutos do teste de resistência à Abrasão por Roda de Borracha. Observação: Os corpos de prova do revestimento P6 não apresentaram diferença significativa de resultados para a representação da barra de erro



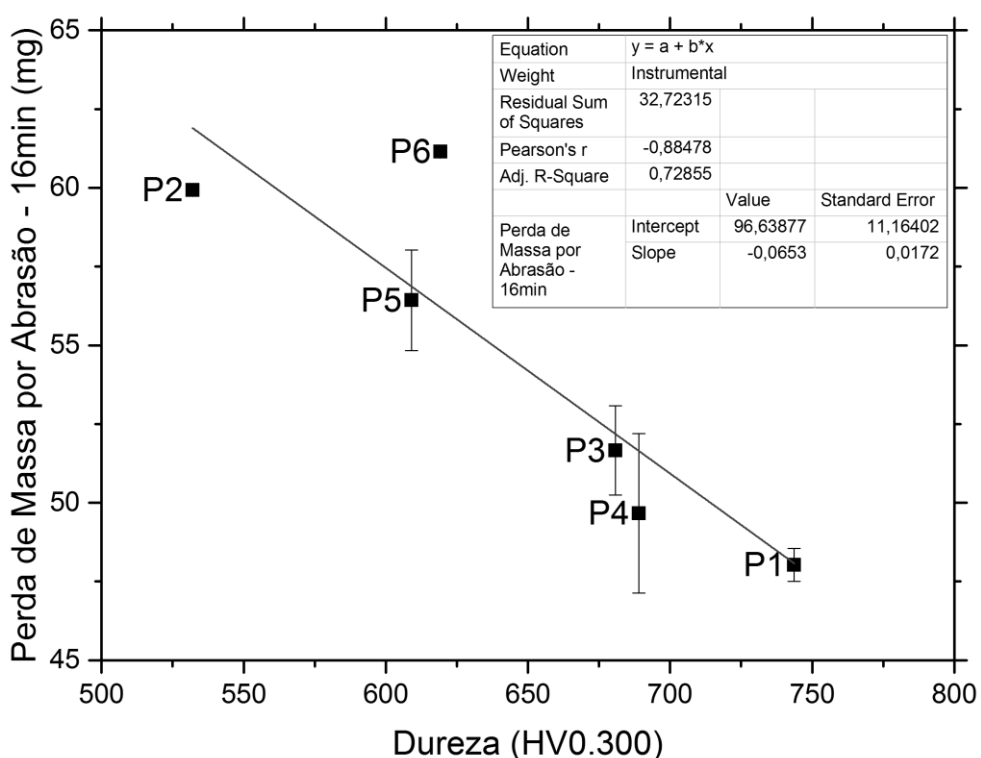
Fonte: autoria própria

As Figura 62 e Figura 63 são gráficos que relacionam a perda de massa observada durante os testes de abrasão com a microdureza e a tenacidade à fratura respectivamente. Foi constatado que existiu grande correlação entre a resistência ao desgaste por abrasão e as propriedades de microdureza e tenacidade à fratura do revestimento, sendo que, quanto maiores a dureza e a tenacidade à fratura, maior será a resistência à abrasão do revestimento. A relação entre a dureza e a resistência ao desgaste por abrasão também foi observada por Wang et al. (2012) em revestimentos WC-12Co submetidos à testes de abrasão por roda de borracha. Posteriormente, Wang et al. (2019) também observaram a relação proporcional entre dureza e resistência ao desgaste por abrasão de revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. Bolelli et al. (2015) avaliaram a relação entre propriedades como a dureza e a tenacidade à fratura de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ na sua resistência à abrasão apresentada em testes de abrasão por roda de borracha e observaram a relação inversamente proporcional entre a perda de massa por abrasão e as propriedades de dureza e tenacidade à fratura. Os autores associaram a propriedade de tenacidade à fratura à coesão entre as lamelas, enquanto a dureza dos revestimentos está

relacionada tanto a coesão entre as lamelas, quanto à coesão entre as fases presentes dentro das lamelas (BOLELLI et al., 2015). Dessa forma, quanto maiores as forças de coesão entre as lamelas e às fases matriz e carbonetos, menor a penetração das partículas de abrasivo, e menor a capacidade de estas causarem o arrancamento de material durante o processo de desgaste abrasivo.

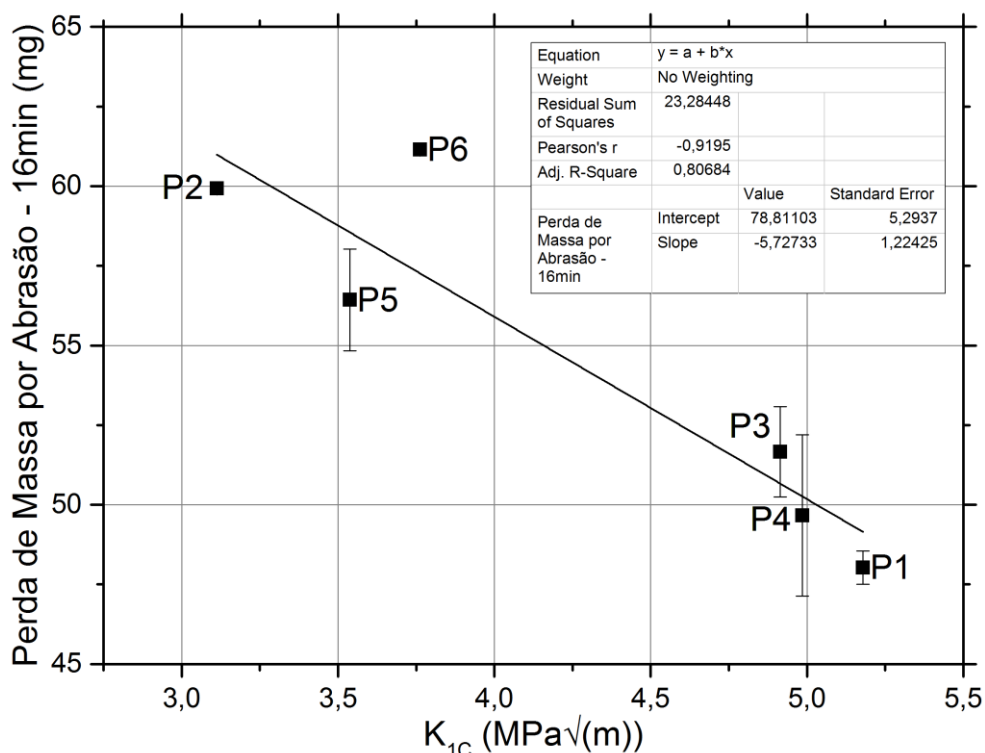
Figura 62 - Relação entre Microdureza Vickers e perda de massa observada nos testes de Abrasão por roda de borracha.

Observação: Os corpos de prova dos revestimentos P2 e P6 não apresentaram diferença significativa de resultados para a representação da barra de erro



Fonte: autoria própria

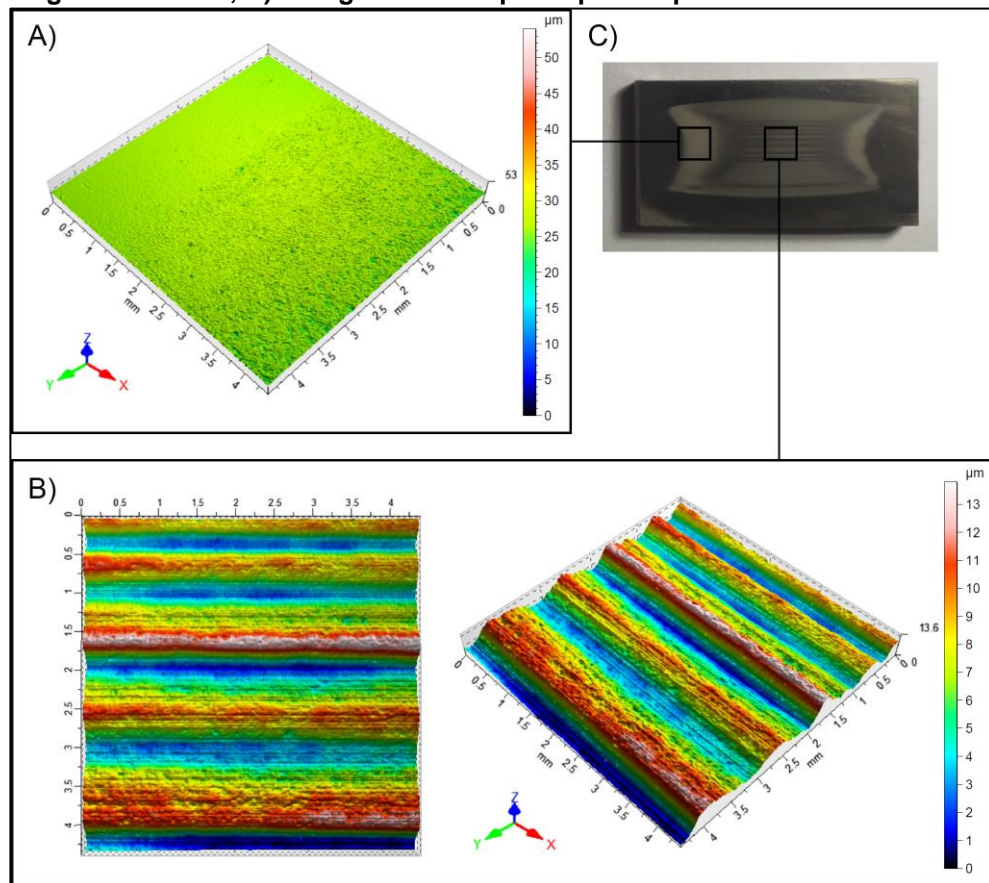
Figura 63 - Relação entre Microdureza Vickers e perda de massa observada nos testes de Abrasão por roda de borracha.



Fonte: autoria própria

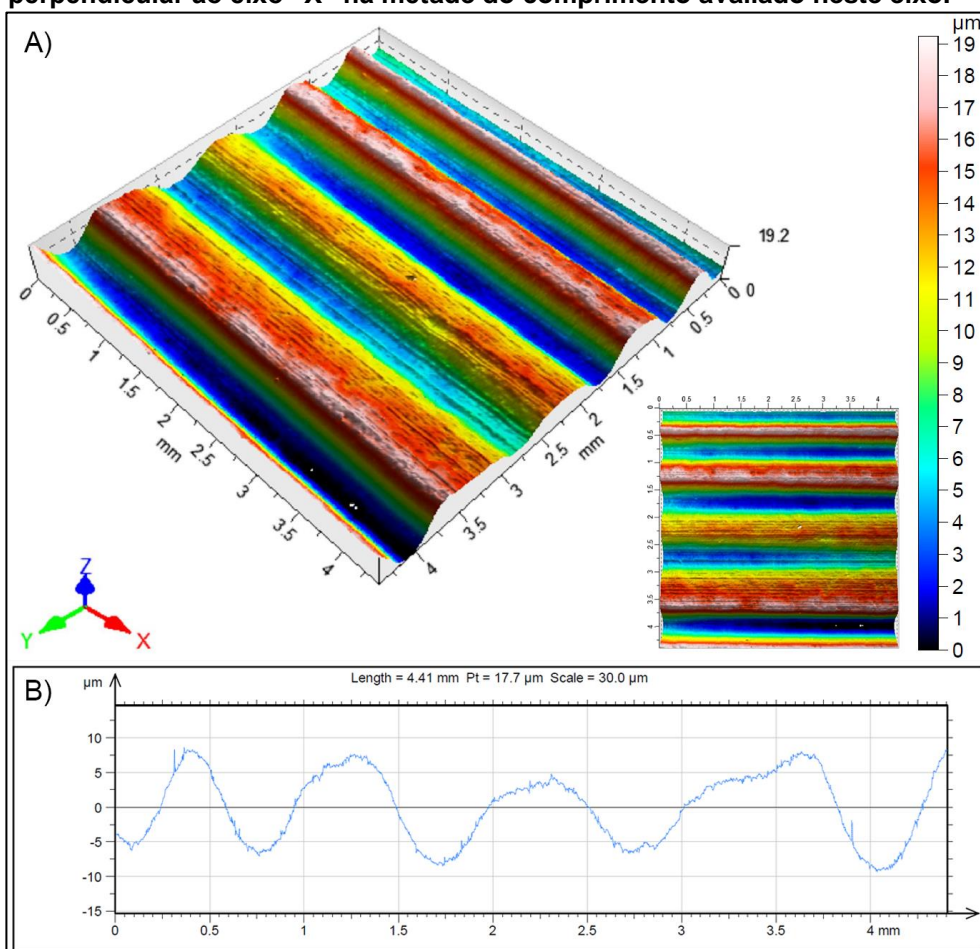
As marcas causadas pela abrasão apresentaram duas regiões com distintas: a região central (Figura 64B) caracterizada pela formação de riscos e a região periférica (Figura 64A) com aparência fosca. As regiões periféricas das marcas de abrasão têm aparência acinzentada fosca devido à formação de crateras por entalhamento durante os testes. A presença dessas duas regiões é típica em marcas dos testes de abrasão por roda de borracha e também foi descrita por Ji et al. (2006). O entalhamento foi causado pelo rolamento das partículas abrasivas durante os ensaios. Os riscos formados na região central dos corpos de prova formaram regiões mais suscetíveis ao desgaste pela acumulação de abrasivo nos vales e pelo acúmulo subsequente de danos durante a realização dos ensaios. Esse acúmulo causou a formação de uma morfologia (Figura 64 e Figura 65A) formada por trilhas com perfil suave (Figura 65B). A Figura 65A é uma representação do perfil de alturas da superfície da região central da marca de desgaste causada pelos testes de resistência a Abrasão do revestimentos P1. A Figura 65B é o perfil de alturas referente ao corte na metade do comprimento avaliado no eixo "X" da área desgastada do revestimento P1 representada na Figura 65A.

Figura 64 - Representação dos perfis de alturas da marca de desgaste causada pelo teste de Resistência ao Desgaste por Abrasão de um corpo de prova do revestimento P6 obtidos por Perfilometria Ótica: (A) Região Central, (B) Região Periférica, C) Fotografia do corpo de prova após o ensaio



Fonte: autoria própria

Figura 65 – A) Representação do perfil de alturas obtida por Perfilometria Ótica da região central da superfície desgastada da amostra P1 após os testes de resistência ao desgaste por abrasão. B) Gráfico obtido pelo corte na direção perpendicular ao eixo “X” na metade do comprimento avaliado neste eixo.



