

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

BRUNO CORVETO BRAGANÇA

**DESGASTE EROSIVO DE REVESTIMENTOS WC-CR-CO DEPOSITADOS VIA
PROCESSOS DE SOLDAGEM PTA-P E POR MANTA SINTERIZADA**

**VITÓRIA
2016**

BRUNO CORVETO BRAGANÇA

**DESGASTE EROSIVO DE REVESTIMENTOS WC-CR-CO DEPOSITADOS VIA
PROCESSOS DE SOLDAGEM PTA-P E POR MANTA SINTERIZADA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração Ciências e Engenharia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

VITÓRIA
2016

BRUNO CORVETO BRAGANÇA

**DESGASTE EROSIVO DE REVESTIMENTOS WC-CR-CO DEPOSITADOS VIA
PROCESSOS DE SOLDAGEM PTA-P E POR MANTA SINTERIZADA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração Ciências e Engenharia dos Materiais.

Aprovada em 18 de abril de 2016.

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Cherlio Scandian
Universidade Federal do Espírito Santo
Orientador

Prof. Dr. Antonio Cesar Bozzi
Universidade Federal do Espírito Santo

Prof. Dr. Roberto Martins de Souza
Universidade de São Paulo – USP

AGRADECIMENTOS

À Deus por tudo.

Ao Prof. Dr. Cherlio Scandian pela orientação nos estudos.

Aos membros da banca examinadora pelo interesse em avaliar este trabalho.

À empresa Samarco pela doação das amostras revestidas e da partícula de hematita.

À empresa Prysmian, em nome da especialista em desenvolvimento de materiais Michelli Siqueira Monteiro de Barros, pela realização da caracterização dos revestimentos via MEV.

Ao Prof. Dr. Patrício José Moreira Pires pela realização da distribuição granulométrica dos particulados.

Ao técnico de laboratório Yukio Nishida pela obtenção das micrografias via MEV.

Aos amigos do TRICORRMAT pelas discussões tribológicas.

À minha namorada, Karina Zanetti, pela paciência e ajuda na formatação deste trabalho.

À minha mãe, Marinete Corveto Bragança, por todo o carinho, atenção e amor sempre.

À CAPES pelo apoio financeiro.

RESUMO

Este trabalho estuda o comportamento da erosão causada pelo impacto de partículas sólidas em revestimentos WC-Cr-Co, depositados pelos processos de *Plasma Transferred Arc Powder* (PTAP) e manta sinterizada. Esses revestimentos cobriram componentes sujeitos a desgaste erosivo, pois contêm fases duras distribuídas em uma matriz dúctil. Os ensaios ocorreram no erosímetro do Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) em três diferentes condições: na primeira, a partícula abrasiva utilizada foi alumina com um ângulo de incidência de 90°, em temperatura elevada de 375°C; na segunda e terceira, ensaiadas em temperatura ambiente, houve utilização da hematita como abrasivo, sendo a variável o ângulo de impacto, consistindo em 90° e 30°, respectivamente. Nas três condições estudadas, a velocidade de impacto foi de 70 m/s, e o fluxo de partículas seguiu a norma ASTM G 76. Os mecanismos de desgaste foram investigados através de micrografias via MEV. Será mostrado que as microestruturas geradas pelos processos de deposição influenciaram diretamente a taxa de desgaste. Além disso, os efeitos da temperatura e dureza da partícula serão entendidos.

Palavras-chave: revestimento WC-Cr-Co. soldagem PTAP. manta sinterizada. erosão por partículas sólidas, hematita.

ABSTRACT

This work studies the solid particle erosion behavior of WC-Co-Cr coatings, deposited by welding process PTAP (*Plasma Transferred Arc Powder*) and infiltration brazed. These materials are used for covering components subject to erosive wear, since they are hard phase coatings with ductile matrix. Tests were performed in the gas blast erosion test apparatus available in the Laboratory TRICORRMAT (Tribology, Corrosion and Materials) at UFES (Universidade Federal do Espírito Santo), in three different conditions. In the first condition, the particle was alumina, with an impact angle of 90° at high temperature of 375°C. For the second and third conditions studied, test were performed at room temperature with hematite as particle, and the variable evaluated was the angle of impact, consisting of 90 and 30. For all three conditions, the impact speed was 70 m/s and the flux rate of particles was 2 mg/mm².s. Tests were conducted to ASTM G 76. The wear mechanisms were investigated by MEV images. It'll show that the microstructures originated by deposition process influenced wear rate directly. Besides that, the effects of temperature and particle hardness will be understood.

Keywords: coating WC-Co-Cr. welding PTAP. infiltration brazed. solid particle erosion. hematite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ventilador de processo com 3 metros de diâmetro, 1750 HP e 850 RPM, trabalhando 12 meses com um revestimento de carbeto de cromo depositado por soldagem. Fonte: [6]. Nota: adaptado pelo autor.	19
Figura 2 - Esquema que ilustra a diferença entre os tipos de desgaste. Fonte: [8]. Nota: adaptado pelo autor.	23
Figura 3 - Ilustração mostrando a diferença entre (a) abrasão dois corpos e (b) erosão por partículas sólidas em relação ao contato entre partícula e superfície e às forças atuantes. Fonte: [13]. Nota: adaptado pelo autor.	24
Figura 4 - Mecanismos de erosão por plasticidade; (a) microcorte e (b) microsulcamento originado de um primeiro impacto seguido pelo arrancamento de material causado pelo impacto de uma segunda partícula na região deformada advinda do primeiro impacto. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.	25
Figura 5 - Esquemático mostrando o desenvolvimento das (a) trincas hertzianas e (b) trincas laterais durante o carregamento e descarregamento. L = trinca lateral, R = trinca radial ou mediana. Fonte: [14]. Nota: adaptado pelo autor.....	27
Figura 6 - Ilustração mostrando o ângulo de impacto e onde ele é medido. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.	29
Figura 7 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de erosão em materiais de comportamento dúctil e frágil. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.	30
Figura 8 - Efeito do ângulo de impacto na taxa de erosão de cermets quando erodidos com sílica na velocidade de impacto de 61 m/s. (a) WC-Co apresentando máxima taxa de erosão a 60° e (b) TiC-Ni-Mo apresentando máxima taxa de erosão a 75°. Fonte: [3]. Nota: adaptado pelo autor.	30
Figura 9 - Taxa de erosão em função do ângulo e velocidade de impacto para diversos materiais compósitos. Partícula: SiC. Fonte: [3]. Nota: adaptado pelo autor.	31
Figura 10 - Taxa de erosão em função da macrodureza Vickers de vários cermets. Fonte: [21]. Nota: adaptado pelo autor.....	32

Figura 11 - Perda de massa versus o tempo de ensaio na abrasão dois corpos do alumínio (133 HV) quando desgastado com diferentes formatos de abrasivos. Esferas de vidro (488 HV), sílica (1218 HV), granada (1235 HV) e quartzo (1257 HV) estão em ordem crescente de angulosidade. Fonte: [22]. Nota: adaptado pelo autor.	33
Figura 12 - Efeito do tamanho da partícula no mecanismo de desgaste e na taxa de erosão. Fonte: [23]. Nota: adaptado pelo autor.	34
Figura 13 - Variação da taxa de erosão do cobalto com o ângulo de impacto com duas velocidades de impacto e duas temperaturas. Alumina (20 µm) foi o erodente. Fonte: [28]. Nota: adaptado pelo autor.	36
Figura 14 - Representação esquemática dos mecanismos E-O de (a) erosão metálica, (b) erosão óxida e (c) erosão afetada pela oxidação. Fonte: [29]. Nota: adaptado pelo autor.	37
Figura 15 - Representação esquemática dos mecanismos E-O de erosão controlada pela oxidação (a) contínua e (b) fragmentada ou descontínua. Fonte: [29]. Nota: adaptado pelo autor.	38
Figura 16 - Influência da porcentagem de cromo na taxa de erosão a quente para uma variedade de aços. Fonte: [30]. Nota: adaptado pelo autor.	39
Figura 17 - Desgaste erosivo, em perda de espessura, em função da temperatura (Al ₂ O ₃ -150 µm, 1 m/s, 90°). Fonte: [32]. Nota: adaptado pelo autor.	40
Figura 18 - Efeito da fração volumétrica de cobalto na taxa de erosão de cermets WC-Co (SiO ₂ , 6 µm). Fonte: [33]. Nota: adaptado pelo autor.	41
Figura 19 - Taxa de erosão de materiais cermets na velocidade de impacto de 61 m/s ² e ângulo de impacto de 75°, quando impactados com (a) SiC e (b) SiO ₂ . Fonte: [21]. Nota: adaptado pelo autor.	42
Figura 20 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto para revestimentos depositados por manta sinterizada e soldagem PTA, comparados com o tungstênio (pastilha) e metais-base (1018 e USIAR 400). Fonte: [6]. Nota: adaptado pelo autor.	43
Figura 21 - Micrografias ópticas dos revestimentos WC-10Co-4Cr depositados por (a,b) HVOF e (c,d) combustão pulsada. Fonte: [39].	44

Figura 22 - Micrografia mostrando a microestrutura gerada no processo de deposição por manta sinterizada do cermet WC-Co-Cr. Fonte: [42].	45
Figura 23 - Microestruturas de revestimentos WC-Co-Cr depositados por manta sinterizada e seus comportamentos em erosão. Fonte: [43]. Nota: adaptado pelo autor.	46
Figura 24 - (a) efeito do livre caminho médio na taxa de erosão. (b) efeito do tamanho de grão WC na taxa de desgaste. Fonte: [44]. Nota: adaptado pelo autor.	47
Figura 25 - Fotomicrografias realizadas via MEV. Revestimento (a) MS_A36, (b) PTAP_8000, (c) PTAP_USIAR400 e (d) PTAP_4800. Fonte: [46].	49
Figura 26 - Micrografia do revestimento MS_A36 mostrando os dois constituintes da fase dura do revestimento (cor clara). Pode-se perceber, também, o ligante (cor escura). Fonte: [46].	50
Figura 27 - Gráfico indicando a taxa de erosão, em mg de material perdido por kg de partículas impactadas, para as condições 1 (Al_2O_3 , 90°, 23°C), 2 (Fe_2O_3 , 90°, 375°C) e 3 (Fe_2O_3 , 30°, 375°C). Velocidade de impacto de 70 m/s e taxa de partículas de 2 mg/mm ² .s. Fonte: [46]. Nota: dados adaptados pelo autor.	53
Figura 28 - Erosímetro. (1) filtro; (2) válvula; (3) tubo-venturi; (4) manômetro; (5) aquecedor-ar; (6) aquecedor-câmara; (7) amostra; (8) aquecedor-amostra; (9) porta-amostra; (10) reservatório; (11) correia transportadora; (12) junção; SP1 – set-point 1; T1 – termopar 1; SP2 – set-point 2; T2 – termopar 2. Fonte: autor.	57
Figura 29 - Métodos dos dois discos. Primeira e segunda marcações, feitas a partir do furo no primeiro disco, são mostradas no segundo disco. Fonte: autor.	60
Figura 30 - Fotomicrografia via MEV do revestimento PTAP antes dos ensaios mostrando a incidência de trincas. Na parte clara estão os carbonetos WC, na parte escura está a matriz (ou ligante) Cr-Co. Fonte: autor.	63
Figura 31 - Fotomicrografia via MEV do revestimento PTAP antes dos ensaios mostrando a incidência de porosidade no revestimento. Na parte clara estão os carbonetos WC, na parte escura está a matriz (ou ligante) Cr-Co. Fonte: autor.	64
Figura 32 - Fotomicrografia via MEV do revestimento MS antes dos ensaios mostrando a homogeneidade na distribuição dos carbonetos (cor clara) pela matriz ligante Cr-Co (cor escura). Fonte: autor.	65