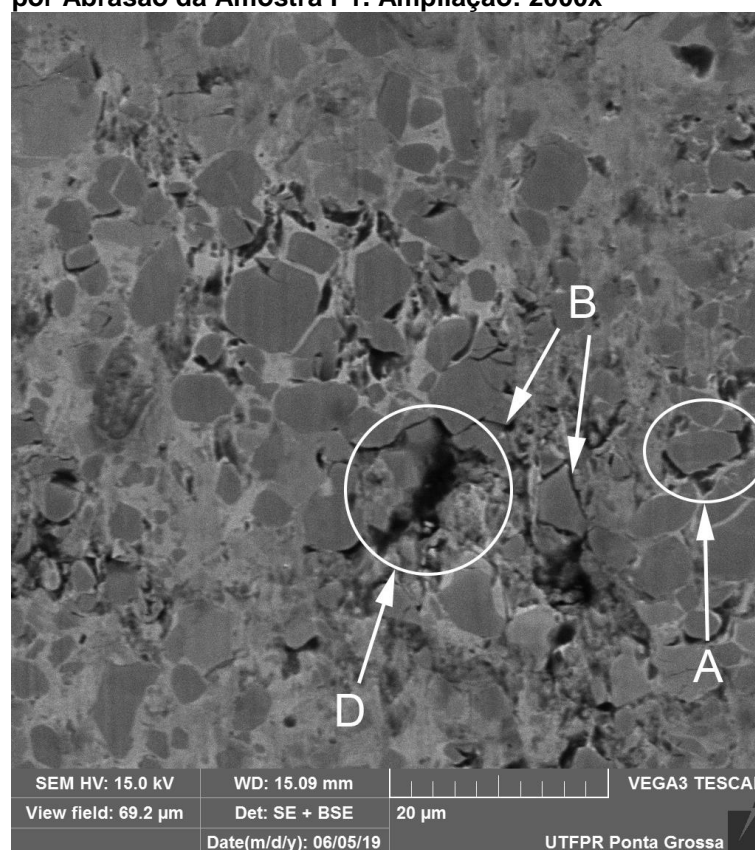
Fonte: autoria própria

Através da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura foi possível a análise das regiões desgastadas das amostras submetidas aos testes de resistência ao desgaste por Abrasão por Roda de Borracha. Em todas as amostras foi constatado que o processo de perda de material transcorreu pelo desgaste preferencial da fase matriz (NiCr) seguido pelo desprendimento dos carbonetos (Cr_3C_2) inteiros ou em fragmentos. Ji et al. (2006) e Janka et al. (2016) avaliaram a resistência de revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr obtidos por HVOF através de testes de abrasão por roda de borracha (ASTM G65) e constataram a ocorrência do mesmo processo de desgaste.

As interfaces entre matriz e carbonetos formaram linhas de propagação preferencial de trincas provocando o destacamento dos carbonetos. Na Figura 66 pode ser observado esse processo: na região indicada por “A” ocorreu o desgaste

preferencial da fase matriz, as setas “B” indicam trincas formadas entre as fases matriz e carboneto causadas pela ausência do suporte provido pelo arrancamento de material da região “D”.

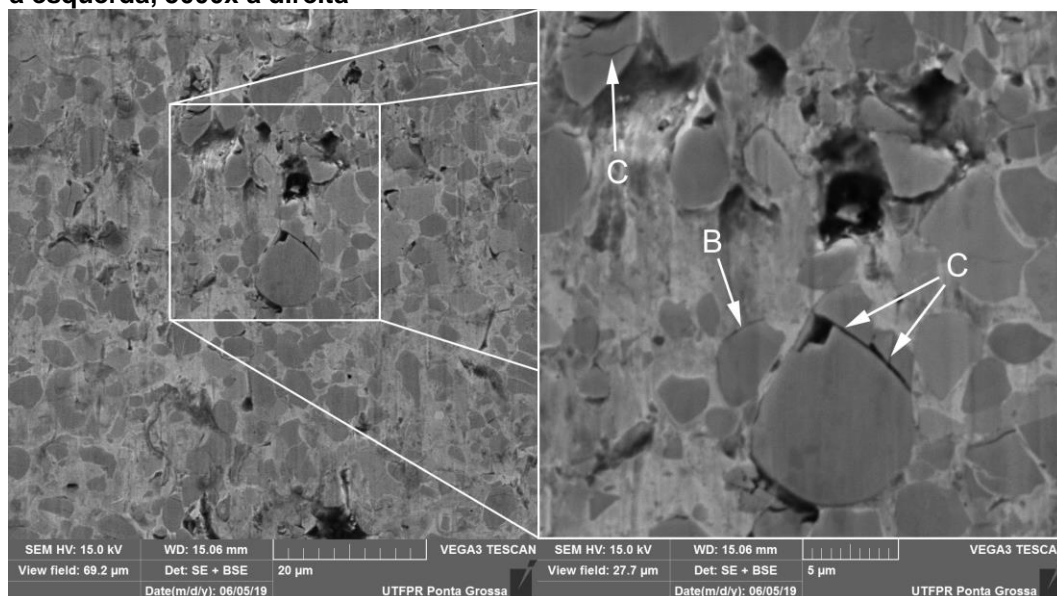
Figura 66 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P1. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

As amostras do revestimento P1 apresentaram a menor taxa de remoção de material durante os testes de resistência a abrasão e a maior severidade de trincas na fase Carboneto nas regiões desgastadas em relação às outras combinações de parâmetros de deposição. As setas “C” da Figura 67 indicam as trincas formadas em uma amostra da combinação de parâmetros P1.

Figura 67 - Imagens obtidas por MEV da região periférica da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P1. Ampliação: 2000x à esquerda, 5000x à direita

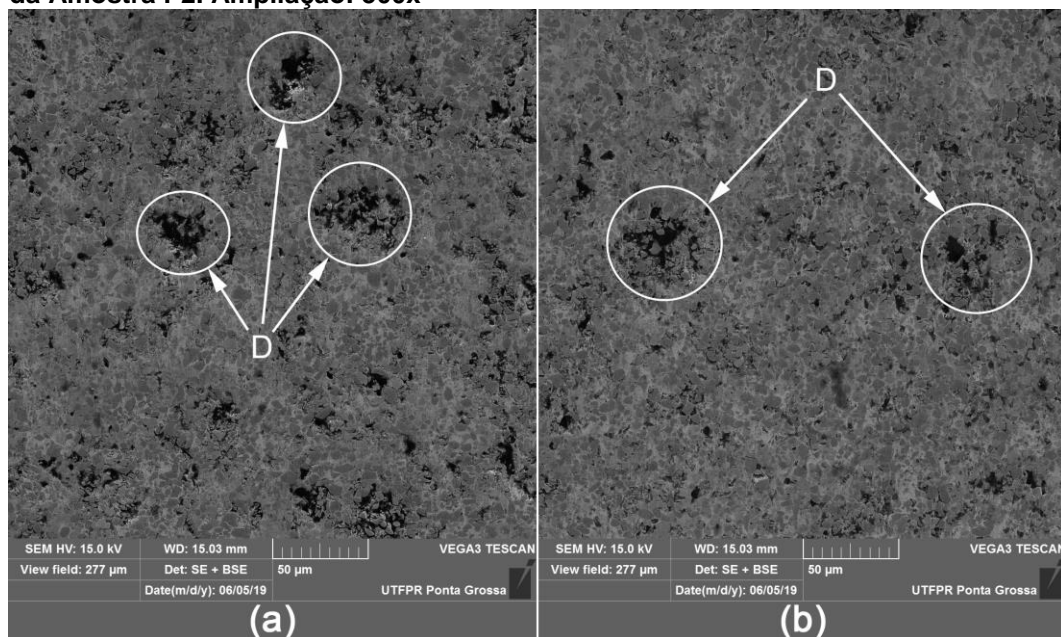


Fonte: autoria própria

As amostras do revestimento P2 apresentaram a maior taxa de perda de massa durante os testes de Desgaste por Abrasão em relação aos demais. As setas “D” da Figura 68 indicam regiões onde ocorreu desprendimento de material, onde pode ser observado a maior severidade do desgaste em relação à amostra P1. As áreas “A” e “D” da Figura 69 indicam as regiões de desgaste preferencial da fase matriz e de desprendimento de material respectivamente.

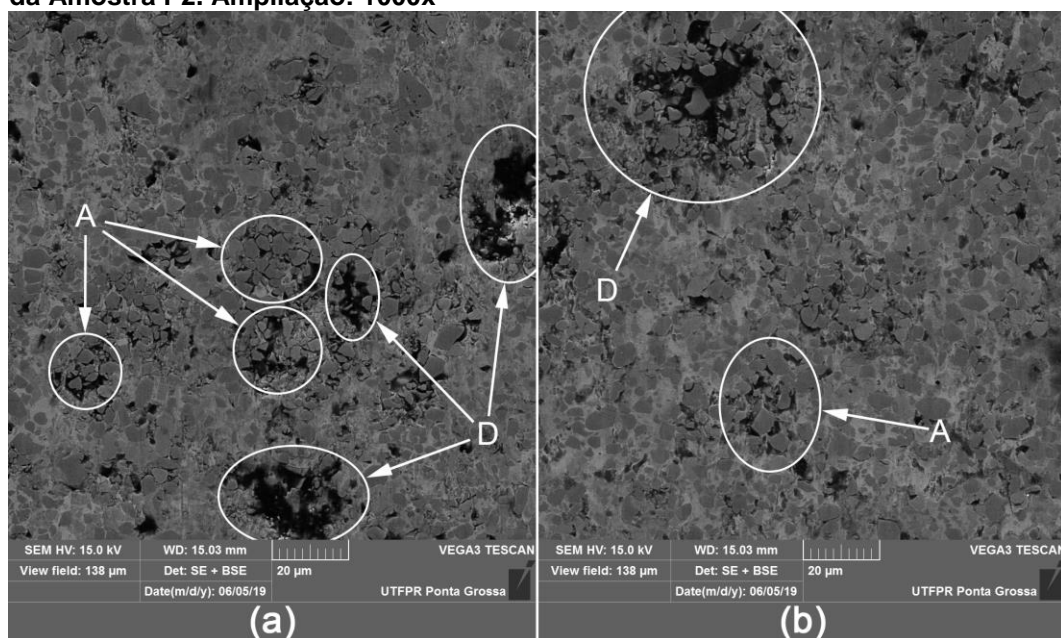
Na Figura 70 podem ser observada em maiores detalhes as regiões de desgaste preferencial e desprendimento de material, além disso, fica evidente a maior presença de trincas entre as fases carboneto e matriz em relação à amostra P1. Na Figura 70 podem ser observadas as regiões de desgaste preferencial da matriz (“A”) e de arrancamento de material (“D”) em maior ampliação. Estas imagens indicam (juntamente com os resultados de perda de massa durante os testes) que o mecanismo de desgaste preferencial e formação de trincas entre as fases seguida pelo desprendimento de material foi o principal processo de perda de massa durante os testes de Resistência à Abrasão.

Figura 68 - Imagens obtidas por MEV da região central (esquerda) e periférica (direita) da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 500x



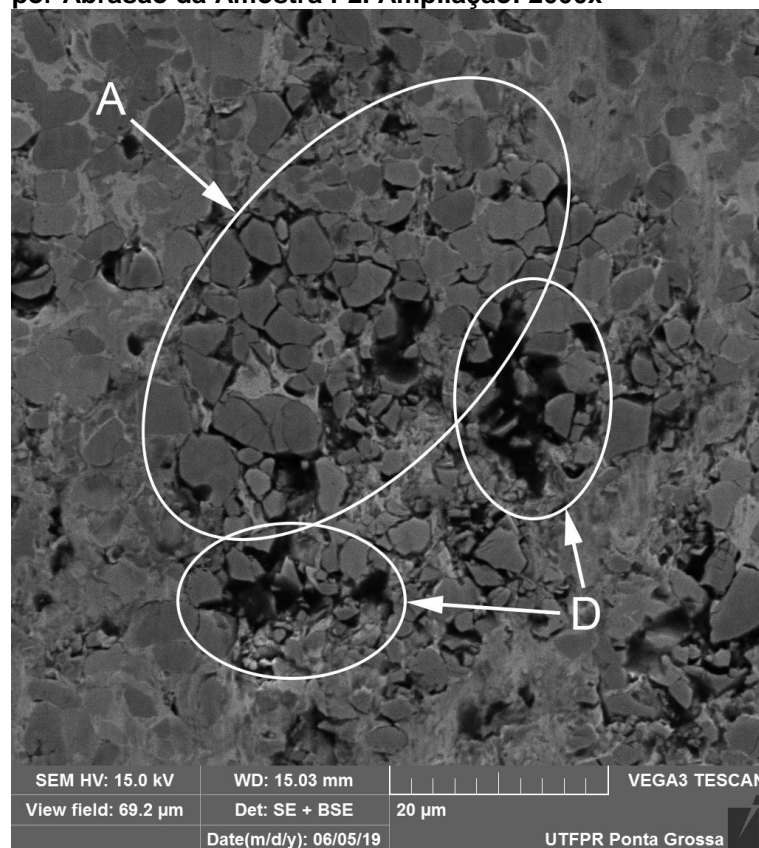
Fonte: autoria própria

Figura 69 - Imagens obtidas por MEV da região central (esquerda) e periférica (direita) da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 1000x



Fonte: autoria própria

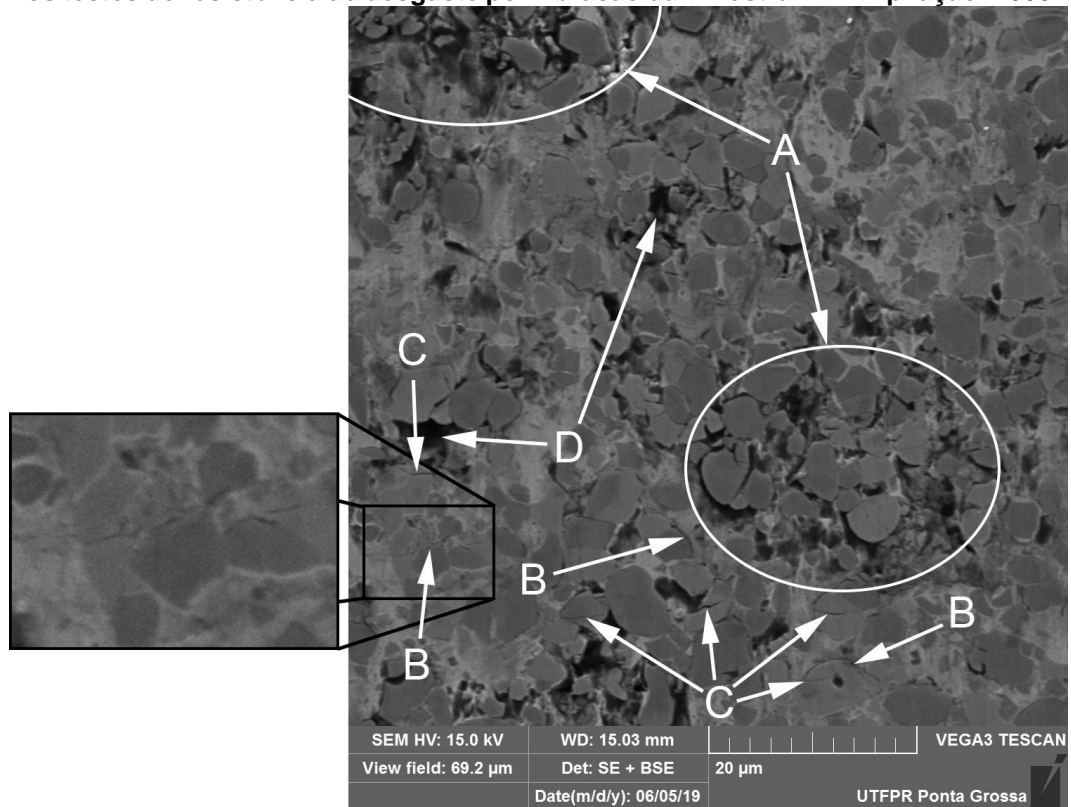
Figura 70 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

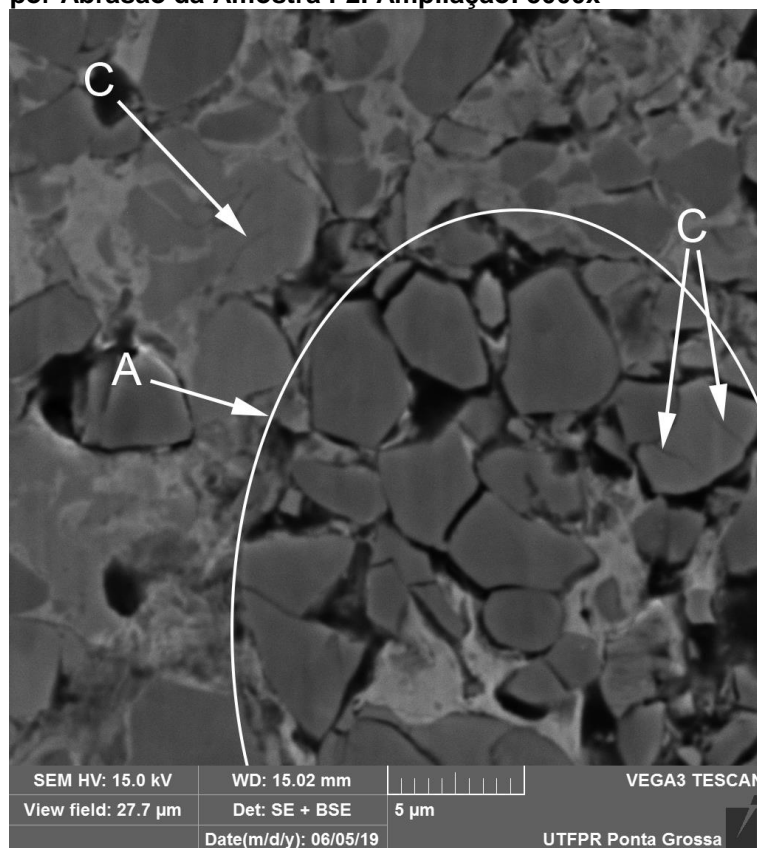
Na Figura 71, além das regiões de desgaste da matriz (“A”) e de desprendimento (“D”), podem ser observadas as formações de trincas entre as fases carboneto e matriz (“B”) e trincas nos carbonetos (“C”) no revestimento P2. Na imagem em destaque da mesma figura pode ser observada a tendência de propagação de trincas entre as fases. Na Figura 72 pode ser verificada a formação de trincas nos carbonetos (“C”) à medida que o suporte proporcionado pela matriz deixa de existir pelo seu desgaste preferencial. Esta perda de suporte pode ser a causa da formação de maior número de trincas no revestimento P2 em relação ao P1, em razão do revestimento P2 apresentar um processo de desgaste preferencial da matriz mais severo que o revestimento P1.

Figura 71 - Imagem obtida por MEV da região periférica da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

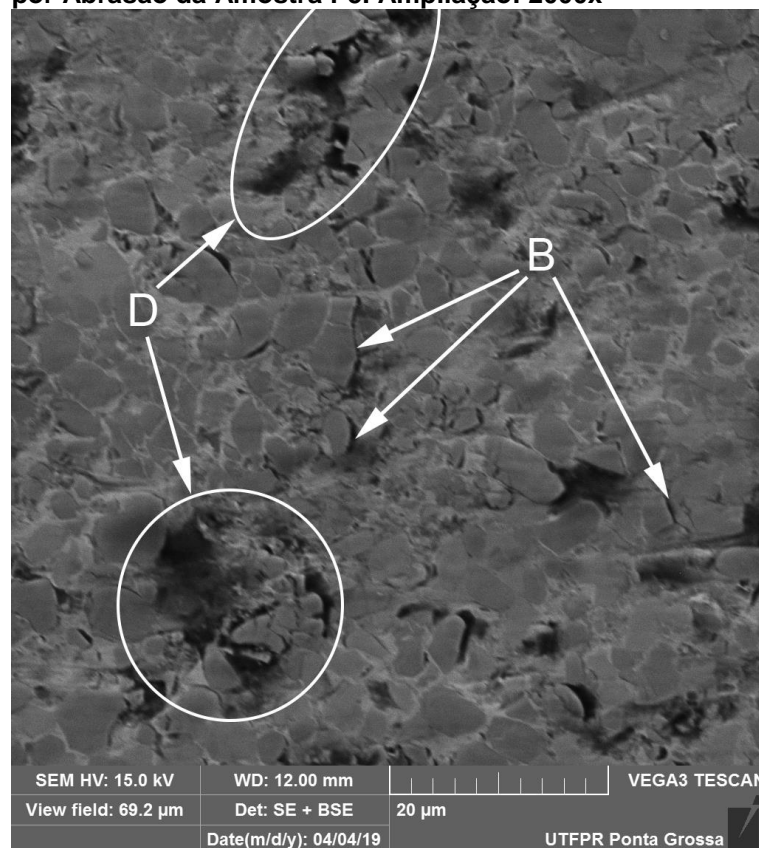
Figura 72 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P2. Ampliação: 5000x



Fonte: autoria própria

Na Figura 73 podem ser observada regiões de remoção de material do revestimento P5 (“D”) e a formação de trincas entre carbonetos e matriz (“B”) preferencialmente na direção transversal à direção de abrasão da roda de borracha (horizontal).

Figura 73 - Imagem obtida por MEV da região central da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Abrasão da Amostra P5. Ampliação: 2000x



Fonte: autoria própria

De maneira geral, os resultados dos testes de resistência ao Desgaste por Abrasão apontaram a grande influência das características da matriz metálica dos revestimentos (como o nível de dissolução de carbonetos), da porosidade e da ligação entre as fases carboneto e matriz no desempenho dos revestimentos nesta condição de desgaste. Dessa forma, os revestimentos que apresentaram porosidade mais baixa, maior dureza, maior coesão entre as lamelas (associada à maior tenacidade à fratura) e maior ligação entre as fases carboneto e matriz (possivelmente gerada por maiores níveis de dissolução dos carbonetos na fase matriz), apresentaram os maiores níveis de resistência à abrasão dentre os demais.

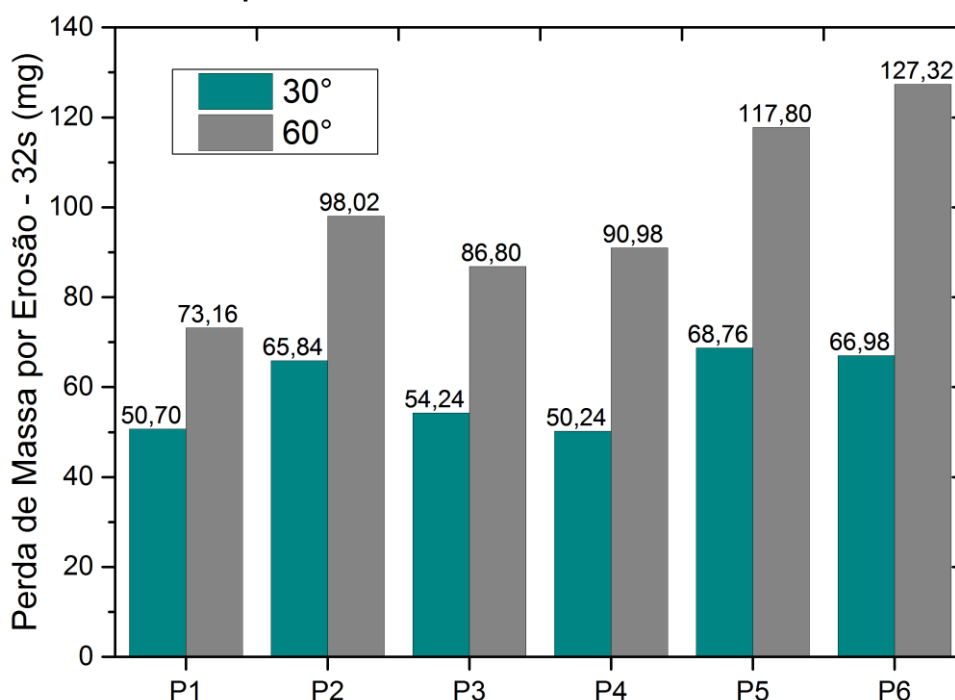
4.4 RESISTÊNCIA À EROSIÃO DOS REVESTIMENTOS HVOF EM TEMPERATURA AMBIENTE

Os resultados de perda de massa ao final dos testes de resistência ao desgaste por erosão em temperatura ambiente realizados no Laboratório da UTFPR-

PG estão representados no gráfico da Figura 74. Os testes tiveram tempo total de 32 segundos por corpo de prova. As duas categorias presentes na legenda se referem aos ângulos de incidência de partículas utilizados nos testes em relação à superfície dos corpos de prova. Com o ângulo de incidência de 30°, as amostras P1, P3 e P4 apresentaram as menores perdas de massa (na faixa de 50 a 55mg), enquanto os revestimentos P2, P5 e P6 apresentaram valores de perda de massa mais elevados, na faixa de 65 a 69mg após 32 segundos de teste.

Com o ângulo de incidência de 60° o revestimento P1 se destacou pela menor perda de massa dentre todos os revestimentos (cerca de 73mg), seguido pelos revestimentos P3 (87mg), P4 (91mg) e P6 (98mg). Da mesma forma que com o ângulo de incidência de 30°, os revestimentos P5 e P6 apresentaram as maiores perdas de massa nos testes com ângulo de incidência de 60° (respectivamente 118mg e 127mg). O aumento da perda de massa por erosão com ângulo de incidência de 60° em relação à 30° também foi observado nos trabalhos de Wang et al. (2011), Zhang, Dong e Chen (2017) e Matikainen et al. (2019). O aumento da perda de massa com maior de ângulo de incidência ocorre pela maior quantidade de energia cinética transferida para a superfície nestas condições. Ou seja, em situações de erosão com menor ângulo de incidência, a quantidade de energia cinética retida pelas partículas após o impacto é maior, acarretando uma condição de desgaste menos severo.

Figura 74 - Resultados de perda de massa durante os testes de resistência à Erosão em Temperatura Ambiente



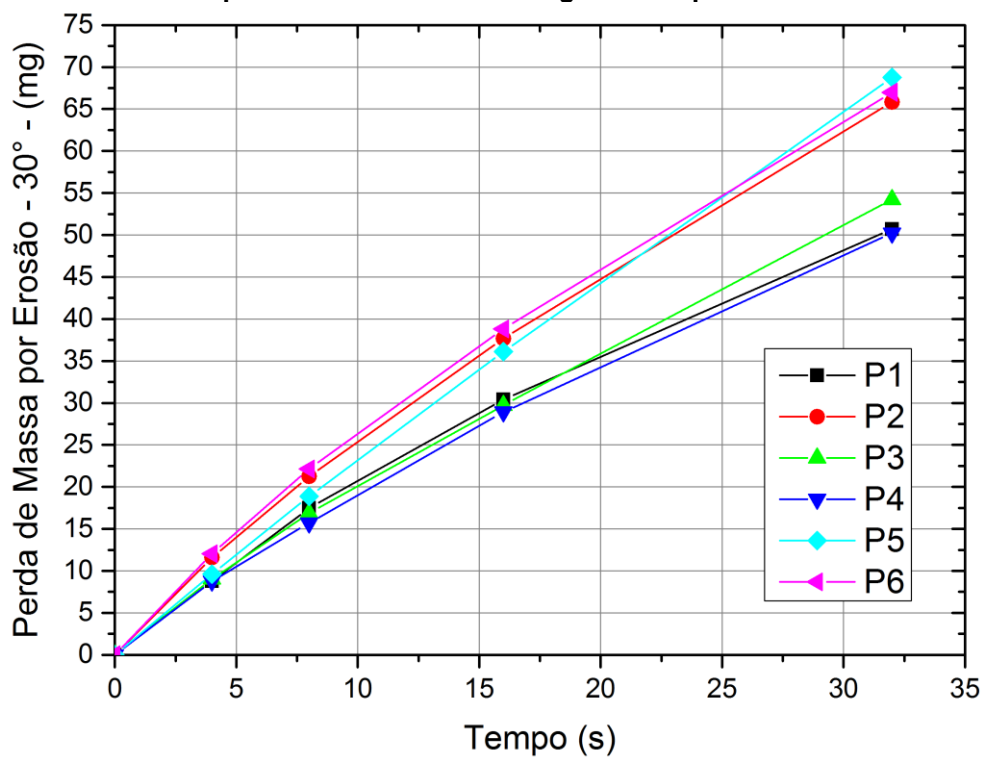
Fonte: autoria própria

As Figura 75 e Figura 76 são gráficos que apresentam a evolução da perda de massa dos revestimentos no decorrer dos testes de resistência à erosão com ângulos de incidência de 30° e 60° respectivamente. Pode ser observado que os revestimentos não apresentaram mudanças de tendência de taxa de perda de massa, ou seja, no início dos testes (até 8 segundos) já é possível a identificação dos revestimentos com maior ou menor resistência à erosão por impacto de partículas, e esta tendência se mantém no decorrer do ensaio.