Figura 33 - Parâmetros microestruturais dos revestimentos: (a) fração volumétrica de carbonetos e (b) livre caminho médio entre carbonetos. Fonte: autor.	65
Figura 34 - Dureza Rockwell C dos revestimentos. Fonte: autor.	66
Figura 35 - Resultado da difração de raios-X sobre o revestimento MS. Fonte: autor.	67
Figura 36 - Resultado da difração de raios-X no revestimento PTAP. Fonte: autor. .	68
Figura 37 - Gráfico mostrando a distribuição granulométrica acumulada da alumina. Fonte: autor.	69
Figura 38 - Gráfico mostrando a distribuição granulométrica acumulada da hematita. Fonte: autor.	69
Figura 39 - Fotomicrografia via MEV mostrando a morfologia da alumina antes dos ensaios. Fonte: autor.	70
Figura 40 - Fotomicrografia via MEV mostrando a morfologia da hematita antes dos ensaios. Fonte: autor.	70
Figura 41 - Gráfico que ilustra a taxa de desgaste, em mg/kg, em três condições estudadas neste trabalho: (4) Al_2O_3 , 375°C, 90° / (5) Fe_2O_3 , 23°C, 90° / (6) Fe_2O_3 , 23°C, 30° . Fonte: autor.	71
Figura 42 - Gráfico indicando a taxa de desgaste em três condições: (1) Al_2O_3 , 23°C, 90° / (2) Fe_2O_3 , 375°C, 90° / (3) Fe_2O_3 , 375°C, 30°. Fonte: [48]. Nota: dados adaptados pelo autor.	71
Figura 43 - Fotomicrografia via MEV evidenciando os mecanismos de desgaste presentes no PTAP (no caso, PTAP_4800). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	73
Figura 44 - Fotomicrografia via MEV dos mecanismos presentes tanto nas fases duras quanto no ligante Cr-Co presentes no revestimento MS. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	73
Figura 45 - Fotomicrografia via MEV mostrando que os mecanismos dúcteis desgastaram especificamente o ligante no revestimento PTAP (no caso, PTAP_USIAR400). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	74

Figura 46 - Micrografia via MEV mostrando a fadiga de baixo de ciclo presente no ligante do revestimento PTAP (no caso, PTAP_8000). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	75
Figura 47 - Micrografia via MEV mostrando os mecanismos plásticos presentes no revestimento MS. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	76
Figura 48 – Fotomicrografia via MEV que mostra o desgaste no revestimento PTAP (no caso PTAP_4800). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.....	77
Figura 49 - Fotomicrografia via MEV do revestimento MS mostrando os mecanismos dúcteis atuantes no ligante. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.	77
Figura 50 - Fotomicrografia via MEV evidenciando os micromecanismos de desgaste presentes no revestimento MS. Fonte: autor.....	78
Figura 51 - Fotomicrografia via MEV mostrando o revestimento MS com o carboneto “WC” trincado (setas brancas) em decorrência do impacto da partícula de alumina. Fonte: autor.	79
Figura 52 - Fotomicrografia via MEV mostrando que enquanto os carbonetos ficam intactos, o ligante sofre todo o processo de desgaste no revestimento PTAP. Fonte: autor.	79
Figura 53 - Fotomicrografia via MEV mostrando os mecanismos de desgaste presentes no ligante do revestimento PTAP. Fonte: autor.	80
Figura 54 - Fotomicrografica via MEV em maior ampliação, mostrando os mecanismos de desgaste no ligante e o seu escareamento ao redor do carboneto, no revestimento PTAP. Fonte: autor.....	81
Figura 55 - Fotomicrografia via MEV, evidenciando os mecanismos dúcteis no ligante do revestimento MS. Fonte: autor.	81
Figura 56 - Fotomicrografia via MEV mostrando que a direção do jato direcionou os mecanismos dúcteis em um único sentido no revestimento PTAP. Fonte: autor.....	82
Figura 57 - Fotomicrografia via MEV mostrando, no revestimento MS, a direção do impacto do abrasivo e a direção específica do desgaste fica claramente observado. Fonte: autor.	83

Figura 58 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (Hematita, 90°). Fonte: autor.	84
Figura 59 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 30°). Fonte: autor.	85
Figura 60 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (alumina, 90°). Fonte: autor.	86
Figura 61 - Influência da dureza da partícula na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (23°C, 90°). Fonte: autor.	87
Figura 62 - Influência da dureza da partícula na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (375°C, 90°). Fonte: autor.	87
Figura 63 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 23°C). Fonte: autor.	88
Figura 64 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 375°C). Fonte: autor.	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Identificação das amostras com as respectivas especificações quando recebidas e a identificação feita no trabalho de Da Silva.	48
Tabela 2 - Dados da caracterização microestrutural dos revestimentos: microdureza Vickers com carga de 300 g (HV0,3) na fase dura (WC) e na fase ligante (Cr-Co), fração volumétrica de carbonetos (%vol. WC) e livre caminho médio (LCM) entre carbonetos.....	49
Tabela 3 - Parâmetros do ensaio.	51
Tabela 4 - Identificação das amostras no trabalho de da Silva [48] e neste trabalho.	55
Tabela 5 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas.....	61
Tabela 6 - Microdureza Vickers dos constituintes, valores convertidos em GPa.	67
Tabela 7 - Diferença de massa relacionada à oxidação dos substratos, mostrando, na última coluna, a porcentagem de ganho ou perda de massa em relação à massa inicial da amostra.	97
Tabela 8 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Al ₂ O ₃ , 70 m/s, 90°, 23°C.....	98
Tabela 9 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Fe ₂ O ₃ , 70 m/s, 90°, 375°C.....	99
Tabela 10 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Fe ₂ O ₃ , 70 m/s, 30°, 375°C.....	99
Tabela 11 – Multiplicadores para 95% de Intervalo de Confiança.....	100

LISTA DE SÍMBOLOS

WC – Carboneto de Tungstênio

Ni – Níquel

Cr – Cromo

Co – Cobalto

Fe – Ferro

O – Oxigênio

E – Taxa de Erosão

U – Velocidade da partícula

n – Expoente da velocidade

ρ – Massa específica do material

r – Raio da partícula

σ – Densidade da partícula

K_c – Tenacidade à fratura

H – Dureza do material

α – Ângulo de impacto

Ti – Titânio

C – Carbono

Mo – Molibdênio

H_p – Dureza da partícula

H_m – Dureza do material

V – Velocidade de impacto

F – Fator de esfericidade

V_p – Velocidade da partícula

N – Rotação dos discos

d_d – Distância entre discos

d_m – Distância entre marcações

m_i – Massa inicial da amostra

m_f – Massa final da amostra

n_m – Número de medições da fração pontual

P_c – Fração pontual

$\bar{P}_c$ – Fração pontual media

s – Desvio padrão

IC – Intervalo de confiança

t – Fator Multiplicante

V_F – Fração volumétrica de carbonetos

PR – Precisão relativa

λ – Livre caminho médio entre carbonetos

N_L – Número médio de intercessão linear

N_C – Razão do número de carbonetos que interceptam uma linha na malha

LISTA DE SIGLAS

AGWC – Aglomerado de Carboneto de Tungstênio

De-Gun – Detonation Gun

EDS – Espectroscopia de Dispersão de Energia

E-O – Erosão-Oxidação

HRC – Hardness Rockwell C

HV – Hardness Vickers

HVOF – High Velocity Oxi-Fuel

LCSM – Laboratório de Caracterização de Superfícies de Materiais

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MMC – Metal Matrix Composite

MS – Manta Sinterizada

PID – Programador Integral-Derivativo

PTAP – Plasma Tranferred Arc – Powder

TRICORRMAT – Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais

UFES – Universidade Federal do Espírito Santo

SUMARIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1	TRIBOLOGIA.....	21
2.2	EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS	24
2.2.1	<i>Mecanismos dúcteis.....</i>	<i>25</i>
2.2.2	<i>Mecanismos frágeis.....</i>	<i>26</i>
2.3	PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM O DESGASTE EROSIVO	28
2.3.1	<i>Ângulo e velocidade de impacto.....</i>	<i>29</i>
2.3.2	<i>Dureza, forma e tamanho das partículas.....</i>	<i>32</i>
2.3.3	<i>Fluxo de partículas</i>	<i>35</i>
2.3.4	<i>Temperatura do ensaio</i>	<i>35</i>
2.3.5	<i>Microestrutura do compósito</i>	<i>40</i>
2.4	SOBRE TRABALHO PRELIMINAR DE EROSÃO EM REVESTIMENTOS A BASE DE WC-CR-CO.....	47
2.4.1	<i>Caracterização do revestimento</i>	<i>48</i>
2.4.2	<i>Caracterização das partículas</i>	<i>51</i>
2.4.3	<i>Ensaio de erosão.....</i>	<i>51</i>
2.4.4	<i>Resultados</i>	<i>52</i>
3	MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1	MATERIAIS	54
3.1.1	<i>Revestimentos.....</i>	<i>54</i>
3.1.2	<i>Partículas</i>	<i>56</i>
3.2	MÉTODOS	56
3.2.1	<i>Erosímetro TRICORRMAT-UFES</i>	<i>56</i>
3.2.2	<i>Preparação dos ensaios de erosão.....</i>	<i>58</i>
3.2.2.1	<i>Fluxo de partículas</i>	<i>59</i>
3.2.2.2	<i>Velocidade das partículas</i>	<i>59</i>
3.2.3	<i>Ensaio de erosão.....</i>	<i>61</i>
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS.....	63
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS PARTÍCULAS	68
4.3	COMPORTAMENTO EM EROSÃO DOS REVESTIMENTOS.....	70
4.3.1	<i>Mecanismos de desgaste</i>	<i>72</i>
4.3.1.1	<i>Condição 1: Al₂O₃, 23 °C, 90°</i>	<i>72</i>
4.3.1.2	<i>Condição 2: Fe₂O₃, 375 °C, 90°</i>	<i>74</i>
4.3.1.3	<i>Condição 3: Fe₂O₃, 375 °C, 30°</i>	<i>76</i>
4.3.1.4	<i>Condição 4: Al₂O₃, 375 °C, 90°</i>	<i>78</i>
4.3.1.5	<i>Condição 5: Fe₂O₃, 23 °C, 90°</i>	<i>80</i>
4.3.1.6	<i>Condição 6: Fe₂O₃, 23 °C, 30°</i>	<i>82</i>
4.3.2	<i>Efeito da temperatura</i>	<i>83</i>
4.3.3	<i>Efeito da dureza da partícula.....</i>	<i>86</i>
4.3.4	<i>Efeito do ângulo de impacto</i>	<i>88</i>
5	CONCLUSÕES.....	90
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	92

7	REFERÊNCIAS	93
	ANEXO A – OXIDAÇÃO DAS AMOSTRAS EM PRÉ-TESTES.....	97
	ANEXO B – DADOS DOS ENSAIOS DE EROÇÃO	98
	B.1 – CONDIÇÃO 1.....	98
	B.2 – CONDIÇÃO 2.....	99
	B.3 – CONDIÇÃO 3.....	99
	ANEXO C – CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS	100
	C.1 – FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS	100
	C.2 – LIVRE CAMINHO MÉDIO ENTRE CARBONETOS	101

1 INTRODUÇÃO

Através dos anos, o desgaste erosivo, decorrente do impacto de partículas sólidas carregadas por um fluido, tem sido um sério e contínuo problema em vários setores industriais, responsável por aproximadamente 10% das falhas de desgaste [1]

O estudo extensivo dessa forma de desgaste tem sido realizado e as aplicações desses estudos são diversas: bombas e válvulas hidráulicas, motores de sistemas propulsores, tubulações carregando material abrasivo, componentes diversos de equipamentos instalados em uma planta de geração de potência, dentre outros [2].