A perda de massa com ângulo de incidência de 30° apresentou comportamento aproximadamente linear em relação ao tempo de ensaio, porém pode ser notada uma leve atenuação gradual da taxa de remoção de material. Os testes com ângulo de incidência de 60° também apresentaram resultados de perda de massa aproximadamente lineares em relação ao tempo do início dos testes até 16 segundos, porém, após este tempo de teste, a taxa de perda de massa apresentou uma grande atenuação nos corpos de prova para todos os revestimentos. Isso pode ser explicado pela formação da “cratera” (Figura 77) formada pela área desgastada nos testes com ângulo de incidência de 60°, que causa a mudança do ângulo efetivo de impacto de grande parte das partículas gerando um efeito de atenuação na taxa de remoção de material. Esse efeito não foi observado nos testes com ângulo de incidência de 30°

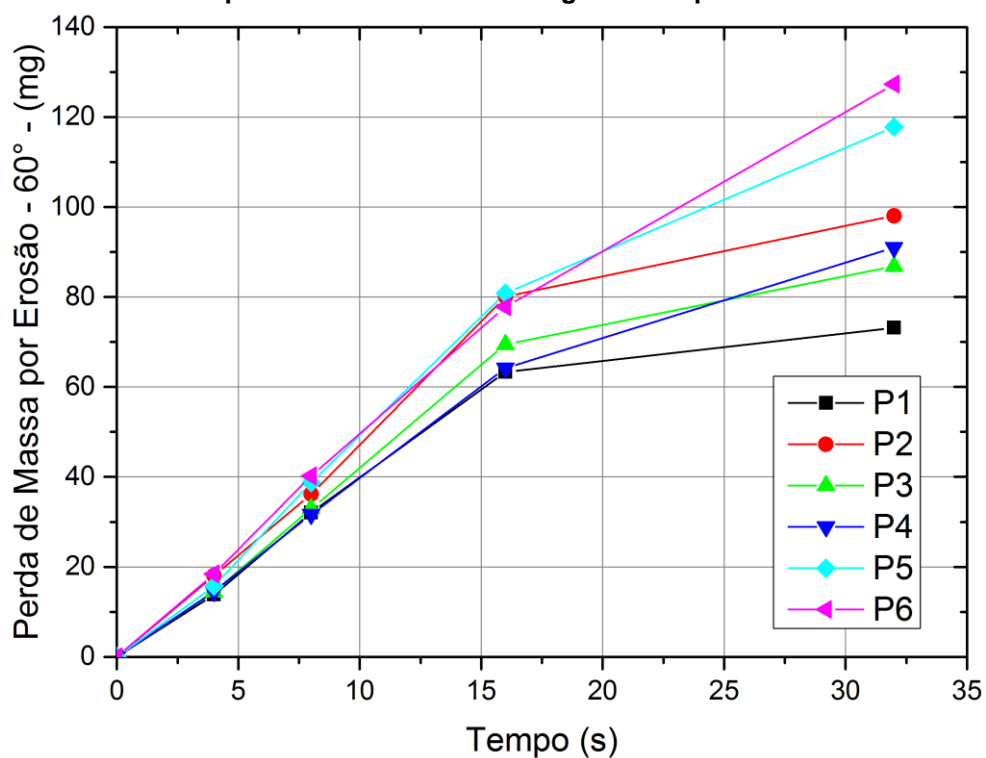
devido à menor perda de massa durante o ensaio e a maior área de interação das partículas com a superfície em relação aos testes com 60°.

Figura 75 - Resultados de perda de massa durante os ensaios de Resistência à Erosão em Temperatura Ambiente com ângulo de impacto de 30°



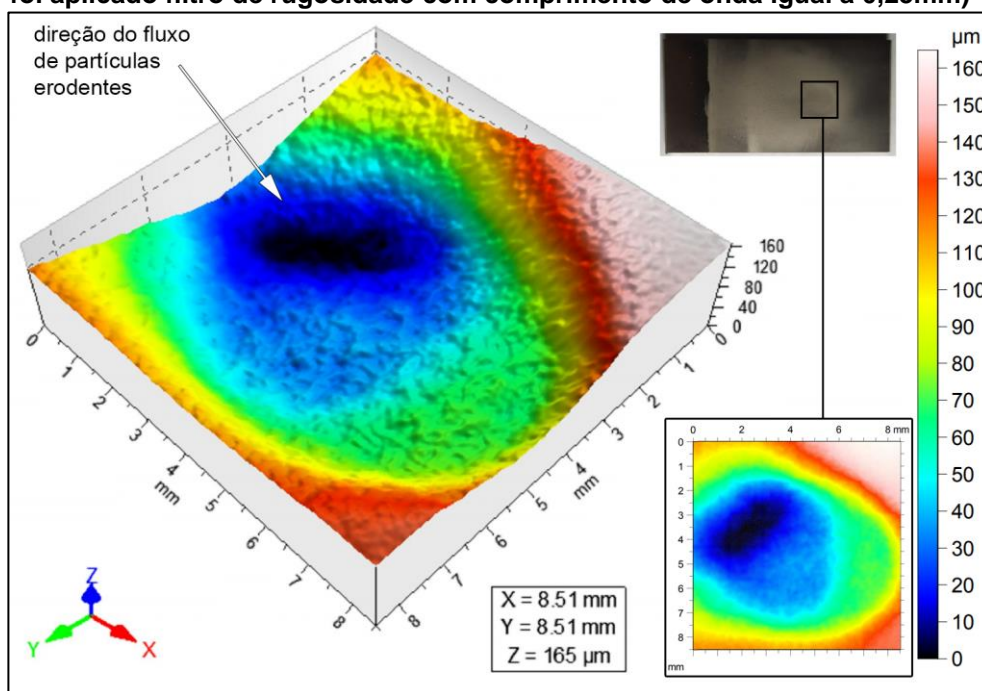
Fonte: autoria própria

Figura 76 - Resultados de perda de massa durante os ensaios de Resistência à Erosão em Temperatura Ambiente com ângulo de impacto de 60°



Fonte: autoria própria

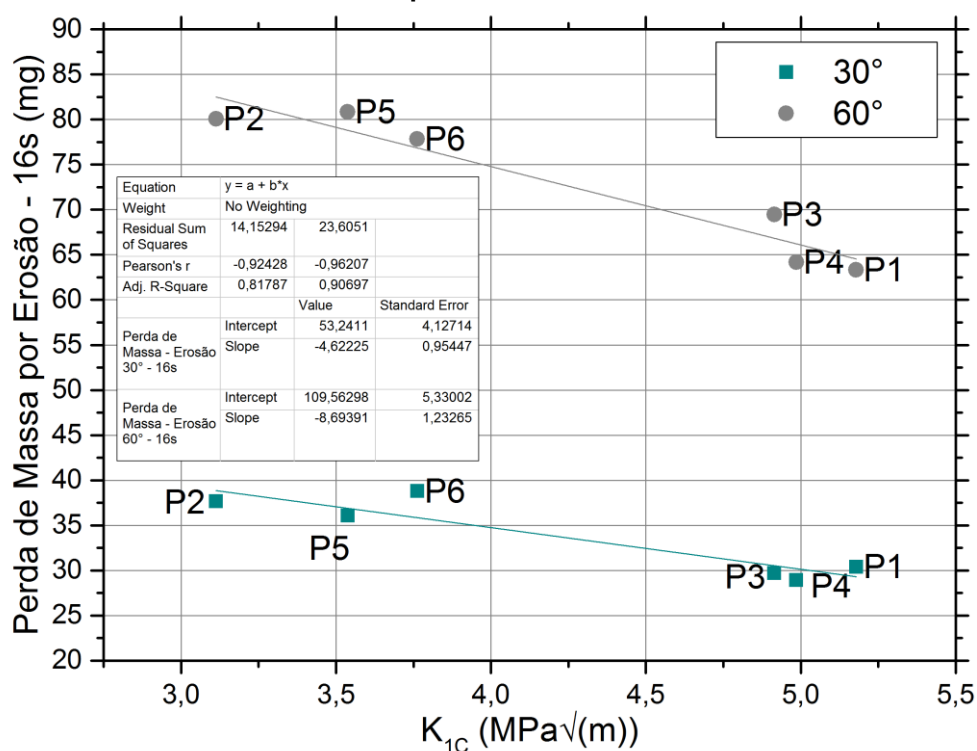
Figura 77 - Representação do perfil de alturas da região de desgaste em um corpo de prova do revestimento P1 após o teste de erosão em temperatura ambiente. Ângulo de impacto das partículas: 60°. (Para melhor visualização foi aplicado filtro de rugosidade com comprimento de onda igual à 0,25mm)



Fonte: autoria própria

A Figura 78 é um gráfico que demonstra a correlação entre a perda de massa por erosão obtida nos testes e a tenacidade à fratura apresentada pelos revestimentos. Foram utilizados os valores de perda de massa referentes à metade do tempo total dos testes devido à influência da formação de crateras no ângulo de impacto efetivo existente na metade final dos testes. Pode ser notado que quanto maiores os valores de tenacidade à fratura, menor é a perda de massa apresentada pelos revestimentos, seguindo uma relação aproximadamente inversamente proporcional. Os valores de R de correlação das linhas representadas foram de 0,82 e 0,91 para os ângulos de incidência de 30° e 60° respectivamente, o que indica a grande correspondência desses resultados.

Figura 78 - Relação entre tenacidade à fratura e perda de massa nos testes de resistência à erosão em temperatura ambiente



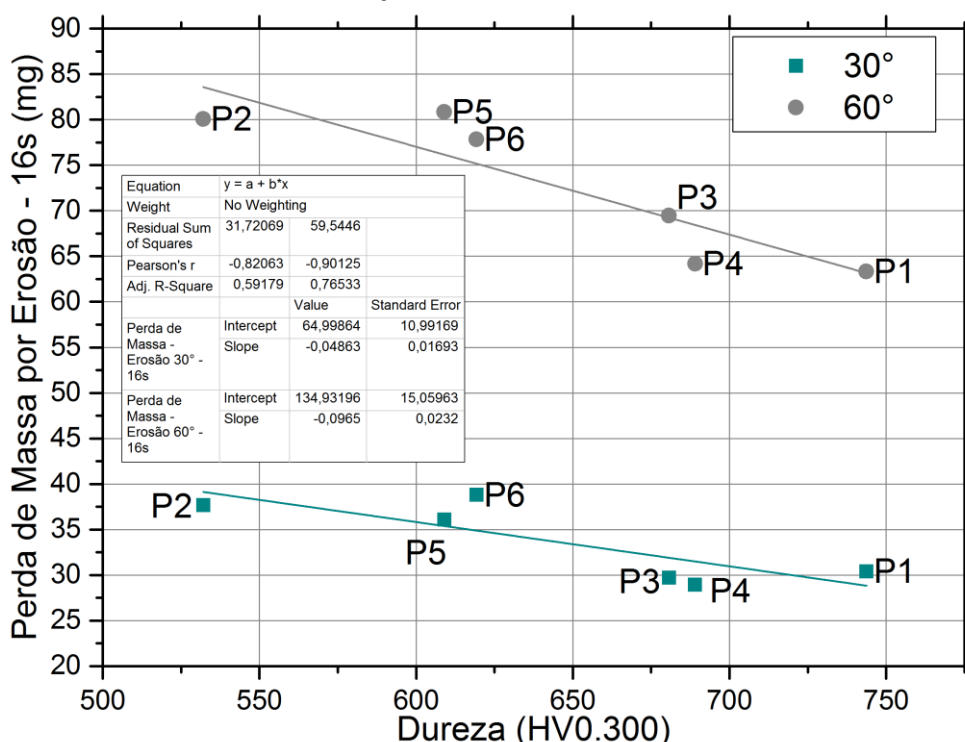
Fonte: autoria própria

A Figura 79 apresenta a correlação entre a microdureza e a perda de massa por erosão. Para as regressões lineares representadas no gráfico valores de R de correlação foram de 0,59 e 0,77 para os ângulos de incidência de 30° e 60° respectivamente. Ou seja, a correlação entre a dureza e a perda de massa por erosão não foi tão grande quanto à de tenacidade à fratura e a perda de massa por erosão, principalmente para o ângulo de incidência de 30°. Esses resultados podem indicar

que o mecanismo de desgaste frágil (propagação de trincas) foi mais significativo que o dúctil (arrancamento de material por corte), considerando que a dureza de microescala teve menor correlação com a resistência à erosão em ângulos de incidência baixos (30°) enquanto a tenacidade à fratura apresentou alta correlação para ambos os ângulos de incidência testados.

A microdureza e a tenacidade à fratura estão entre os fatores mais associados à resistência à erosão dos revestimentos compósitos. Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017) associaram a resistência à erosão apresentada por revestimentos compósitos às propriedades de dureza e tenacidade à fratura ao comparar a resistência ao desgaste dos revestimentos WC-12Co, Wc10Co4Cr e Cr₃C₂-25NiCr. O mesmo foi observado por Wang et al. (2019) ao comparar o desempenho de revestimentos com base em carbonetos WC e Cr₃C₂ e por Peat et al. (2016) ao comparar o desempenho dos revestimentos WC-CoCr, Cr₃C₂-NiCr e Al₂O₃ em condições de erosão por impacto de partículas e erosão *slurry*.

Figura 79 - Relação entre microdureza e perda de massa nos testes de resistência à erosão em temperatura ambiente

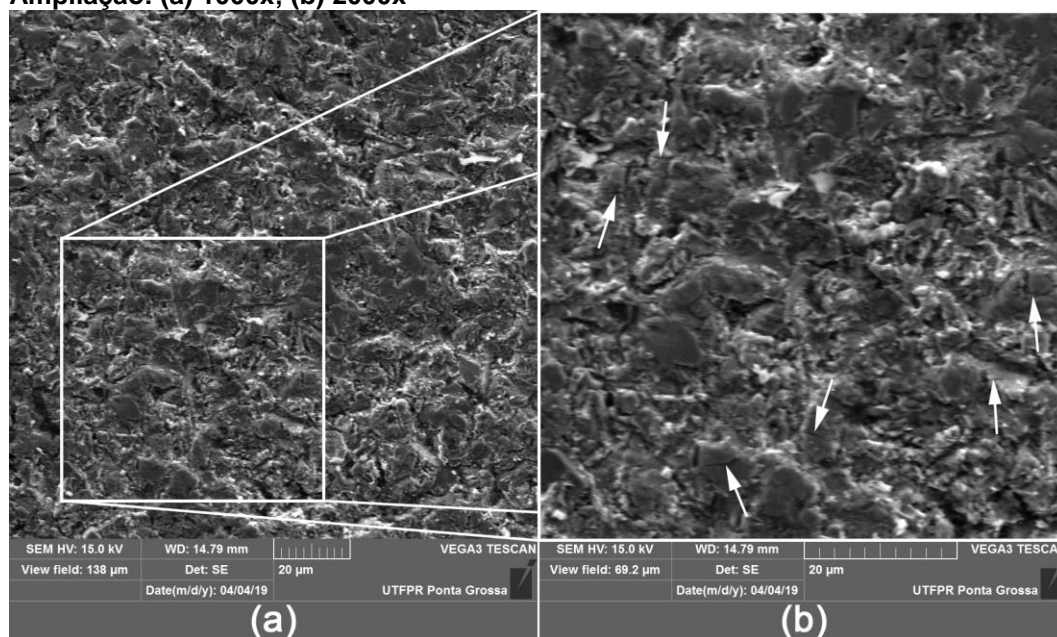


Fonte: autoria própria

A Figura 80 é uma montagem de imagens obtidas por MEV da superfície de uma amostra do revestimento P5 submetida ao ensaio de erosão em temperatura

ambiente com ângulo de colisão de partículas de 60°. A superfície apresenta as marcas dos subsequentes impactos das partículas de erodente, de forma que a observação dos mecanismos de desgaste por erosão não ocorre de maneira tão clara. Pode ser observada a formação de trincas (indicadas pelas setas da Figura 80B) e crateras rasas. Em temperatura ambiente não foram observados sinais de deformação plástica elevada nas superfícies das marcas de desgaste das amostras.