Particularmente, o desgaste erosivo a temperatura elevada tem-se mostrado um grande desafio ao longo dos anos. A intenção de se desenvolver materiais que resistam ao desgaste em alta temperatura se torna cada vez maior.

Materiais compósitos, formados por uma matriz metálica (MMC – Metal Matrix Composite) em que contenham uma fase dura cerâmica (cermet – cerâmica + metal), têm sido atribuídos com uma combinação única de propriedades mecânicas e resistência ao desgaste [3]. Dentre eles, os cermets cuja fase dura é formada por carbonetos de tungstênio (WC) e a matriz ligante dúctil composta por níquel (Ni), cromo (Cr), cobalto (Co), dentre outros, têm chamado a atenção no controle e minimização do desgaste por erosão, principalmente, na forma de finas camadas de revestimentos aplicadas sobre substratos diversos.

A resistência à erosão não é só influenciada pelo ângulo de impacto, velocidade das partículas e temperatura de serviço, mas, também, depende fortemente da microestrutura do revestimento compósito e, conseqüentemente, das suas técnicas de deposição [4].

Dentre as principais técnicas de deposição se incluem [5]:

- Aspersão por oxicombustível de alta velocidade (HVOF);
- Aspersão por detonação (De-Gun);
- Soldagem por plasma de arco transferido com aporte de pó metálico (PTA-P);
- Manta sinterizada por brasagem.

Um dos aspectos mais relevantes dessas técnicas é que a diferenciação dos parâmetros na deposição dos revestimentos gera, no produto acabado,

microestruturas com composição nominal distintas da especificada inicialmente. Esse comportamento observado durante o processo de deposição influenciará no processo erosivo do revestimento em condições operacionais de diversas maneiras. Estudos do comportamento em abrasão e erosão sobre esses revestimentos são largamente abordados na literatura. No entanto, os estudos se concentram, em especial, no comportamento em erosão com erodentes clássicos, como: areia (SiO_2), alumina (Al_2O_3) e carbetos de silício (SiC).

Pouco ainda foi observado sobre o desempenho de revestimentos compósitos em ambientes agressivos de indústrias de beneficiamento de minério. Nestas indústrias, um alto número de partículas de hematita (Fe_2O_3) e magnetita (Fe_3O_4) estão presentes nas diversas operações industriais. Particularmente, em fornos de pelletização, faz-se necessário a otimização térmica através da movimentação de gases de uma região particular do forno para outra. Por exemplo, gases quentes oriundos da região de queima são succionados por poderosos ventiladores radiais centrífugos para a região de secagem ascendente de pelotas cruas no início do processo de queima. Todavia, esses gases carregam quantidades consideráveis de finos particulados de minério de ferro que erodem fortemente as pás metálicas desses ventiladores. A Figura 1 mostra uma pá desse ventilador após 12 meses de operação, onde observa-se o desgaste por erosão dos revestimentos de carbetos de cromo aplicados sobre uma pá do ventilador.

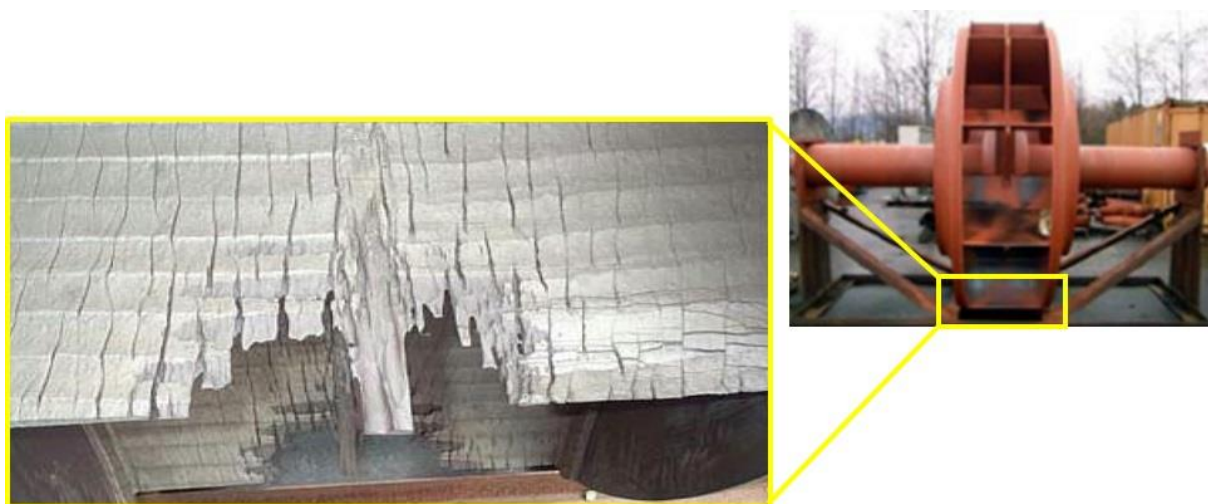


Figura 1 - Ventilador de processo com 3 metros de diâmetro, 1750 HP e 850 RPM, trabalhando 12 meses com um revestimento de carbetos de cromo depositado por soldagem. Fonte: [6]. Nota: adaptado pelo autor.

Neste trabalho, o comportamento em erosão de revestimentos WC-Cr-Co, depositados por dois processos (soldagem PTAP e manta sinterizada), é investigado para dois particulados: alumina e hematita. Também, variou-se a temperatura de ensaio (23°C e 375°C) e o ângulo de impacto (30° e 90°). Além de classificar os revestimentos em relação à erosão, o objetivo principal deste trabalho é investigar a influência dos parâmetros microestruturais dos revestimentos no processo erosivo e relacioná-los com as propriedades da partícula.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TRIBOLOGIA

A palavra tribologia, do grego tribos (“esfregar”, “atritar” ou “friccionar”), foi criada em março de 1966 por um comitê liderado por Peter Jost para definir “a ciência e tecnologia de superfícies que interagem em movimento relativo e de temas e práticas relacionadas” e inclui o estudo do atrito, lubrificação e desgaste [7,8].

O atrito pode ser definido como a resistência ao movimento imposta à um corpo devido à sua interação com outro corpo, caracterizando-se como uma força dissipativa [9].

Muito além do conceito adotado na dinâmica, onde preocupa-se em obter o valor da força de atrito e relacioná-lo com outras forças existentes em um corpo, em tribologia, se está interessado na causa primária da força de atrito, que está intimamente relacionada com o contato e interação entre as asperezas durante o movimento relativo.

O atrito, como uma força dissipativa, leva à perda de energia e eficiência em componentes mecânicos. Em muitos casos, um baixo atrito é desejável. Um método de redução do atrito, e com frequência o desgaste, é lubrificar as partes das superfícies em contato.

O estudo da lubrificação em tribologia está relacionado com o atrito e o desgaste, especialmente o desgaste por deslizamento. Nesse contexto, vários regimes de lubrificação impondo diferentes características são observados.

Na lubrificação hidrodinâmica as superfícies são conformes e completamente separadas por um filme fluido. A pressão hidrostática no filme causa apenas pequenas distorções elásticas nas superfícies que, sem introduzir muitos erros, pode ser tratada como rígida. Na lubrificação elasto-hidrodinâmica, o filme fluido de lubrificante é tão fino que as deformações elásticas na superfície não podem ser desconsideradas. De fato, este é um fator preponderante neste regime de lubrificação. Na lubrificação limítrofe, as superfícies são separadas apenas por um filme molecular adsorvido e o contato entre as asperezas é inevitável [8].

O desgaste está relacionado com o atrito de forma que ele é uma das várias possibilidades de dissipação da energia friccional enunciadas por Blau [10]. Assim como o atrito, o desgaste não é uma propriedade do material e, sim, uma resposta do sistema tribológico. Conceitualmente, o desgaste é um dano causado a uma superfície sólida, normalmente envolvendo uma perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre esta superfície e uma substância ou substâncias [9].

Dentre as diversas classificações do desgaste, uma o separa em dois grandes grupos: desgaste por deslizamento e desgaste por partículas duras [8]. O desgaste por deslizamento ocorre quando duas superfícies deslizam uma sobre a outra. Quando um lubrificante se faz presente entre as partes em contato, diz-se que o deslizamento é lubrificado, caso contrário, o deslizamento é não-lubrificado. O desgaste por partículas duras pode ainda ser dividido em desgaste abrasivo e desgaste erosivo. No desgaste abrasivo a remoção de material pode ser causada por protuberâncias duras de um contra corpo, que são pressionadas contra uma superfície e deslizam ao longo dela (abrasão dois corpos), ou então, a remoção de material pode ser ocasionada por partículas soltas e livres para rolar e deslizar entre duas superfícies em movimento relativo (abrasão três corpos). O desgaste erosivo ocorre quando partículas, carregadas por um fluido, impactam a superfície geralmente em alta velocidade. Quando o fluido que carrega as partículas duras é um gás, geralmente o ar, o tipo de desgaste é chamado erosão por partículas sólidas, ao passo que, se as partículas duras são carregadas por um líquido, o desgaste é qualificado como erosão por lama abrasiva. A Figura 2 apresenta um esquema que mostra essa classificação.

A classificação do desgaste é um pouco artificial. Em determinadas condições, o desgaste por deslizamento pode gerar partículas de desgaste que provocariam desgaste subsequente por abrasão [8]. Além disso, a diferenciação se, sob certas condições, ocorrerá desgaste por abrasão dois corpos ou três corpos é complicada, dependendo de vários parâmetros. No desgaste erosivo, se o ângulo de impacto for muito raso favorecerá um processo de desgaste similar à abrasão dois corpos, pois as partículas tendem a riscar a superfície após o impacto [11].

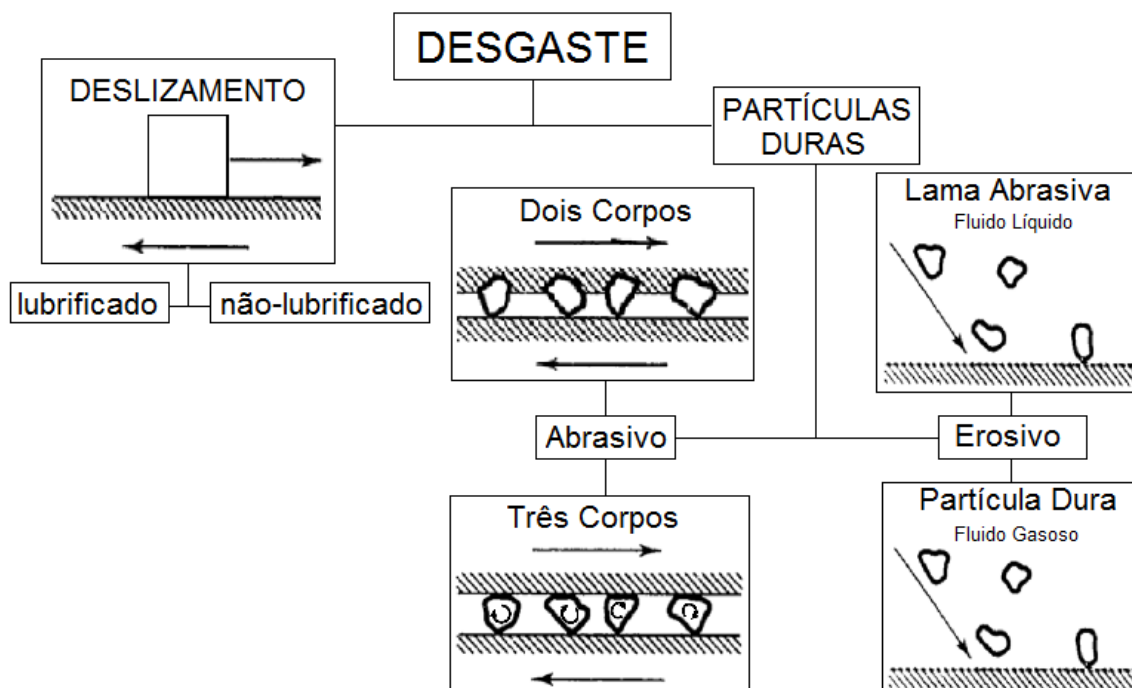


Figura 2 - Esquema que ilustra a diferença entre os tipos de desgaste. Fonte: [8]. Nota: adaptado pelo autor.

Os termos “desgaste por deslizamento”, “desgaste abrasivo” e “desgaste erosivo” não pretendem descrever os mecanismos de desgaste, apenas formam uma classificação mais ampla. O alto número de termos que descrevem os processos de desgaste pode ser substituído por uma classificação que leva em conta os mecanismos de remoção de material. Hutchings [8] dividiu os mecanismos de desgaste da seguinte forma:

- Desgaste mecânico;
 - Dominado por plasticidade;
 - Dominado por fratura frágil;
 - Dominado por fadiga superficial;
- Desgaste triboquímico.

Visto que, geralmente, ocorre mais de um mecanismo de desgaste em um único processo, os mecanismos predominantes em erosão por partículas sólidas e os principais fatores que afetam esse tipo de desgaste, objeto de estudo do presente trabalho, são apresentados a seguir.

2.2 EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS

O desgaste erosivo por partículas sólidas, definido como a remoção de material ocasionada pelo impacto repetitivo de partículas duras dotadas de certa velocidade, se constitui em uma importante forma de desgaste, observado em várias situações industriais [12]. Dados de desgaste erosivo podem ser obtidos experimentalmente em função da massa de material perdida por massa de particulado impactado, ou então, em função do volume de material perdido na superfície por massa de particulado impactado.

Abrasão e erosão fazem parte do mesmo grupo de desgaste por partículas duras e, com isso, os mecanismos de remoção de material nesses processos são similares, envolvendo deformação plástica e fratura frágil. A diferenciação do desgaste erosivo em relação ao desgaste abrasivo fica por conta do contato entre a partícula e a superfície e da origem das forças.

Em relação ao contato da partícula com a superfície, na erosão o contato é de pequena duração, enquanto que em abrasão o contato é de maior duração. Em relação às forças presentes na partícula, na erosão a principal força envolvida é devida à desaceleração das partículas ao colidirem com a superfície, ao passo que na abrasão as partículas são pressionadas contra a superfície sobre o qual deslizam. A Figura 3 mostra essa diferença entre a abrasão dois corpos e erosão por partículas sólidas.

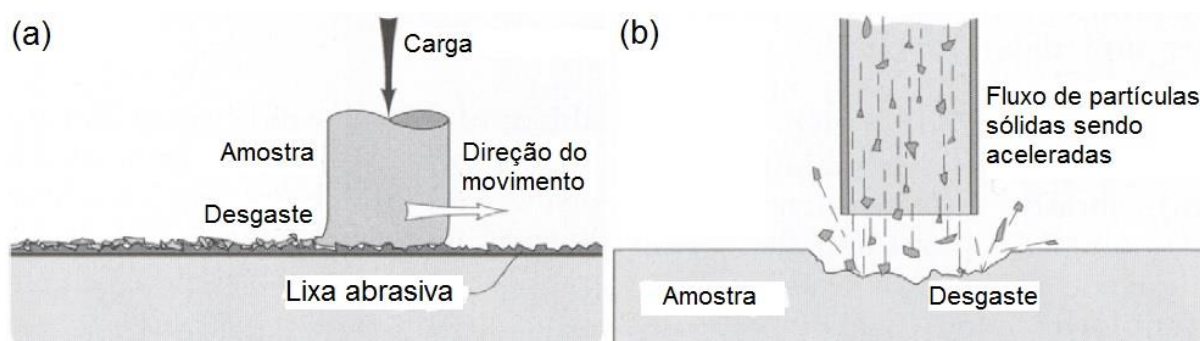


Figura 3 - Ilustração mostrando a diferença entre (a) abrasão dois corpos e (b) erosão por partículas sólidas em relação ao contato entre partícula e superfície e às forças atuantes. Fonte: [13]. Nota: adaptado pelo autor.

A erosão, também pode ser diferenciada da abrasão de acordo com a dimensão do dano causado pela partícula à superfície. Na erosão, a ordem de grandeza do dano é

muito maior que a dimensão da partícula, devido à quantidade de energia cinética envolvida na colisão [8].

A extensão do dano causado por uma partícula, viajando a uma certa velocidade, que impacta a superfície de um material, vai depender do fluxo de partículas, bem como da forma, tamanho e dureza das partículas e, também, da velocidade, ângulo de impacto e temperatura. Esses fatores são determinantes nos mecanismos de desgaste presentes. Em compósitos formados por uma fase dura cerâmica e uma fase dúctil metálica, conhecidos como cermets, os mecanismos de remoção dúctil e frágil estarão presentes em conjunto, envolvendo, usualmente, deformação plástica na fase metálica e deformação e fratura frágil na fase dura [3]. Os diversos mecanismos de desgaste e os parâmetros que o influenciam serão discutidos nas seções a seguir.

2.2.1 Mecanismos dúcteis

No destacamento de material governado por plasticidade, os mecanismos presentes são o microsulcamento e o microcorte. Para uma única partícula impactando um material, o microsulcamento puro se caracteriza pelo deslocamento e acomodação de material ao redor da partícula, com nenhum material sendo removido da superfície. Impactos subsequentes, naquelas regiões deformadas, proporcionam a acumulação de deformação plástica e provocam fadiga de baixo ciclo, que leva ao destacamento de material (*debris*). No microcorte puro, com o impacto, a partícula penetra na superfície e arranca o material (*debris*) que está sendo deslocado em toda a sua face frontal [8]. A Figura 4 ilustra o que acontece nesses dois mecanismos.

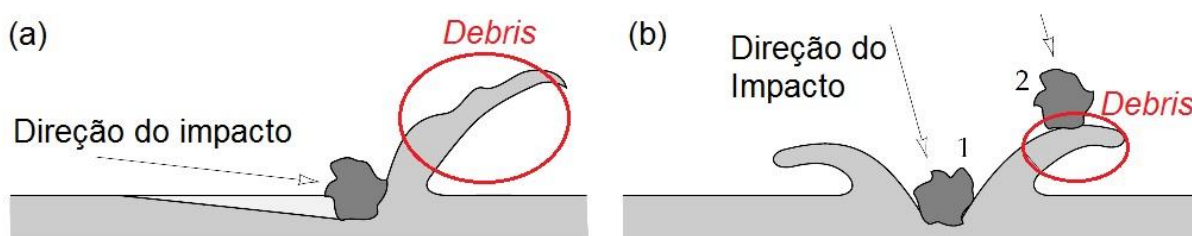


Figura 4 - Mecanismos de erosão por plasticidade; (a) microcorte e (b) microsulcamento originado de um primeiro impacto seguido pelo arrancamento de material causado pelo impacto de uma segunda partícula na região deformada advinda do primeiro impacto. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.

Alguns fatores irão governar se o mecanismo de desgaste será por microcorte ou microsulcamento. Os mais comuns são: velocidade e ângulo de impacto e forma e tamanho da partícula. Em materiais de comportamento dúctil, basicamente, os metais, o ângulo de impacto irá influenciar fortemente no mecanismo de desgaste atuante. Para partículas angulosas, ângulos mais rasos proporcionam o desgaste por microcorte e ângulos mais agudos evidenciam o microsulcamento.

Na prática, a erosão de metais é fortemente influenciada pela velocidade da partícula. A dependência é, frequentemente, expressa na forma:

$$E \propto U^n, \quad (1)$$

onde E é a taxa de erosão, U é a velocidade da partícula e n é o expoente da velocidade que varia entre 2,3 e 3,0. Além da taxa erosão, o próprio expoente da velocidade também varia com o ângulo de impacto [8].

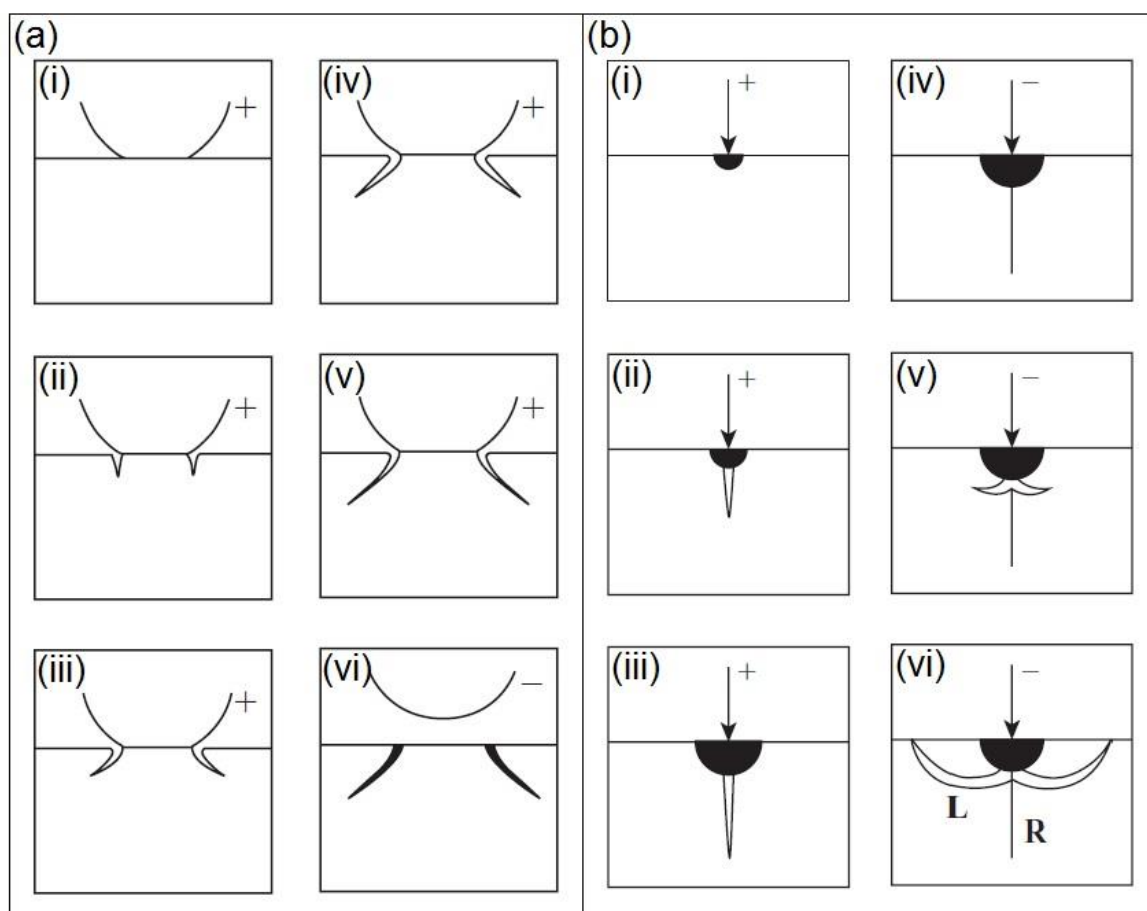
A ângulos rasos, o expoente da velocidade fica em torno de 2,4 e, junto com velocidade e ângulo de impacto, a dureza do material também exerce influência sobre a taxa de desgaste. Em ângulos mais agudos, o expoente da velocidade tende a crescer. Isso por que a velocidade se torna o parâmetro mais importante, devido a este ser o fator que vai influenciar diretamente no mecanismo de desgaste por fadiga de baixo ciclo [8].