Figura 80 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P5. Ampliação: (a) 1000x; (b) 2000x



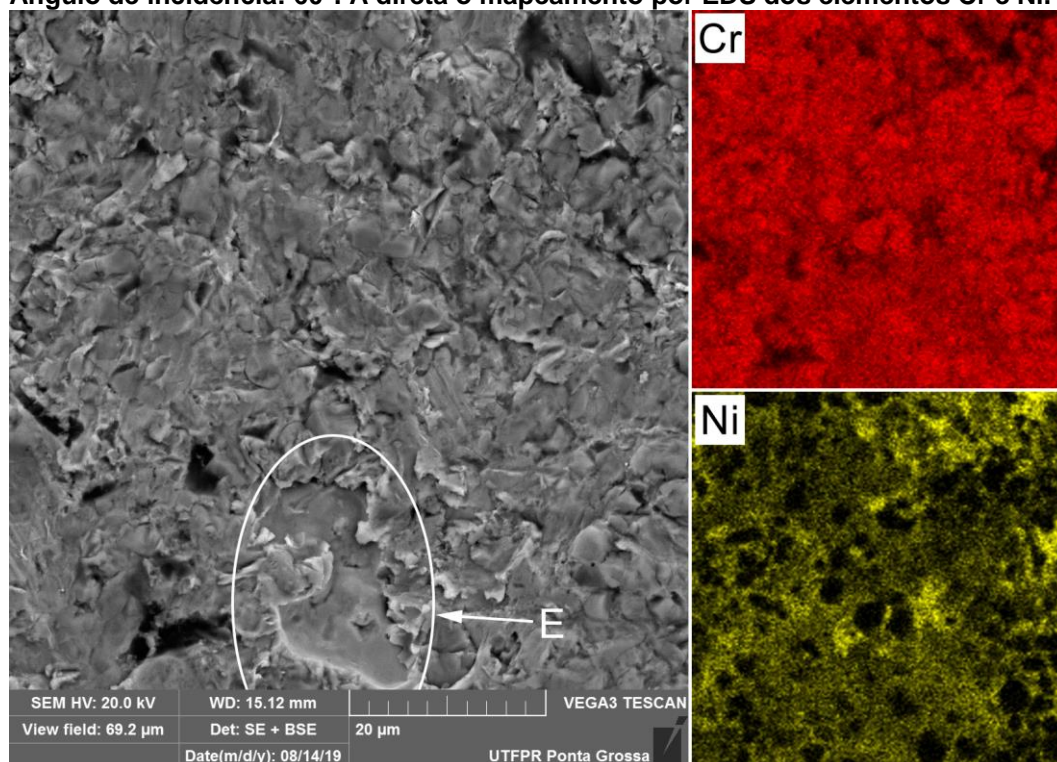
Fonte: autoria própria

As Figura 81 e Figura 82 são montagens de imagens obtidas por MEV da superfície erodida dos revestimentos P1 e P2, respectivamente, nos testes em temperatura ambiente. As imagens de mapeamento de composição química foram obtidas por EDS (Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia). Na região indicada pela seta “E” na Figura 81 ocorreu perda de material por desprendimento de lamela, caracterizada pela formação de crateras com aspecto liso. Matthews, James e Hyland (2009b) também observaram o mesmo mecanismo de perda de material em revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ submetidos à erosão. A posição dos carbonetos nas imagens obtidas por MEV pode ser observada pelas áreas escuras do mapeamento do níquel por EDS. As imagens na Figura 82 ilustram o desprendimento de carbonetos da matriz que os circunda pelo impacto das partículas de erodente. As regiões de

vazios foram regiões com maior incrustação de erodente (sílica), como pode ser observado pelo mapeamento do elemento silício.

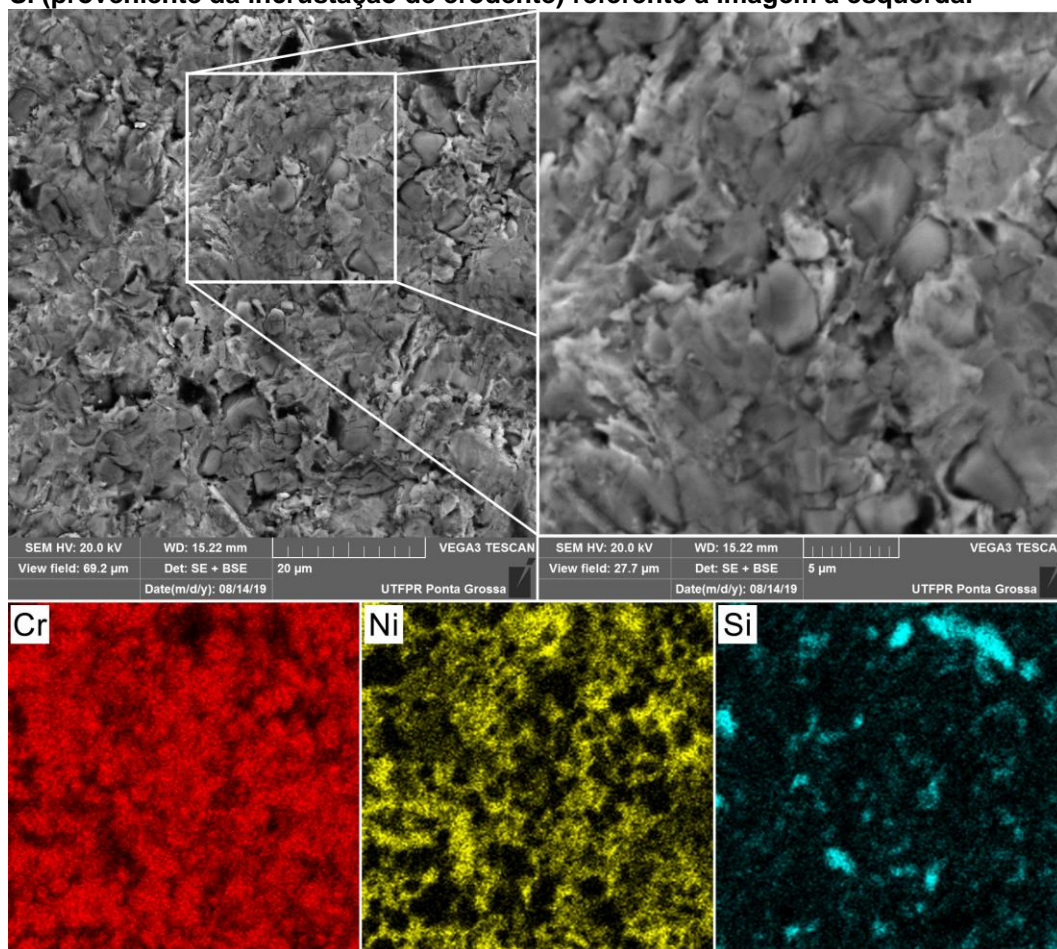
A compreensão dos mecanismos de desgaste envolvidos em testes de resistência à erosão em regime permanente é de difícil execução, pois não é possível distinguir as marcas causadas por impactos singulares. Por isso, torna-se inviável uma conclusão definitiva sobre os mecanismos de desgaste preponderantes.

Figura 81 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P1. Ângulo de incidência: 60°. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr e Ni.



Fonte: autoria própria

Figura 82 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Temperatura Ambiente da Amostra P2. Ângulo de incidência: 60°. Abaixo o mapeamento por EDS dos elementos Cr, Ni e Si (proveniente da incrustação de erodente) referente à imagem a esquerda.



Fonte: autoria própria

4.5 RESISTÊNCIA À EROSIÃO DOS REVESTIMENTOS EM ALTA TEMPERATURA

Esta seção apresentará os resultados obtidos nos testes de resistência ao desgaste por erosão em alta temperatura. Após a análise dos resultados dos testes de resistência ao desgaste por erosão em temperatura ambiente, foi constatado que o revestimento P1 apresentou a maior resistência a erosão nessa condição. Portanto, esta combinação de parâmetros foi escolhida para a realização dos testes de resistência a erosão em alta temperatura.

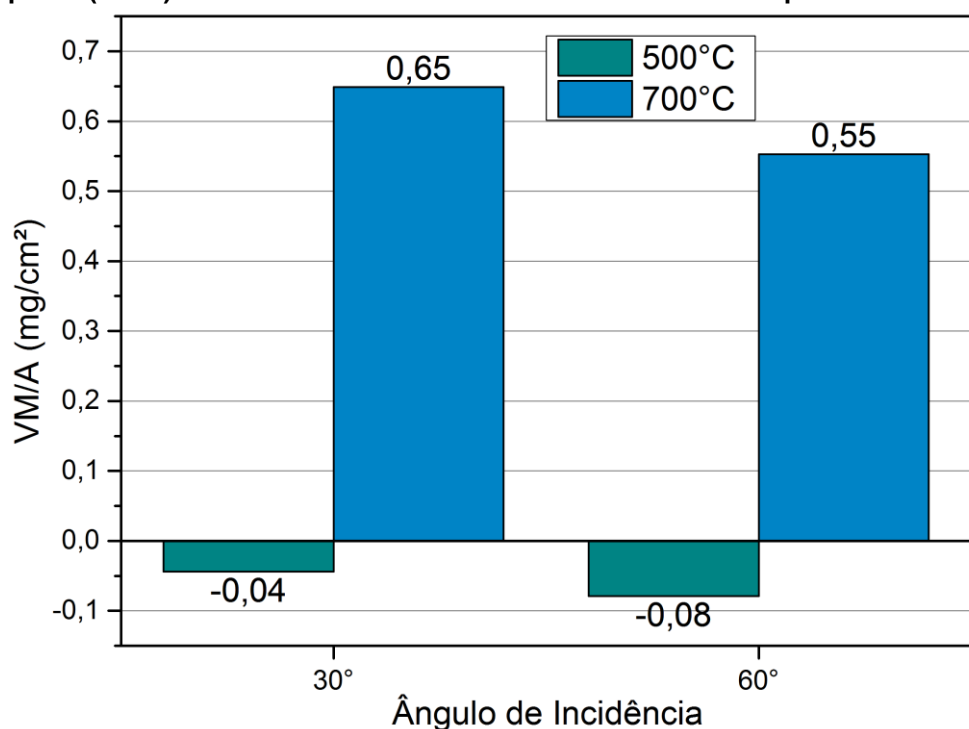
O material utilizado como substrato dos nos testes em alta temperatura foi a superliga de níquel Waspaloy. No equipamento utilizado para a realização dos ensaios, um suprimento de ar comprimido que passa por um estágio de aquecimento é utilizado como fluxo de arraste das partículas de erodente. Em uma primeira análise

foram realizados testes de estabilidade química dos corpos de prova aspergidos com o objetivo de determinar a variação de massa dos corpos de prova com a incidência do fluxo de ar (sem a colisão das partículas de erodente) em alta temperatura. Esta variação pode se dar, principalmente, pela ocorrência de oxidação do revestimento. Essas amostras submetidas somente ao fluxo de ar de arraste do erodente são denominadas “brancos”. Posteriormente, após a avaliação da oxidação dos revestimentos, serão apresentados os resultados dos testes de resistência à erosão por colisão de partículas em condições de temperatura elevada.

4.5.1 Análise da Estabilidade de Massa do Revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ em Alta Temperatura

A Figura 83 apresenta os resultados de variação de massa em relação à área superficial dos corpos de prova em alta temperatura submetidos ao fluxo de ar sem erodente. O procedimento realizado nos testes foi idêntico ao dos ensaios de resistência à erosão em alta temperatura, a não ser pela ausência da adição das partículas de erodente ao fluxo que incide sobre os corpos de prova. Pode ser observado que, na temperatura de 500°C , o gráfico da Figura 83 indica que os corpos de prova sofreram uma pequena variação de massa tanto para o ângulo de incidência de 30° quanto de 60° . Essa perda de massa pode ser considerada desprezível levando em consideração a variação de massa absoluta apresentada pelos corpos de prova durante os ensaios e a precisão dos meios de medição de massa utilizados. Ou seja, foi observado que, para a temperatura de ensaio de 500°C os corpos de prova não apresentaram variação de massa significativa em decorrência da oxidação. Os testes realizados com os brancos na temperatura de 700°C apontaram variação de massa considerável.

Figura 83 - Variação de massa dos brancos em relação à área dos corpos de prova (VM/A) do Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura



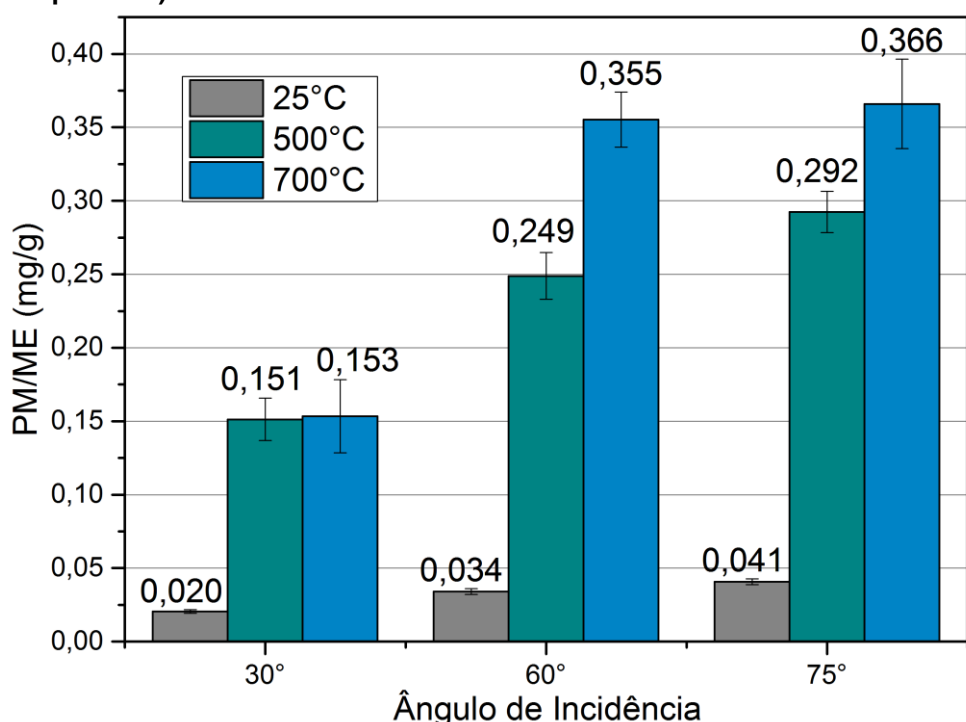
Fonte: autoria própria

Diante disso, os resultados de perda de massa obtidos nos ensaios na temperatura de 700°C foram corrigidos adicionando a variação de massa devido à oxidação. Devido à utilização de corpos de prova com diferentes diâmetros (38,1 mm para o ângulo de incidência de 30° e 25,4 mm para os ângulos de incidência de 60° e 75°) e a influência do ângulo de incidência do fluxo de ar na oxidação, os resultados foram corrigidos com os valores dos respectivos brancos (com as mesmas condições de ensaio excetuando a incidência de erodente) para os ângulos de incidência de 30° e 60°. Os resultados de erosão obtidos com o ângulo de incidência de 75° foram corrigidos com os valores de variação de massa do branco correspondente ao ângulo de 60°. A decisão de utilizar os dados referentes à oxidação com o ângulo de 60° nos resultados de perda de massa por erosão em 75° levou em conta a utilização do mesmo diâmetro de amostra e ângulo de incidência muito semelhante entre as duas condições dos testes de erosão.

4.5.2 Análise da Perda de Massa durante os Testes de Resistência à Erosão em Alta Temperatura

A Figura 84 apresenta os resultados de perda de massa obtidos nos testes de resistência ao desgaste por erosão em alta temperatura. Os ensaios à temperatura ambiente representados neste gráfico foram realizados no mesmo equipamento utilizado para alta temperatura. Dessa forma podendo comparar os resultados de perda de massa obtidos em temperatura ambiente e alta temperatura. Porém, a comparação entre os resultados de temperaturas de ensaio diferentes pode ser prejudicada pela diferença de velocidade de impacto no caso dos ensaios realizados neste trabalho, mesmo mantendo os mesmos parâmetros de vazão e pressão de ar comprimido.

Figura 84 - Resultados de perda de massa por massa de erodente (PM/ME) do revestimento P1 durante os ensaios de Resistência à Erosão em Alta Temperatura. (Observação: os resultados em temperatura ambiente deste gráfico foram realizados no mesmo equipamento dos ensaios em alta temperatura)



Fonte: autoria própria

O revestimento apresentou o comportamento de um material tipicamente frágil, ou seja, quanto mais próximo o ângulo de incidência ao valor de 90° (direção perpendicular à superfície do corpo de prova), maior a perda de massa observada nos

testes. Ou seja, quanto a influência da mecânica da colisão das partículas nos mecanismos de desgaste por erosão, a taxa de remoção de material observada foi influenciada, principalmente, pela quantidade de energia transferida para a superfície dos corpos de prova pela colisão das partículas. Quanto mais próximo da direção perpendicular à superfície for a trajetória da partícula erodente, maior será a energia transferida para a superfície sendo erodida. Esse comportamento também foi observado nos trabalhos de Matikainen et al. (2019), Wang et al. (2011), Wang et al. (2019) e Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017).

A despeito da dificuldade da comparação dos resultados em temperaturas diferentes, de maneira geral, quanto maior a temperatura do teste, maior a perda de massa observada (ver Figura 84), exceto para o ângulo de incidência de 30° quando comparados os valores de perda de massa obtidos para as temperaturas de 500°C e 700°C, onde não foi detectada diferença significativa de resultados.

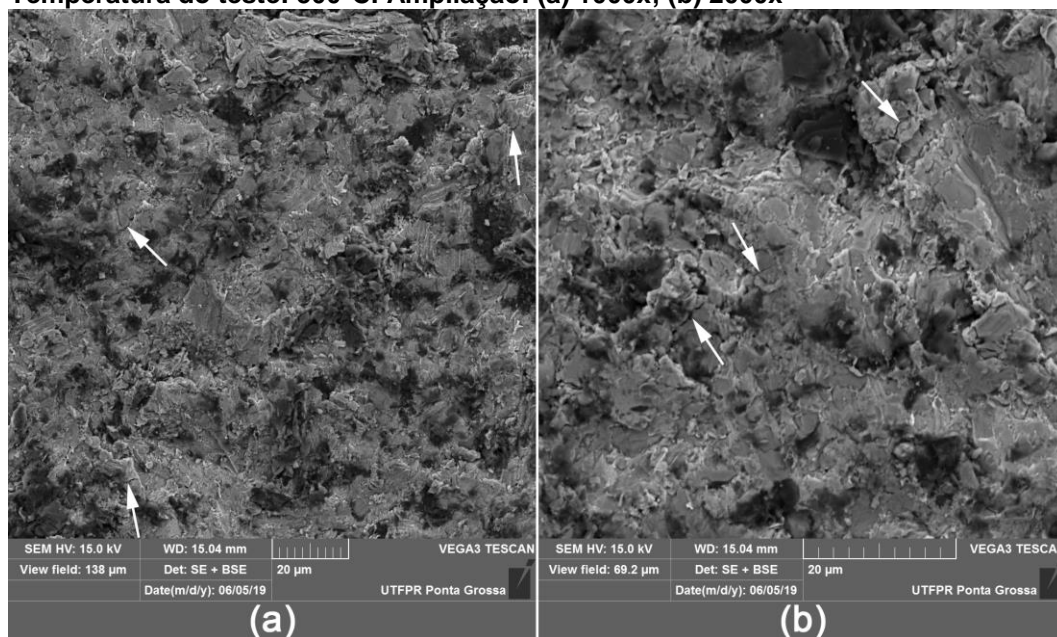
Matthews, James e Hyland (2009) avaliaram a influência da temperatura nos mecanismos de desgaste por erosão de revestimentos Cr₃C₂-25NiCr, e observaram que o comportamento dos revestimentos em situações de erosão em alta temperatura dependeu da combinação dos efeitos do aumento da ductilidade da matriz metálica e da reprecipitação de fase carboneto na matriz. A reprecipitação foi observada com maior intensidade em revestimentos obtidos com alto grau de dissolução de carbonetos durante a deposição em estudos anteriores realizados pelos mesmos autores (MATTHEWS, S. J.; JAMES; HYLAND, 2007). Matthews, James e Hyland (2009) observaram que, apesar do aumento da ductilidade pelas altas temperaturas de realização dos testes de erosão (700°C e 800°C), a reprecipitação de carbonetos na matriz metálica restringiu a deformação plástica dos revestimentos, fazendo com que o mecanismo de desgaste frágil prevalecesse. Esse efeito foi observado com maior intensidade na temperatura de 800°C (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2009a). Outra consequência das temperaturas elevadas foi a sinterização entre lamelas (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2009a). Murthy et al. (2010) também constataram a formação de precipitados de carbonetos em revestimentos Cr₃C₂-25NiCr após tratamento térmico. Os autores observaram a recristalização da fase matriz (Ni) e a formação de carbonetos Cr₂₃C₆ acima da temperatura de 400°C (MURTHY et al., 2010). Em temperaturas de tratamento térmico mais altas, acima de 600°C, Murthy et al. (2010) observaram carbonetos somente na forma Cr₃C₂ nas análises por DRX.

A reprecipitação de carbonetos pode explicar os resultados de perda de massa semelhantes entre as temperaturas de 500°C e 700°C com o ângulo de colisão de partículas igual à 30°. Na temperatura de 500°C o efeito da plasticidade causou o aumento do mecanismo de desgaste dúctil, caracterizado pelo desgaste mais severo em baixos ângulos de colisão de partículas. Entretanto, o mecanismo de desgaste frágil preponderou tanto nos revestimentos submetidos aos testes de erosão na temperatura de 500°C, quanto de 700°C. Com a temperatura de 700°C o efeito da formação de carbonetos pode ter provocado o maior predomínio do mecanismo de desgaste frágil, compensando o efeito do aumento da ductilidade na taxa de remoção de material em baixo ângulo de incidência.

O regime do processo de erosão-corrosão observado em ambas as temperaturas dos ensaios foi a erosão influenciada pela corrosão, observada principalmente na temperatura de 700°C, onde ocorreu um processo de oxidação mensurável. Mais estudos devem ser realizados para avaliar a influência da oxidação na severidade e nos mecanismos do desgaste por erosão.

A Figura 85 é composta por imagens obtidas por MEV das superfícies erodidas nos testes à temperatura de 500°C e ângulo de colisão de 30°. As setas brancas indicam a formação de trincas causada pelo impacto das partículas de erodente. Pode ser observado um significativo aumento da deformação plástica nas marcas de desgaste causadas pelos testes de erosão em alta temperatura quando comparadas com os testes em temperatura ambiente.

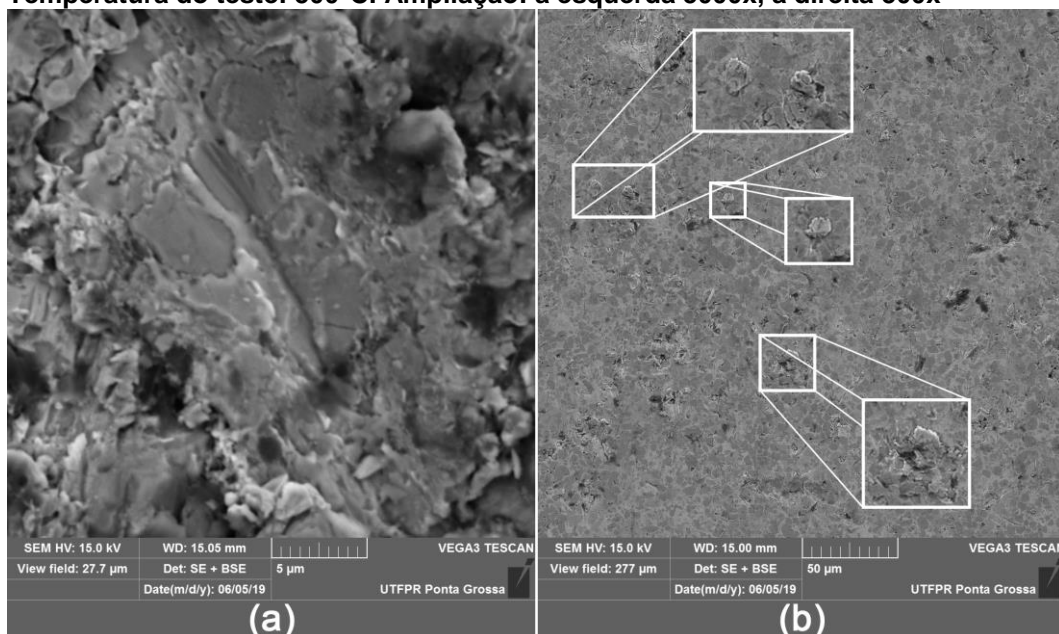
Figura 85 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 500°C. Ampliação: (a) 1000x; (b) 2000x



Fonte: autoria própria

O aumento da ductilidade do revestimento pelas altas temperaturas de realização dos testes de erosão possibilitou a formação de regiões de interação com alta deformação plástica e deslocamento lateral de material, como a observada na Figura 86a. O deslocamento lateral é resultado da profundidade da penetração das partículas de erodente. Na Figura 86b pode ser observado a formação de regiões ressaltadas semelhantes às observadas por Matthews, James e Hyland (2009b). Os autores relacionam essa formação ao efeito de cunha provocado pelo impacto das partículas, onde a convergência das trincas formadas entre as fases e nas regiões de fronteira das lamelas, possibilitou o deslocamento formando elevações e subsequente perda de material (MATTHEWS, S.; JAMES; HYLAND, 2009b).

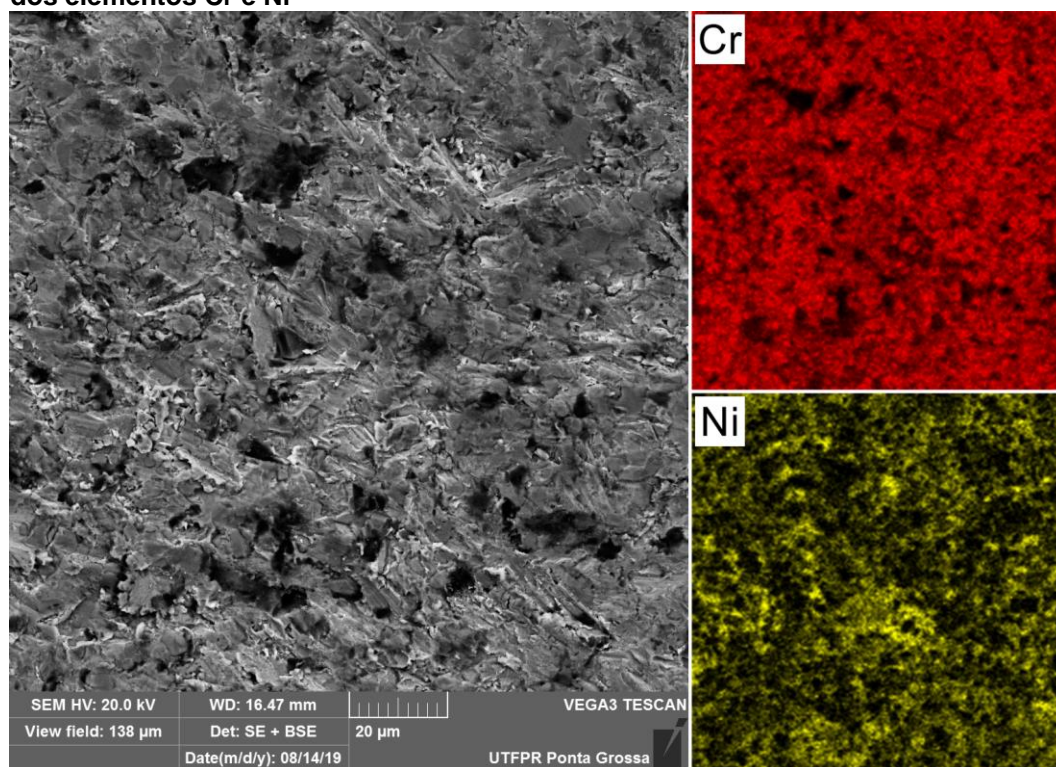
Figura 86 - Imagens obtidas por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 500°C. Ampliação: a esquerda 5000x, a direita 500x