2.2.2 Mecanismos frágeis

Quando o impacto de uma partícula causa uma fratura frágil, o material é removido da superfície devido à formação e interseção de trincas. O tipo de trinca formada irá depender da forma da partícula. Se a partícula for arredondada e a pressão de contato não exceder o regime elástico, trincas cônicas se desenvolverão, como mostrado na Figura 5a. Durante o carregamento contínuo, no início do contato elástico, trincas hertzianas são nucleadas (i e ii). Com a progressão da carga há propagação das trincas (iii, iv e v) até o descarregamento (vi).

Uma única trinca hertziana não é capaz de levar à remoção de material, no entanto, se a partícula abrasiva for angulosa, uma deformação plástica local pode ocorrer no

ponto de contato do impacto e a formação de trincas de diferentes geometrias podem levar ao desgaste imediato [8]. A Figura 5b mostra os tipos de trinca formados, a partir de um campo de tensão elasto-plástico gerado logo abaixo do contato, por uma partícula angulosa. No ponto inicial do contato (i), ocorre uma tensão altíssima. Essa tensão é acomodada por uma zona plástica altamente deformada (em escuro na Figura 5b). Com o aumento da carga até um valor crítico, tensões de tração que se desenvolvem através de um plano vertical iniciam a abertura de uma trinca mediana, ou radial (ii). Um aumento da carga acima desse limite propicia uma extensão dessa trinca (iii). Com a redução da carga a trinca mediana se fecha (iv). Com um maior alívio de carga, em torno da fronteira entre o campo de deformação plástica e elástica ocorre uma grande variação de deformação ocasionando o aparecimento de tensões elásticas residuais que, conseqüentemente, levam à formação e à propagação das trincas laterais (v). Com o descarregamento completo, a trinca lateral se curva e se propaga até a superfície livre (vi).



A fratura frágil, ocasionada pelo impacto de partículas, é mais severa quando a direção do impacto é normal à superfície, e a erosão sob essa condição é mais rápida.

Modelos para erosão por fratura frágil foram desenvolvidos, principalmente, para impactos com incidência normal à superfície. Para partículas angulosas, as quais, são mais comumente encontradas na prática, modelos de erosão para a fratura elasto-plástica (mostrado na Figura 5b) estimam a força de contato, exercida pela partícula durante o impacto, de duas formas: o método quase-estático e o método dinâmico. Os dois métodos diferem muito pouco na previsão da taxa de erosão, com a teoria dinâmica apresentando uma leve vantagem em relação à teoria quase-estática. O modelo dinâmico leva a um volume de erosão dado por [8]:

$$\frac{E}{\rho} \propto r^{0,7} U^{3,2} \frac{\sigma^{0,6}}{K_c^{1,3} H^{0,25}}, \quad (2)$$

onde E/ρ é a taxa de erosão dada em volume de material removido por massa de partícula impactada, r é o raio da partícula, σ é a densidade da partícula K_c é a tenacidade à fratura do material e H é a dureza do material.

As propriedades do material mais determinantes na resistência à erosão são a tenacidade à fratura e a dureza. Expoente da velocidade em um intervalo que varia de 2 a 4 é comumente encontrado. Uma dependência substancial da erosão com o tamanho da partícula também é observada, com expoentes para r comumente variando entre 0,7 e 1 [8].

2.3 PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM O DESGASTE EROSIVO

Os mecanismos discutidos até agora assumem que o material que está sendo erodido é homogêneo e isotrópico. No entanto, grande parte dos materiais de engenharia são fortemente heterogêneos, como, por exemplo, os cermets. Até agora, os modelos de erosão em materiais heterogêneos não foram desenvolvidos de forma satisfatória, e as equações dão apenas a noção de quais principais propriedades mecânicas irão influenciar a presença ou não dos mecanismos dúcteis ou frágeis em um determinado tribossistema.

Esta seção, tem o objetivo de discutir os parâmetros que influenciam os mecanismos de remoção de material, tanto em materiais homogêneos quanto em materiais heterogêneos, como os cermets, caso deste trabalho. Finnie [4], depois de seu trabalho pioneiro na erosão de materiais dúcteis e frágeis, relatou que os fatores que influenciam a erosão por partículas sólidas incluem: (1) as condições de escoamento do fluido que carrega as partículas, (2) as propriedades da partícula e (3) as propriedades do material. Dentre os parâmetros abordados por esses fatores, têm-se: ângulo e velocidade de impacto, dureza, forma e tamanho das partículas, temperatura de ensaio e, também, a microestrutura do material.

2.3.1 Ângulo e velocidade de impacto

O ângulo de impacto pode variar de 0° até 90° e geralmente é medido em relação ao plano da superfície do material (Figura 6). Em um ângulo de impacto de 0° , o desgaste erosivo é desprezível, pois as partículas não impactam a superfície, e passa-se a considerar o desgaste como sendo abrasivo. A partir de ângulos rasos, 20° , começa-se a considerar a erosão [11].

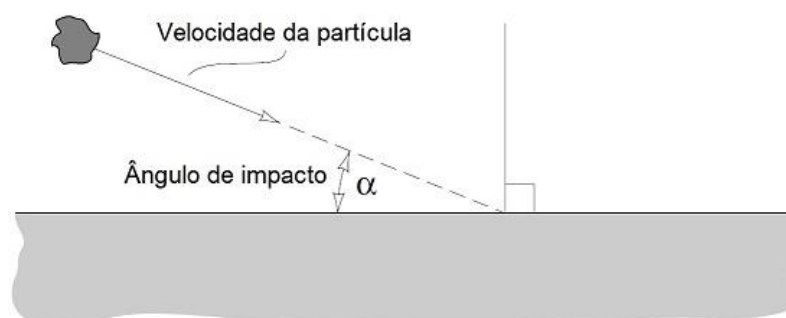


Figura 6 - Ilustração mostrando o ângulo de impacto e onde ele é medido. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.

O ângulo de impacto é, dentre os parâmetros, o mais marcante na diferenciação entre os mecanismos dúcteis e frágeis. A Figura 7 mostra a relação entre a taxa de erosão e o ângulo de impacto, em materiais com comportamento tipicamente dúcteis ou frágeis. Nos casos em que a taxa de erosão apresenta seu máximo em ângulos de impacto mais rasos, prevalece o comportamento dúctil naquele material. Por outro lado, se a máxima taxa de erosão é encontrada sob ângulos mais próximos do reto é assumido o comportamento frágil.

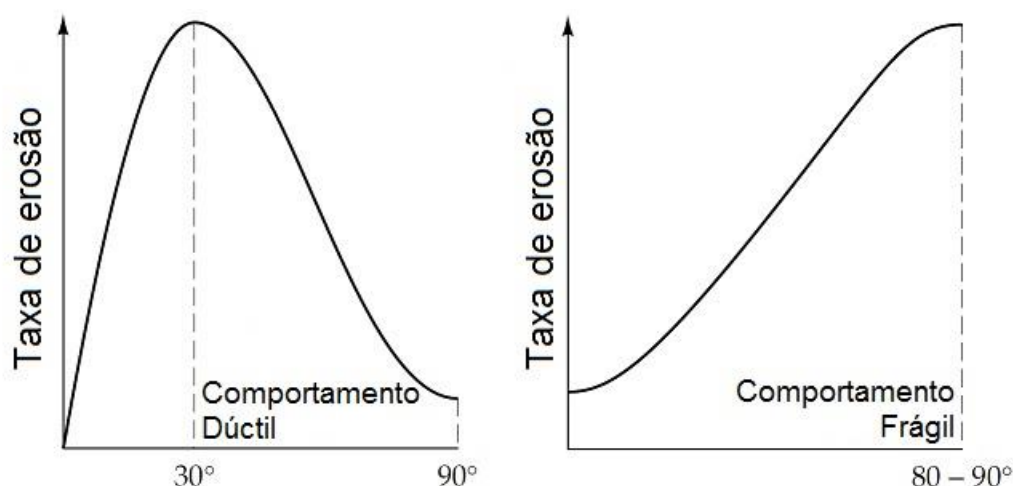


Figura 7 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de erosão em materiais de comportamento dúctil e frágil. Fonte: [11]. Nota: adaptado pelo autor.

Quando o desgaste no material é regido pelos mecanismos dúcteis, em ângulos rasos, a partícula impacta a superfície e remove todo o material a frente dela por microcorte. A medida que se aumenta o ângulo de impacto, o mecanismo dominante passa a ser o microsulcamento e a velocidade de impacto passa a ser o parâmetro mais importante na remoção de material. No comportamento frágil do material, o microtrincamento ocasionado pelo impacto das partículas é mais severo quando a direção do impacto é normal à superfície [8].

Em materiais compósitos, o comportamento puramente dúctil ou frágil, por vezes, não é observado e a máxima taxa de erosão foge do comportamento mostrado acima. Ocorre que, nesses materiais, há competição de mecanismos de erosão: um responsável pela perda da matriz ligante e o outro que leva ao desgaste da fase dura. A Figura 8 mostra o efeito do ângulo de impacto em cermetes WC-Co e TiC-Ni-Mo.

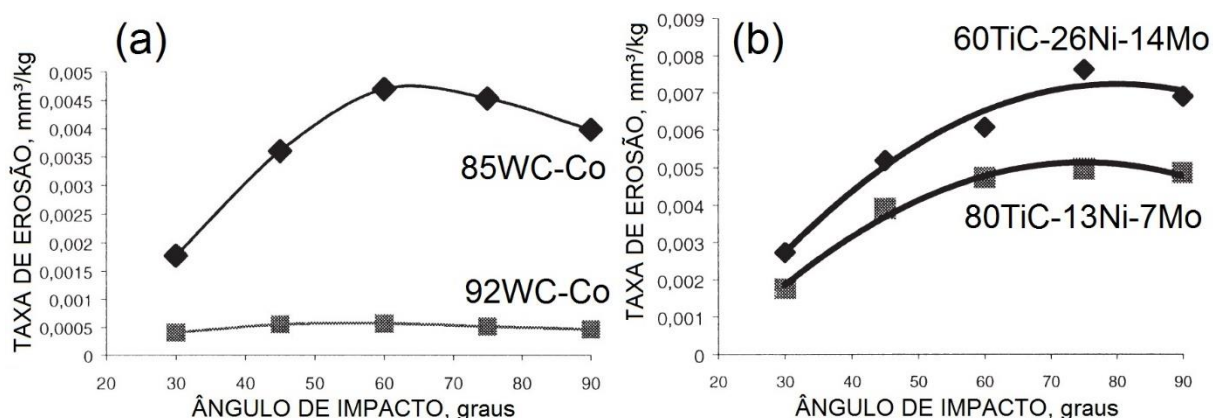


Figura 8 - Efeito do ângulo de impacto na taxa de erosão de cermetes quando erodidos com sílica na velocidade de impacto de 61 m/s. (a) WC-Co apresentando máxima taxa de erosão a 60° e (b) TiC-Ni-Mo apresentando máxima taxa de erosão a 75°. Fonte: [3]. Nota: adaptado pelo autor.

Outro parâmetro de extrema importância na taxa de erosão é a velocidade de impacto. Como já visto anteriormente, tanto para materiais frágeis como para materiais dúcteis, a taxa de erosão é influenciada diretamente pela velocidade de impacto, e essa influência pode ser menos ou mais importante de acordo com o expoente da velocidade, que, por sua vez, é função do ângulo de impacto.

Uma pequena variação na velocidade de impacto pode aumentar a taxa de erosão em 10 a 100 vezes [11]. A Figura 9 mostra a taxa de erosão de alguns materiais compósitos em função do ângulo de impacto para duas velocidades distintas. Observa-se que, no geral, o aumento da velocidade de 31 m/s para 80 m/s eleva o desgaste em uma ordem de grandeza. No entanto, especificamente, o ângulo de impacto pode influenciar drasticamente na relação da taxa de desgaste com a velocidade de impacto. Para o WC-Co, com o aumento da velocidade de impacto, a taxa de erosão a 30° elevou cerca de 16 vezes, ao passo que, a 75° a taxa de erosão elevou apenas 8 vezes.

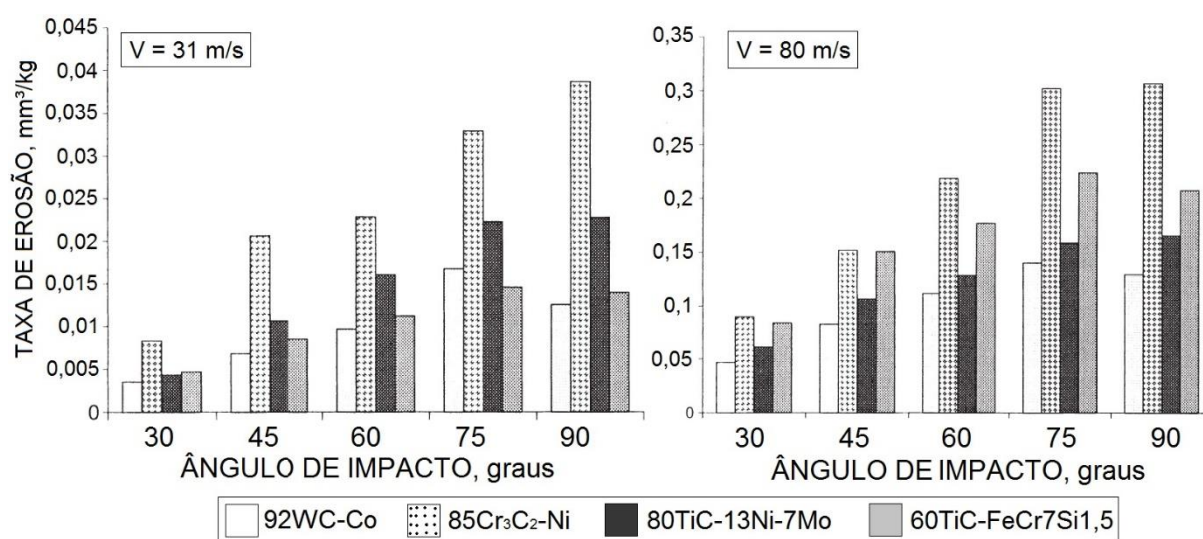


Figura 9 - Taxa de erosão em função do ângulo e velocidade de impacto para diversos materiais compósitos. Partícula: SiC. Fonte: [3]. Nota: adaptado pelo autor.

Outros parâmetros vão influenciar o expoente da velocidade e o comportamento dos materiais em erosão em relação ao ângulo de impacto, como, por exemplo, as propriedades da partícula, tais como a dureza, o tamanho e a forma [15].

Outro fator que tem sido demonstrado e que afeta o expoente da velocidade é a temperatura [16]. Esses parâmetros serão discutidos, detalhadamente, nas seções seguintes.

2.3.2 Dureza, forma e tamanho das partículas

Até agora, foi assumido que as partículas que ocasionam tanto abrasão quanto erosão são duras. Esse conceito é relativo e leva em consideração tanto a dureza da partícula quanto a dureza do material. De maneira geral, partículas com maior dureza causam maiores taxas de desgaste do que partículas de menor dureza [8].

A transição entre um desgaste moderado e um mais severo, depende da razão entre a dureza da partícula e a dureza do material. Em materiais dúcteis, quando a razão é menor do que a unidade, a taxa de erosão decresce continuamente com a diminuição da dureza da partícula. Quando a razão atinge valores maiores que a unidade, a partícula é suficientemente dura para manter a sua integridade durante o impacto, e a partir desse ponto não há uma variação considerável da taxa de desgaste, que permanece, aproximadamente, constante com o aumento contínuo da dureza [17,18]. Já em materiais frágeis, junto com a razão entre a dureza da partícula (H_p) e a do material (H_m), a tenacidade à fratura do material (K_c) exercerá forte influência na taxa de desgaste [19]. Quando $H_p/H_m \gg 1$, um desgaste erosivo severo é observado, com intensa formação de trincas laterais, independentemente do formato da partícula. Quando $H_p/H_m < 1$ e a tenacidade à fratura do material é pequena, o desgaste ainda é severo. No entanto, quando $H_p/H_m < 1$ e a tenacidade à fratura do material é maior, é necessária uma acumulação de dano para desenvolver a tensão requerida para nuclear as trincas laterais, e, com isso, o desgaste é menor [20].

Em cermetes, no geral, como mostra a Figura 10, partículas com menor dureza causam menor desgaste do que partículas mais duras.

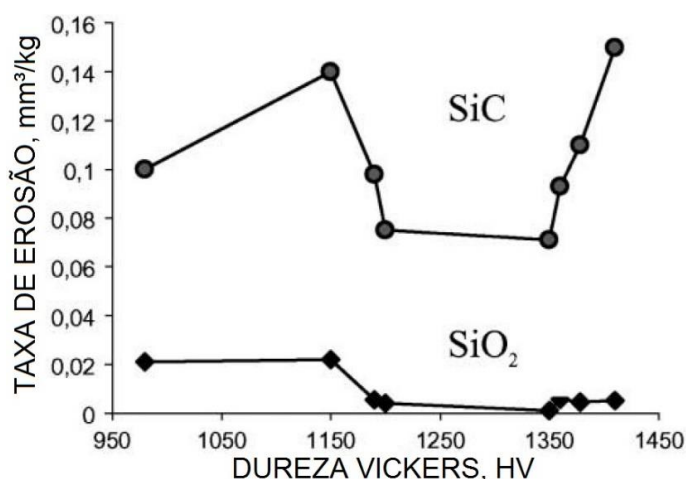


Figura 10 - Taxa de erosão em função da macrodureza Vickers de vários cermetes. Fonte: [21]. Nota: adaptado pelo autor.

É impossível isolar completamente a dureza de outros parâmetros, como, por exemplo, a forma da partícula. Ainda que a partícula seja suficientemente dura, se possuir uma forma esférica, pode ser pouco provável que ela cause um desgaste severo [11]. Assim, em geral, partículas angulares causam um maior desgaste se comparado com partículas mais arredondadas [8].

De forma qualitativa é fácil perceber o quanto uma partícula é mais ou menos angular. No entanto, a angularidade é difícil de ser definida de forma quantitativa. Os métodos mais conhecidos de se medir a forma de uma partícula são a dimensão fractal, a razão de aspecto, o fator de forma e o parâmetro de ponta, sendo os dois últimos os principais [22].

O comportamento em abrasão a dois corpos de um material dúctil, quando desgastado por partículas de diferentes formas, pode ser observado na Figura 11. Para todos os efeitos, fica comprovado que a medida que se aumenta a angulosidade de uma partícula, maior será o desgaste.

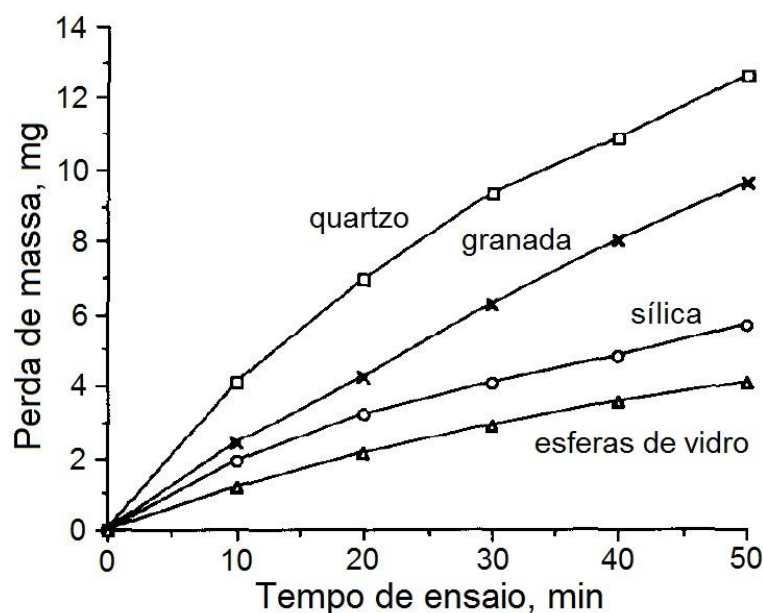


Figura 11 - Perda de massa versus o tempo de ensaio na abrasão dois corpos do alumínio (133 HV) quando desgastado com diferentes formatos de abrasivos. Esferas de vidro (488 HV), sílica (1218 HV), granada (1235 HV) e quartzo (1257 HV) estão em ordem crescente de angulosidade. Fonte: [22]. Nota: adaptado pelo autor.

Outra característica importante é que a forma da partícula pode influenciar o ângulo de impacto em que ocorre a máxima taxa de erosão. Sundararajan [2] observou uma máxima taxa de erosão a ângulos normais, quando ligas de cobre são impactadas por esferas de aço. Essa mudança do ângulo de impacto em que ocorre a máxima taxa

de erosão, acontece, também, em materiais frágeis. Porém, nesses materiais, o tamanho da partícula será o fator preponderante.

Variações no tamanho da partícula dentro do intervalo típico para as aplicações em engenharia podem causar mudanças fundamentais nos mecanismos de erosão. Uma série de ensaios realizados por Sheldon e Finnie [23], em vários materiais frágeis, revelaram que com o aumento do tamanho da partícula ocorre a transição do mecanismo dúctil para o frágil (Figura 12). Com isso, a máxima taxa de erosão se desloca de, aproximadamente, 30° para 80°. Além disso, ocorre um aumento substancial na taxa de erosão, como pode ser observado na Figura 12.