Fonte: autoria própria

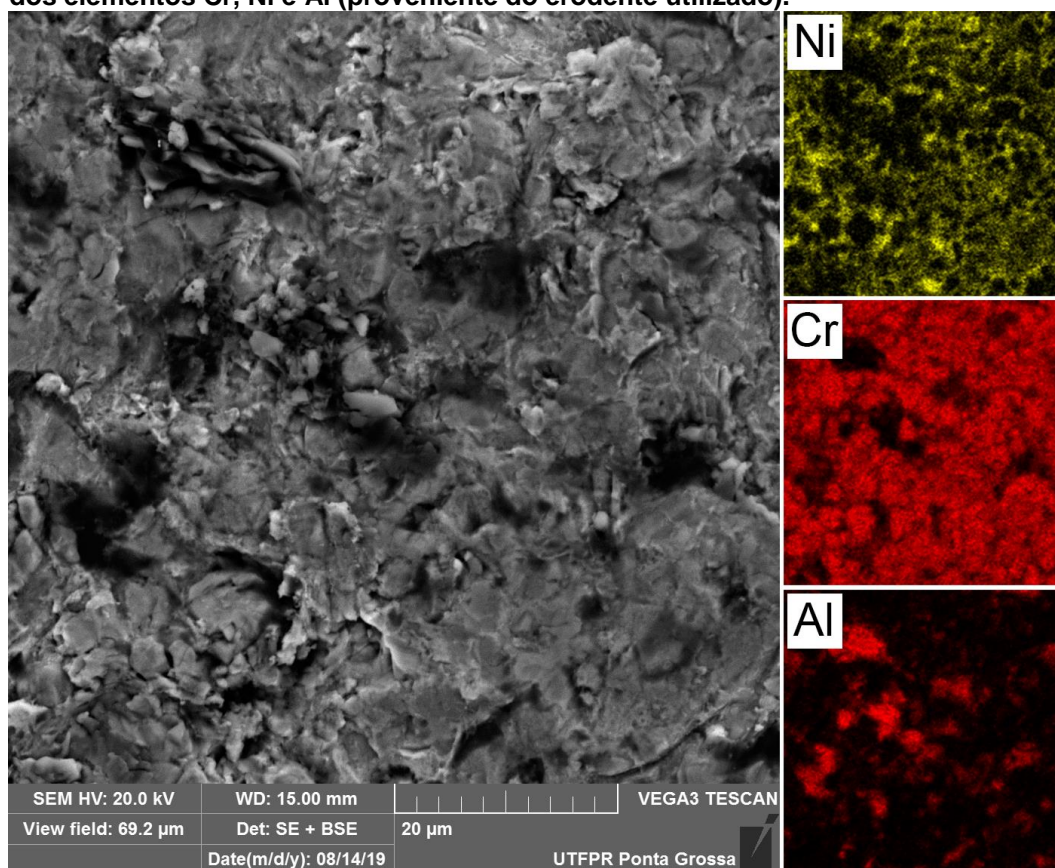
As Figura 87 e Figura 88 são montagens de imagens obtidas por MEV juntamente pelos mapeamentos obtidos por EDS da superfície de revestimentos submetidos aos testes de erosão em alta temperatura. No mapeamento do elemento alumínio (Al) obtido por EDS presente na Figura 88 pode ser observado que as regiões de vazios foram locais preferenciais de incrustação de erodente.

Figura 87 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 1000x. Ângulo de Incidência: 30°. Temperatura do teste: 500°C. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr e Ni



Fonte: autoria própria

Figura 88 - Imagem obtida por MEV da superfície desgastada nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 2000x. Ângulo de Incidência: 60°. Temperatura do teste: 700°C. À direita o mapeamento por EDS dos elementos Cr, Ni e Al (proveniente do erodente utilizado).



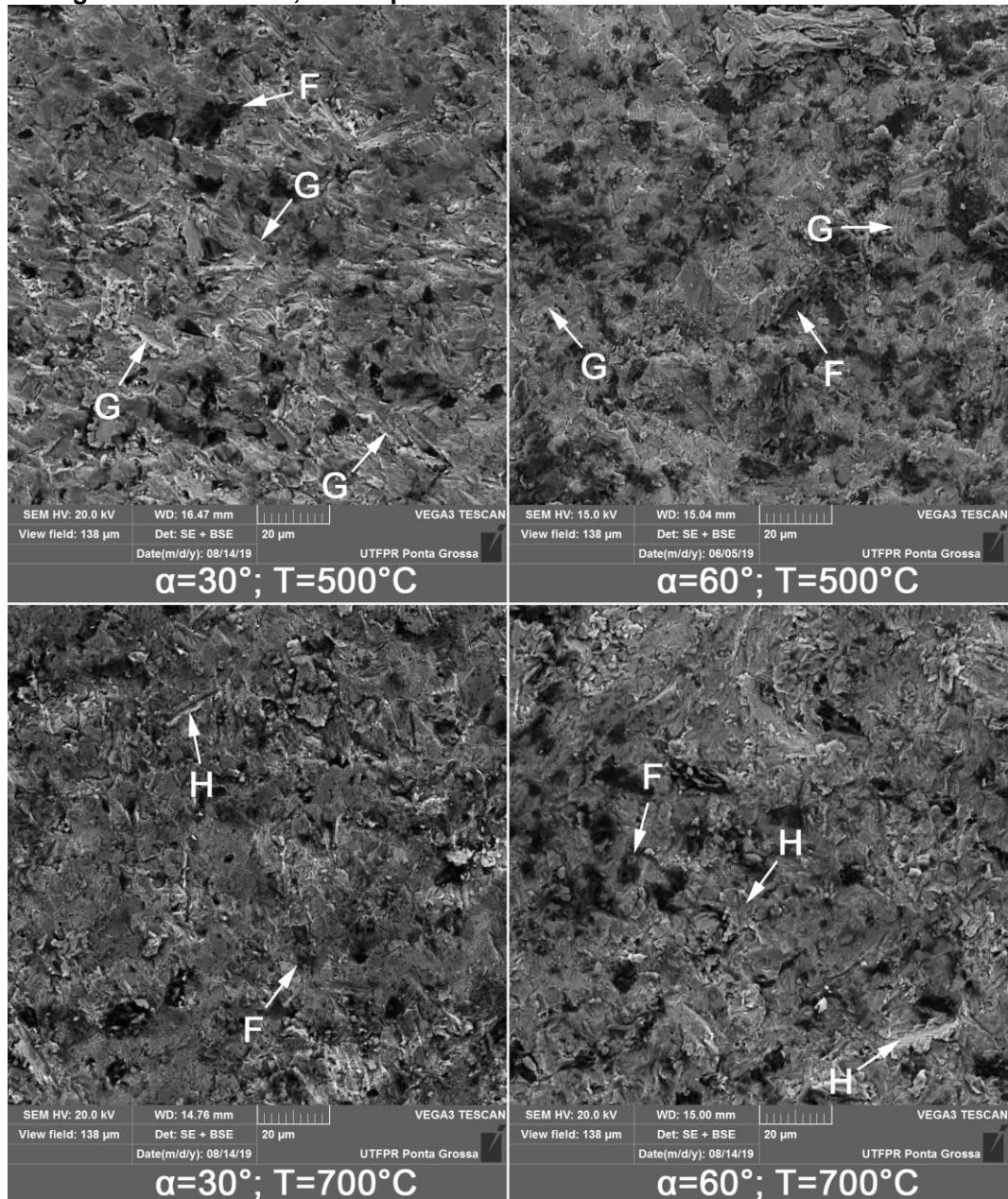
Fonte: autoria própria

As Figura 89 e Figura 90 são montagens de imagens obtida por MEV que comparam as marcas causadas pelos testes de desgaste por erosão em alta temperatura com os ângulos de incidência de 30° e 60° e temperaturas de 500°C e 700°C. Os corpos de prova submetidos à erosão com ângulo de incidência de 30° e temperatura de 500°C apresentaram maior quantidade de marcas de desgaste por corte (indicadas pelas setas “G”) do que os corpos de prova com o mesmo ângulo na temperatura de 700°C. Comparando as imagens obtidas com os ângulos de impacto de 30° e 60° foi observado o corte é um dos principais mecanismos de desgaste com baixo ângulo de incidência. As marcas causadas pelos ensaios de erosão nos corpos de prova com ângulo de incidência de 60° apresentaram aspectos semelhantes para ambas as temperaturas de teste (500°C e 700°C). Podem ser identificadas crateras (indicadas pelas setas “F”) causadas por entalhamento que, em alguns casos, apresentaram deslocamento lateral de material (indicadas pelas setas “H”). Matikainen et al. (2019) também observaram a formação de marcas de desgaste

semelhantes à este trabalho: marcas de causadas por corte em (observado em maior quantidade no ângulo de colisão de 30°), e formação de crateras por entalhamento com deslocamento lateral de material (observado em maior quantidade no ângulo de colisão de 60°).

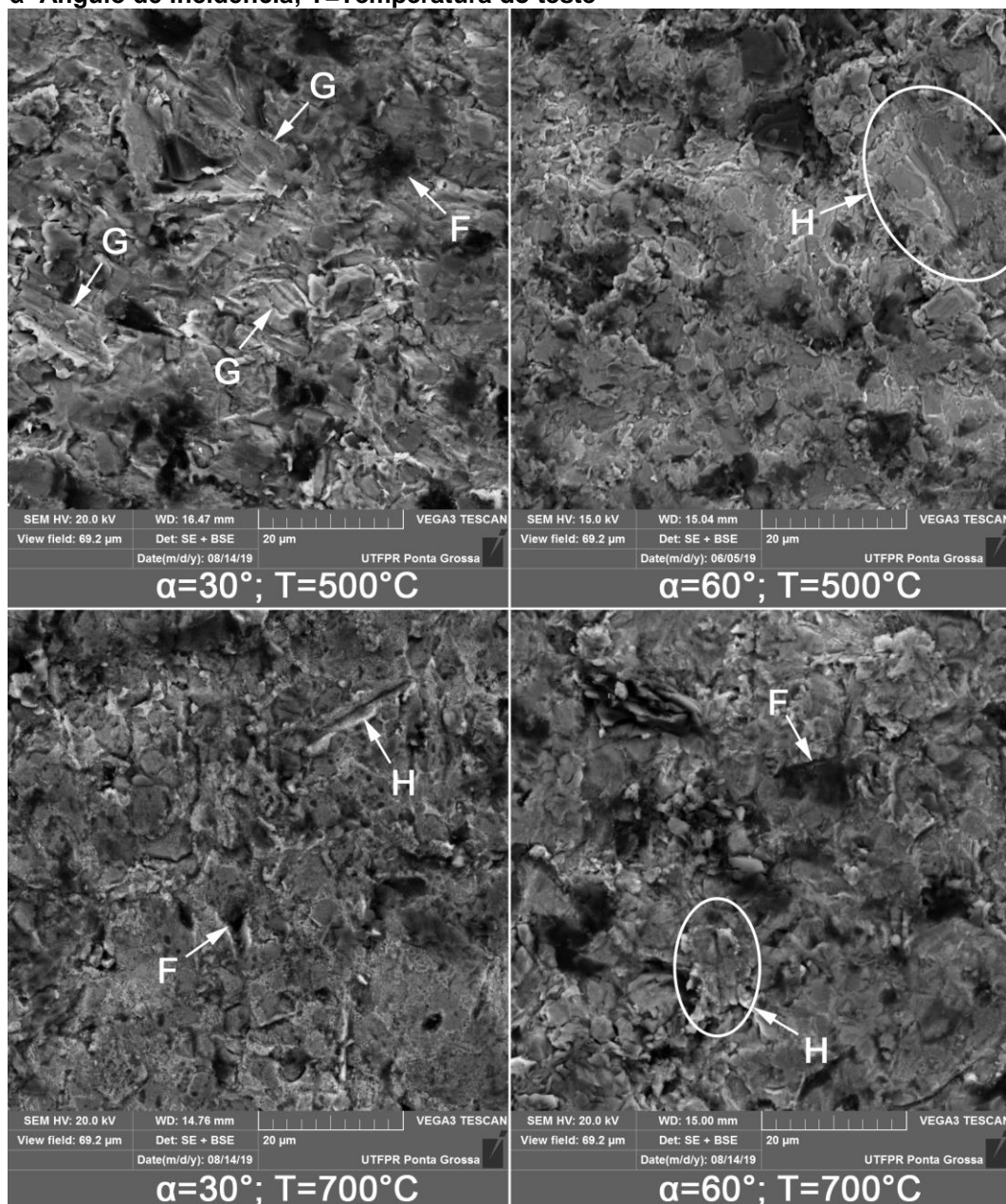
Da mesma forma que nos testes em temperatura ambiente, a determinação dos mecanismos de desgaste preponderantes através da análise de superfícies desgastadas em testes realizados em regime permanente fica prejudicada pela impossibilidade da distinção das marcas causadas por interações singulares das partículas contra a superfície.

Figura 89 - Imagens obtidas por MEV das superfícies desgastadas nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 1000x. α =Ângulo de Incidência; T=Temperatura do teste



Fonte: autoria própria

Figura 90 - Imagens obtidas por MEV das superfícies desgastadas nos testes de resistência ao desgaste por Erosão em Alta Temperatura. Ampliação: 2000x. α =Ângulo de Incidência; T=Temperatura do teste



Fonte: autoria própria

5 CONCLUSÕES

A influência da presença da relação Combustível/Oxigênio e da Vazão total na microestrutura, porosidade, dissolução de carbonetos e resistência ao desgaste de revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ foi estudada neste trabalho. Os resultados experimentais são os seguintes:

- A microestrutura apresentada pelos revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ obtidos pelo processo HVOF foi composta de fase carboneto retida no processo de aspersão e matriz metálica com a presença de elementos da fase carboneto dissolvidos. Estas características foram resultantes da fusão parcial característica do processo de aspersão por HVOF. Devido à alta concentração de elementos dos carbonetos dissolvidos na matriz metálica e as altas taxas de resfriamento a que estão submetidas as partículas semifundidas de pó de matéria prima durante a deposição, grande parte da matriz metálica dos revestimentos apresentou uma estrutura amorfa ou nanocristalina;

- A menor porosidade do revestimento obtido pela combinação de parâmetros P1 (razão de propano/oxigênio estequiométrica e maior fluxo de gases de combustão) foi causada pelas maiores temperatura e velocidade das partículas do pó de matéria prima durante a deposição em relação aos revestimentos obtidos com as demais combinações de parâmetros;

- Não foi observada uma variação significativa de perda de carbonetos por rebote entre as combinações de parâmetros testadas;

- A maior resistência ao desgaste por abrasão e erosão observada no revestimento obtido pela combinação de parâmetros de deposição P1 (razão de propano/oxigênio estequiométrica e maior fluxo de gases de combustão) foi provocada pela combinação de características proporcionadas pelas condições de deposição utilizadas. Entre estas características estão: a baixa porosidade, elevada dureza, elevada tenacidade à fratura e elevada dissolução de carbonetos na matriz metálica. Em contrapartida, os revestimentos depositados com a combinação de parâmetros P2 (razão de propano/oxigênio estequiométrica e menor fluxo de gases de combustão) apresentaram a menor resistência aos testes de desgaste;

- Foi observada a relação entre a resistência ao desgaste e as propriedades de microdureza e a tenacidade à fratura dos revestimentos: quanto maiores as

propriedades de microdureza e tenacidade à fratura, maior a resistência à abrasão e a erosão por impacto de partículas apresentada pelos revestimentos;

- Os resultados de resistência ao desgaste por erosão indicaram que as altas temperaturas acarretaram o aumento da ductilidade e podem indicar a ocorrência de reprecipitação de fase carboneto, que pode ter causado a obtenção de resultados de resistência à erosão semelhantes observada nos testes realizados nas temperaturas de 500°C e 700°C com baixo ângulo de colisão das partículas (30°);

- A determinação dos mecanismos de desgaste preponderantes através da análise de superfícies desgastadas em testes realizados em regime permanente (como é o caso deste trabalho) fica prejudicada pela impossibilidade da distinção das marcas causadas por interações singulares entre as partículas de erodente e a superfície desgastada. Dessa forma, os ensaios de erosão com baixo tempo de exposição da superfície são mais adequados para a avaliação dos mecanismos de desgaste.