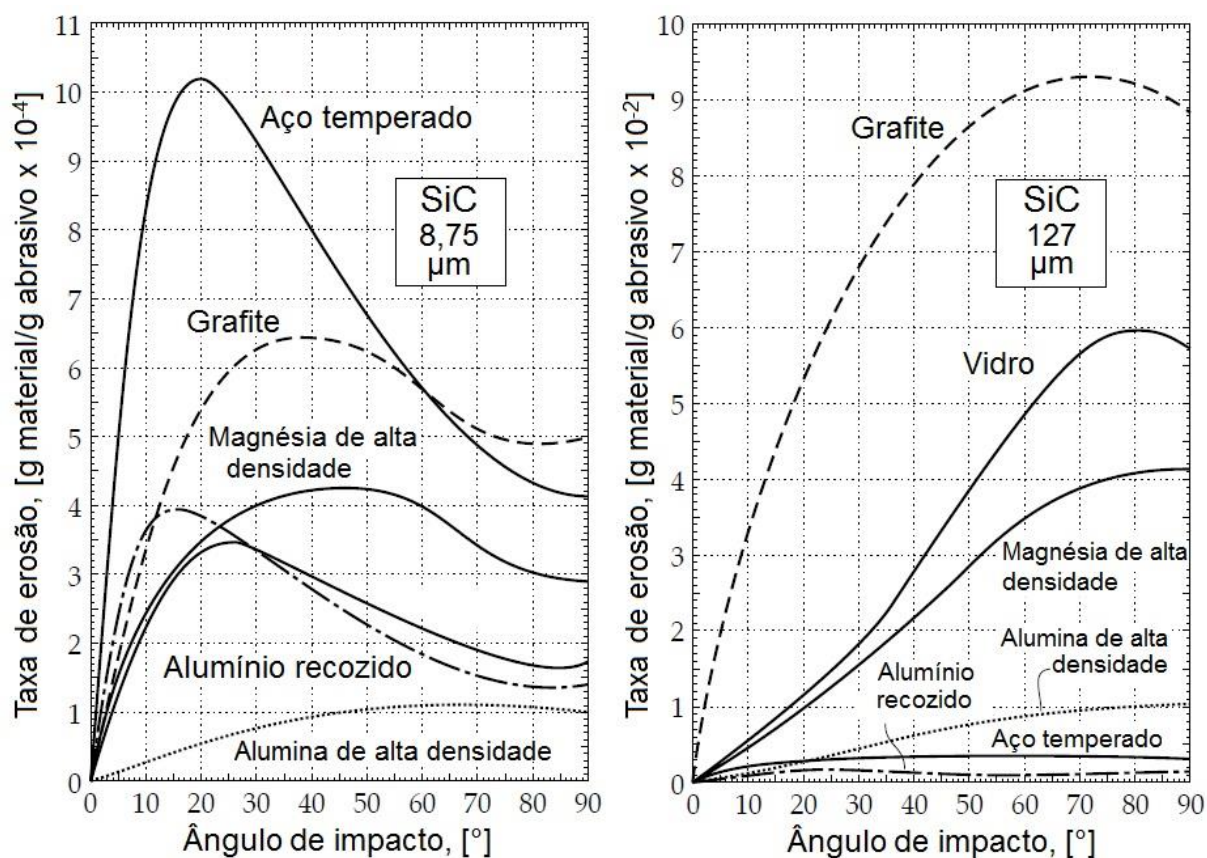


Figura 12 - Efeito do tamanho da partícula no mecanismo de desgaste e na taxa de erosão. Fonte: [23]. Nota: adaptado pelo autor.

O efeito do tamanho da partícula na taxa de erosão de compósitos cermets é fortemente influenciado pela microestrutura do material, que será comentado mais adiante, em uma seção subsequente.

2.3.3 Fluxo de partículas

O fluxo de partículas é outro parâmetro que controla a taxa de erosão. A taxa de desgaste erosivo é proporcional ao fluxo de partículas até um certo limite. Esse limite foi observado em vários estudos e a causa da sua ocorrência está relacionada com as partículas que se colidem com o material, ricocheteiam e interferem na trajetória daquelas que estão se movendo ao encontro do material pela primeira vez, protegendo, assim, o material [24].

O limite que define até onde a taxa de desgaste será proporcional ao fluxo de partículas varia de acordo com o material, em intervalos desde 0,1 g/mm²s, para os elastômeros, até 10 g/mm²s, para materiais metálicos [25]. Também é possível que a taxa de desgaste (gramas de material removido por gramas de partículas impactadas) venha a diminuir após esse limite ser alcançado.

2.3.4 Temperatura do ensaio

A degradação de material ocasionada pela erosão por partículas sólidas em alta temperatura é encontrada em várias situações. Os efeitos sinérgicos da erosão e oxidação (ou corrosão, a depender do meio) podem ocorrer em diversos ambientes industriais. Sistemas de quebra catalítica na separação do óleo e do gás na indústria do petróleo, tubulações de trocadores de calor utilizadas em caldeiras e pás de turbinas empregadas em plantas de geração termoeletrica e pás de compressores e rotores utilizadas na aviação são alguns dos exemplos de situações onde podem ocorrer desgaste por erosão em alta temperatura [2,26].

Levy e colaboradores [27 apud. 2] estudaram o efeito do aumento de temperatura na taxa de erosão de vários metais e ligas metálicas. A influência da temperatura se dividia em três grupos. No primeiro grupo, a taxa de erosão inicialmente decresce com o aumento de temperatura, alcança um mínimo e depois começa a crescer com o aumento temperatura. O segundo grupo se comporta de maneira que, até certo ponto, o aumento de temperatura não influencia a taxa de erosão, para, logo depois, ocorrer o aumento contínuo da taxa de erosão com o aumento de temperatura. O terceiro

grupo abrange os metais e ligas metálicas que possuem um aumento sempre contínuo da taxa de erosão com o aumento da temperatura.

Estudos concebidos por Chang e colaboradores [28 apud 2] indicam que o pico da taxa de erosão do cobalto (em relação ao ângulo de impacto), a uma temperatura de 780 °C, ocorre em um ângulo de impacto de 60°, quando impactado por alumina nas velocidades de 70 m/s e 140 m/s. No entanto, quando os ensaios foram realizados a 600 °C ($V = 140 \text{ m/s}$), a máxima taxa de erosão ocorreu a 30°. A Figura 13 mostra esse comportamento.

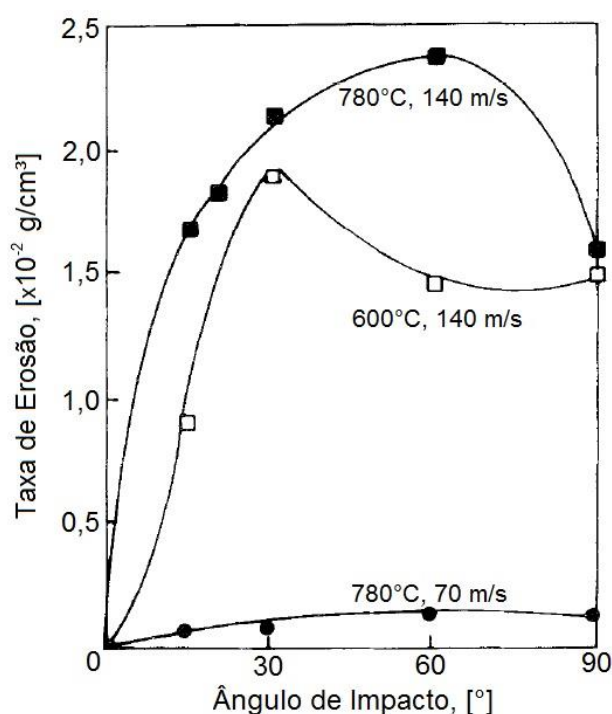


Figura 13 - Variação da taxa de erosão do cobalto com o ângulo de impacto com duas velocidades de impacto e duas temperaturas. Alumina (20 μm) foi o erodente. Fonte: [28]. Nota: adaptado pelo autor.

A partir da Figura 13, aparentemente, existem observações conflitantes, visto que um material tipicamente dúctil apresentou, quando ensaiado na temperatura de 780°C, um comportamento mais próximo do observado em materiais frágeis. Essa ocorrência se deve aos possíveis mecanismos de erosão-oxidação (mecanismos E-O) que interagem com o material nessa temperatura.

Sundararajan [29] propôs quatro diferentes tipos de mecanismos E-O: (1) erosão metálica, (2) erosão óxida, (3) erosão afetada pela oxidação e (4) erosão controlada pela oxidação. As características essenciais desses mecanismos E-O são ilustradas nas Figuras 14 e 15. No primeiro caso (Figura 14a), que se aplica quando não ocorre a presença de uma camada óxida ou quando a camada óxida é muito fina em relação

à profundidade da deformação provocada pelo impacto da partícula, a erosão metálica prevalece. Já quando a camada óxida formada é suficientemente aderente e espessa, a ponto da profundidade da deformação estar confinada inteiramente nessa camada, ocorre a erosão óxida, onde os mecanismos frágeis se apresentam (Figura 14b). No terceiro caso, quando a espessura da camada óxida é comparável à profundidade da deformação, a camada óxida trincada logo abaixo da partícula erodente tende a ser empurrada e aderida à base metal dúctil e, neste processo, o metal tende a formar junto com partes do óxido trincado, uma camada compósito, que pode apresentar tanto comportamento dúctil quanto frágil quando impactada por partículas subsequentes. A Figura 14c mostra esse mecanismo E-O.

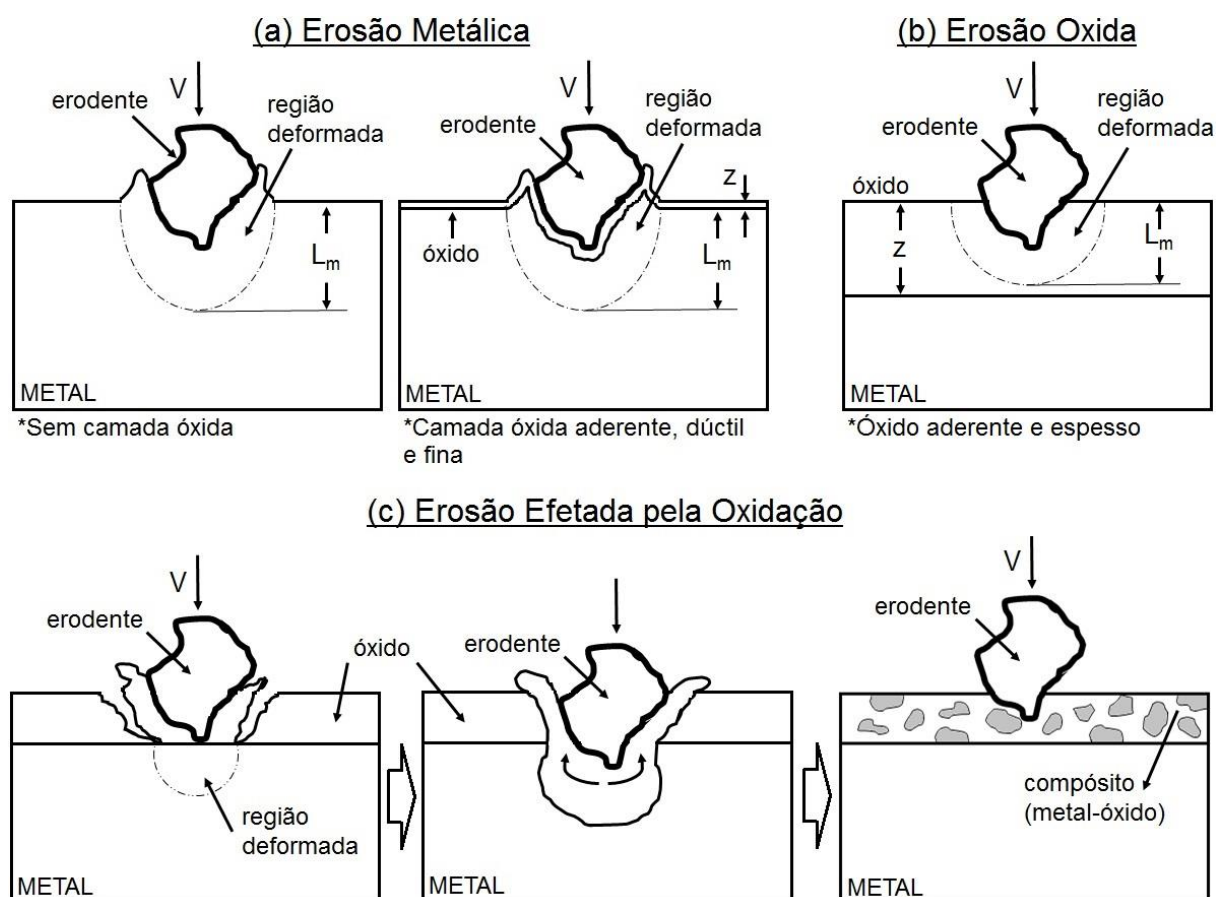


Figura 14 - Representação esquemática dos mecanismos E-O de (a) erosão metálica, (b) erosão óxida e (c) erosão afetada pela oxidação. Fonte: [29]. Nota: adaptado pelo autor.