REFERÊNCIAS

ASTM STANDARD. **E2109 - 01(2014) Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings.** ASTM International. West Conshohocken, PA: ASTM. , 2014

ASTM STANDARD. **E384 - 17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.** ASTM International. West Conshohocken, PA: ASTM. , 2017

ASTM STANDARD. **G65 - Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel.** ASTM International. West Conshohocken, PA: ASTM. , 2013a

ASTM STANDARD. **G76 - 13 Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement.** ASTM International. West Conshohocken, PA: ASTM. , 2013b

BHATIA, R.; SIDHU, H. S.; SIDHU, B. S. High Temperature Behavior of Cr₃C₂-NiCr Coatings in the Actual Coal-Fired Boiler Environment. **Metallurgical and Materials Transactions E**, v. 2, n. 1, p. 70–86, 18 mar. 2015. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s40553-015-0045-x>>.

BIROL, F. **Key World Energy Statistics 2009.** International Energy Agency. Paris: OECD, 8 out. 2009. Disponível em: <https://www.oecd-ilibrary.org/energy/key-world-energy-statistics-2009_9789264039537-en>.

BOLELLI, G. et al. Tribology of HVOF- and HVOF-sprayed WC–10Co4Cr hardmetal coatings: A comparative assessment. **Surface and Coatings Technology**, v. 265, p. 125–144, mar. 2015. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897215000821>>.

Crystallography Open Database. . [S.l.: s.n.]. Disponível em: <www.crystallography.net/>. Acesso em: 2 abr. 2019. , [s.d.]

CUNHA, C. A. da et al. High Temperature Erosion-oxidation Resistance of Thermally Sprayed Nanostructured Cr₃C₂-25(Ni-20Cr) Coatings. **Materials Research**, v. 20, n. 4, p. 994–1002, 25 maio 2017. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392017000400994&lng=en&tlng=en>.

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

ESPALLARGAS, N. **Future Development of Thermal Spray Coatings**. [S.l.]: Elsevier, 2015. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/C2013016360X>>.

EVANS, A. G.; 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, out. 1976. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0001616076900420>>.

FAUCHAIS, P. L.; HEBERLEIN, J. V. R.; BOULOS, M. I. **Thermal Spray Fundamentals**. Boston, MA: Springer US, 2014. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/978-0-387-68991-3>>.

FOX, R.; MCDONALD, A. T.; PRITCHRAD, P. J. **Introduction to Fluid Mechanics**. 6. ed. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2003.

GAHR, K.-H. Z. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n. 10, p. 587–596, out. 1998. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X98000796>>.

Guide to Wear Problems and Testing for Industry. **Industrial Lubrication and Tribology**, v. 53, n. 1, fev. 2001.

GUILEMANY, J. M. et al. Comparative study of Cr₃C₂–NiCr coatings obtained by HVOF and hard chromium coatings. **Corrosion Science**, v. 48, n. 10, p. 2998–3013, out. 2006. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0010938X05003483>>.

HASHMI, S. **Comprehensive Materials Processing**. [S.l.]: Elsevier, 2014. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/C20091634730>>.

High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions. Disponível em: <https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/metco/oerlikon_BRO-0008.7_HVOFSolutions_EN.pdf&download=1>. Acesso em: 10 fev. 2019.

HOLMBERG, K. et al. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. **Tribology International**, v. 115, p. 116–139, nov. 2017. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X17302359>>.

HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. **Friction**, v. 5, n. 3, p. 263–284, 6 set. 2017. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s40544-017-0183-5>>.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. . [S.l.]: Butterworth-Heinemann. , 2017

INTERNATIONAL ORGANISATION OF STANDARDIZATION. **ISO 25178-2: Geometrical product specifications (GPS) - Surface texture: Areal Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters**. . [S.l.]: ISO. , 2012

JANKA, L. et al. Influence of heat treatment on the abrasive wear resistance of a Cr₃C₂NiCr coating deposited by an ethene-fuelled HVOF spray process. **Surface and Coatings Technology**, v. 291, p. 444–451, abr. 2016. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897216301256>>.

JANKA, L. **Thermally Sprayed Cr₃C₂-NiCr Coatings: Improving the Abrasion Resistance**. 2018. Tampere University of Technology, 2018.

Jl, G.-C. et al. Microstructural characterization and abrasive wear performance of HVOF sprayed Cr₃C₂-NiCr coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 24, p. 6749–6757, ago. 2006. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897205010996>>.

Jl, G.-C. et al. Performance of abrasive wear of Cr₃C₂-NiCr coatings sprayed by HVOF. jun. 2010, [S.l.]: IEEE, jun. 2010. p. 3781–3784. Disponível em: <<http://ieeexplore.ieee.org/document/5535821/>>.

KAŠPAROVÁ, M.; ZAHÁLKA, F.; HOUDKOVÁ, Š. WC-Co and Cr₃C₂-NiCr Coatings in Low- and High-Stress Abrasive Conditions. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 20, n. 3, p. 412–424, 19 mar. 2011. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s11666-010-9523-y>>.

LAMANA, M. S. **Influência do processo de deposição HVOF com combustível líquido e gasoso na resistência ao desgaste de revestimentos de carboneto de tungstênio com diferentes teores de cobalto**. 2017. 113 f. UTFPR, 2017.

LATHABAI, S.; OTTMÜLLER, M.; FERNANDEZ, I. Solid particle erosion behaviour of thermal sprayed ceramic, metallic and polymer coatings. **Wear**, v. 221, n. 2, p. 93–108, out. 1998. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164898002671>>.

LI, C.-J. et al. Dominant effect of carbide rebounding on the carbon loss during high velocity oxy-fuel spraying of Cr₃C₂-NiCr. **Thin Solid Films**, v. 419, n. 1–2, p. 137–143, nov. 2002. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0040609002007083>>.

LIU, W.-H.; SHIEU, F.-S.; HSIAO, W.-T. Enhancement of wear and corrosion resistance of iron-based hard coatings deposited by high-velocity oxygen fuel (HVOF) thermal spraying. **Surface and Coatings Technology**, v. 249, p. 24–41, jun. 2014. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897214002588>>.

MATIKAINEN, V. et al. A Study of Cr₃C₂-Based HVOF- and HVOF-Sprayed Coatings: Microstructure and Carbide Retention. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 26, n. 6, p. 1239–1256, 12 ago. 2017. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s11666-017-0578-x>>.

MATIKAINEN, V. 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, jul. 2019. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S025789721930444X>>.

MATTHEWS, S. **Erosion-Corrosion of Cr₃C₂-NiCr High Velocity Thermal Spray Coatings**. 2004. 494 f. University of Auckland, 2004.

MATTHEWS, S.; BERGER, L.-M. Long-term compositional/microstructural development of Cr₃C₂-NiCr coatings at 500°C, 700°C and 900°C. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 59, p. 1–18, set. 2016. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263436816301172>>.

MATTHEWS, S. J.; JAMES, B. J.; HYLAND, M. M. Microstructural influence on erosion behaviour of thermal spray coatings. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 59–64, jan. 2007. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580306000982>>.

MATTHEWS, S.; JAMES, B.; HYLAND, M. Erosion of oxide scales formed on Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings. **Corrosion Science**, v. 50, n. 11, p. 3087–3094,

nov. 2008. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0010938X08003594>>.

MATTHEWS, S.; JAMES, B.; HYLAND, M. High temperature erosion of Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings — The role of phase microstructure. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 9, p. 1144–1153, jan. 2009a. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S025789720800978X>>.

MATTHEWS, S.; JAMES, B.; HYLAND, M. The role of microstructure in the mechanism of high velocity erosion of Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings: Part 1 — As-sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 8, p. 1086–1093, jan. 2009b. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897208009742>>.

MATTHEWS, Steven et al. Thermally induced metallurgical processes in Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings as a function of carbide dissolution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 728, p. 445–463, dez. 2017. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838817329845>>.

MURTHY, J. K. N. et al. Characterisation of HVOF sprayed Cr₃C₂-50(Ni₂₀Cr) coating and the influence of binder properties on solid particle erosion behaviour. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 24, p. 3975–3985, set. 2010. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897210003488>>.

MURTHY, J. K. N.; VENKATARAMAN, B. Abrasive wear behaviour of WC-CoCr and Cr₃C₂-20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 8, p. 2642–2652, jan. 2006. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897204011545>>.

MURUGAN, K. et al. Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 247, p. 90–102, maio 2014. Disponível em:
<<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897214002394>>.

Nickel-Chromium (Ni-Cr) Phase Diagram. Disponível em:
<<http://www.calphad.com/nickel-chromium.html>>. Acesso em: 3 abr. 2019.

OERLIKON METCO. Material Product Data Sheet Chromium Carbide – Nickel Chromium Composite Powder. p. 2–5, 2013.

PAWLOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. 2. ed. Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd, 2008. Disponível em: <<http://doi.wiley.com/10.1002/9780470754085>>.

PEAT, T. et al. Performance evaluation of HVOF deposited cermet coatings under dry and slurry erosion. **Surface and Coatings Technology**, v. 300, p. 118–127, ago. 2016. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897216304236>>.

SARIN, V. K. **Comprehensive Hard Materials**. [S.l.]: Elsevier, 2014. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/C20091610704>>.

STACHOWIAK, G.; BATCHELOR, A. **Engineering Tribology**. 3. ed. [S.l.]: Elsevier, 2006. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780750678360X50007>>.

STEPHENSON, D. J.; NICHOLLS, J. R. Modelling erosive wear. **Corrosion Science**, v. 35, n. 5–8, p. 1015–1026, jan. 1993. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0010938X9390320G>>.

STEPHENSON, D. J.; NICHOLLS, J. R. Modelling the influence of surface oxidation on high temperature erosion. **Wear**, v. 186–187, p. 284–290, jul. 1995. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0043164895071571>>.

STOUT, K. J.; BLUNT, L. **Three Dimensional Surface Topography**. 2. ed. [S.l.]: Elsevier, 2000. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781857180268X51121>>.

SUNDARARAJAN, G.; MANISH, R. Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures. **Tribology International**, 1997.

SZYMAŃSKI, K. et al. Thermally sprayed coatings resistant to erosion and corrosion for power plant boilers - A review. **Surface and Coatings Technology**, v. 268, p. 153–164, abr. 2015. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897214009645>>.

VARIS, T. 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, 29 ago. 2014. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s11666-014-0110-5>>.

VASHISHTHA, N. et al. Microstructural characterization and wear behaviour of High Velocity Oxy-Fuel sprayed Cr₃C₂-25NiCr coating. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 9, p. 17686–17693, 2018. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214785318311994>>.

VASHISHTHA, N.; KHATIRKAR, R. K.; SAPATE, S. G. Tribological behaviour of HVOF sprayed WC-12Co, WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr coatings. **Tribology International**, v. 105, p. 55–68, jan. 2017. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301679X1630336X>>.

VELIKANOVA, T. Y.; BONDAR, A. A.; GRYTSIV, A. V. The chromium-nickel-carbon (Cr-Ni-C) phase diagram. **Journal of Phase Equilibria**, v. 20, n. 2, p. 125–147, abr. 1999. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s11669-999-0011-3>>.

VICENZI, J. **Relação entre Microestrutura e Erosão (a frio e a quente) de Revestimentos do Sistema NiCr-Cr₃C₂ obtidos por Aspersão Térmica**. 2007. 304 f. UFRGS, 2007.

WANG, H. T. et al. The Microstructure and Erosion Wear Performance of HVOF-Sprayed Cr₃C₂-NiCr Coatings with Different Feedstock Powder. **Advanced Materials Research**, v. 228–229, p. 809–812, abr. 2011. Disponível em: <<https://www.scientific.net/AMR.228-229.809>>.

WANG, Q. et al. The parameters optimization and abrasion wear mechanism of liquid fuel HVOF sprayed bimodal WC-12Co coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 8–9, p. 2233–2241, jan. 2012. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0257897211009686>>.

WANG, Q. 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, jun. 2019. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263436818307443>>.

WANG, Y.-Y.; LI, C.-J.; OHMORI, A. Influence of substrate roughness on the bonding mechanisms of high velocity oxy-fuel sprayed coatings. **Thin Solid Films**, v. 485, n. 1–2, p. 141–147, ago. 2005. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0040609005002841>>.

XIE, M. et al. Influence of Process Parameters on High Velocity Oxy-Fuel Sprayed Cr₃C₂-25NiCr Coatings. **Coatings**, v. 7, n. 7, p. 98, 9 jul. 2017. Disponível em: <<http://www.mdpi.com/2079-6412/7/7/98>>.

ZHANG, H.; DONG, X.; CHEN, S. Solid particle erosion-wear behaviour of Cr₃C₂-NiCr coating on Ni-based superalloy. **Advances in Mechanical Engineering**, v. 9, n. 3, p. 168781401769458, 10 mar. 2017. Disponível em: <<http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/1687814017694580>>.

ZHAO, L. et al. Influence of spray parameters on the particle in-flight properties and the properties of HVOF coating of WC-CoCr. **Wear**, v. 257, n. 1–2, p. 41–46, jul. 2004. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164803005775>>.