O último mecanismo E-O ocorre quando a camada óxida formada durante a erosão é bastante frágil e não-aderente ao metal. Esse mecanismo E-O é chamado de erosão controlada pela oxidação, e pode se dividir em mais dois mecanismos. No primeiro (Figura 15a) a camada óxida frágil é removida a cada impacto e, por isso, é uma erosão contínua. No segundo (Figura 15b), a camada óxida não é removida no

primeiro impacto, mas apenas quando o óxido atinge uma espessura crítica. Logo, a erosão é descontínua e ocorre por fragmentação e estilhaçamento de grandes porções do óxido.

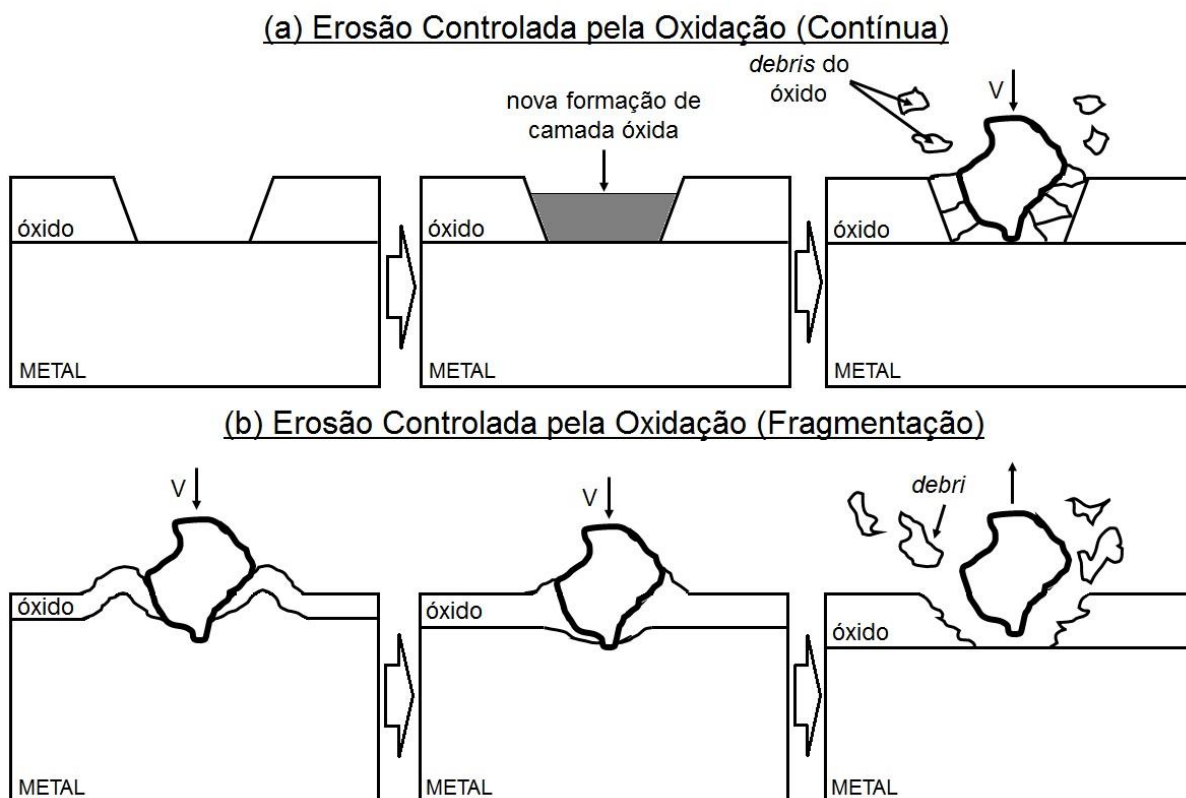


Figura 15 - Representação esquemática dos mecanismos E-O de erosão controlada pela oxidação (a) contínua e (b) fragmentada ou descontínua. Fonte: [29]. Nota: adaptado pelo autor.

Os efeitos da oxidação nos processos erosivos podem ser observados na Figura 16. A influência da quantidade de cromo (Cr) adicionada aos aços exerce papel fundamental na taxa de erosão a temperatura elevada. Pode ser visto claramente na Figura 16 que a taxa de erosão decresce para valores muito baixos quando a quantidade de Cr no aço excede 10 a 12%. O que acontece é que abaixo de 10%Cr, uma espessa camada de óxido de ferro (Fe_2O_3), muito propensa à fragmentação, é formada durante a erosão, e o regime de erosão controlada pela oxidação prevalece. Com o aumento da quantidade de Cr, ocorre a transição do mecanismo E-O anterior para erosão afetada pela oxidação, em que camadas segmentadas e finas de óxido de cromo (Cr_2O_3) são formadas durante a erosão, levando à baixas taxas de desgaste [30].

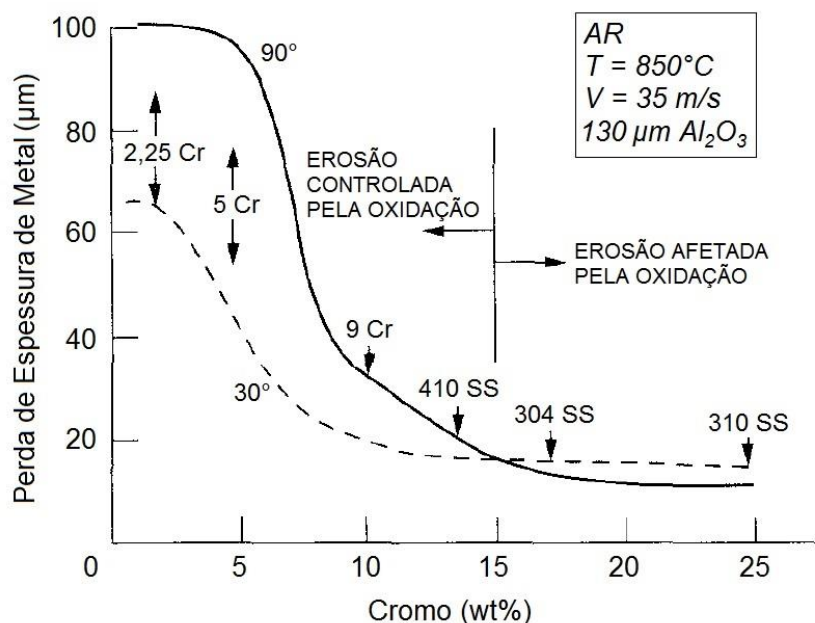


Figura 16 - Influência da porcentagem de cromo na taxa de erosão a quente para uma variedade de aços. Fonte: [30]. Nota: adaptado pelo autor.

Apesar de alguns metais e ligas metálicas resistirem mais à oxidação do que outros, de uma maneira geral, acima de uma temperatura crítica esses materiais experimentam mudanças substanciais em suas propriedades mecânicas e uma oxidação severa, ambas afetando dramaticamente a resistência à erosão desses materiais.

Comparado aos metais, os cerâmicos resistem mais à oxidação e à mudança nas propriedades quando submetidos a uma temperatura elevada. Em cerâmicos a base de alumina, Zhou e Bahadur [31] observaram que a taxa de erosão não é afetada pelo aumento de temperatura até 400°C . Porém, com o aumento ainda maior da temperatura, começa-se a crescer a taxa de desgaste.

Em componentes de máquinas ou estruturas que, constantemente, estão em temperatura de serviço mais elevada, os compósitos, principalmente os de matriz metálica (MMC – Metal-Matrix Composite) ou cermets, têm sido largamente utilizados.

Stack [32] observou que no compósito Ni-Cr/WC, o efeito do aumento da temperatura, na taxa de erosão, varia com a fração volumétrica de WC. Contendo apenas o ligante Ni-Cr (0%WC), a taxa de desgaste aumenta, continuamente, com o aumento de temperatura até 550°C . Depois a taxa de erosão cai com o subsequente aumento de temperatura até 600°C . Compósitos com frações volumétricas de 9, 19 e 34%WC, apresentam comportamentos completamente distintos uns em relação aos outros até

a temperatura de 400°C. Esse comportamento, observado na Figura 17, mostra que o efeito da temperatura na taxa de erosão é fortemente influenciado pela microestrutura do compósito.

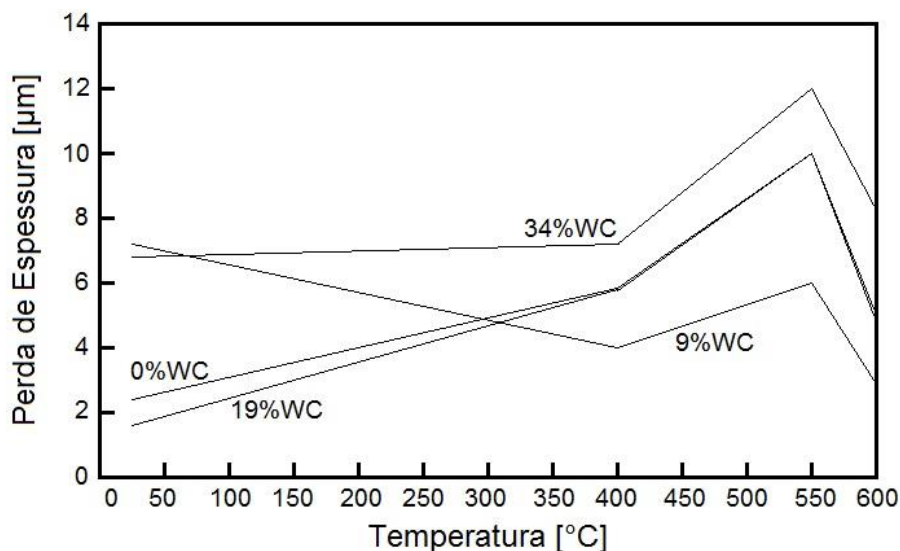


Figura 17 - Desgaste erosivo, em perda de espessura, em função da temperatura (Al_2O_3 -150 μm , 1 m/s, 90°). Fonte: [32]. Nota: adaptado pelo autor.

Devido à complexidade que a microestrutura do compósito pode causar na taxa de erosão, o próximo tópico abordará seu efeito tanto no desgaste quanto na influência dos outros parâmetros estudados até aqui.

2.3.5 Microestrutura do compósito

Em materiais compósitos, o comportamento em erosão se torna complexo, devido à microestrutura heterogênea formada por fases duras dispersas em uma matriz dúctil. Segundo Hutchings [8], “materiais que possuem a mesma composição nominal, produzidas pelo mesmo processo, porém por fabricantes diferentes, podem apresentar comportamentos completamente distintos em um ensaio de erosão”.

O mecanismo dominante de erosão pode depender do tamanho da partícula erodente. Se as partículas são suficientemente pequenas, o desgaste pode ocorrer preferencialmente por mecanismos dúcteis na fase ligante metálica. Com impactos sucessivos, a sustentação dada pela matriz ligante ao carboneto vai se desgastando e, com isso, o carboneto é removido do sistema tribológico. No entanto, se as regiões

que contêm o ligante são muito pequenas para permitir este tipo de ataque localizado, então uma erosão generalizada, tanto do carboneto quanto do ligante, vai ocorrer, usualmente por mecanismos dúcteis se a partícula for muito pequena [8].

Shetty e Wright [33] mostraram que a taxa de erosão aumenta à medida que a porcentagem de ligante no compósito WC-Co aumenta, mostrando que o efeito do tamanho da partícula está relacionado com a fração volumétrica de ligante. A Figura 18 mostra esse comportamento.

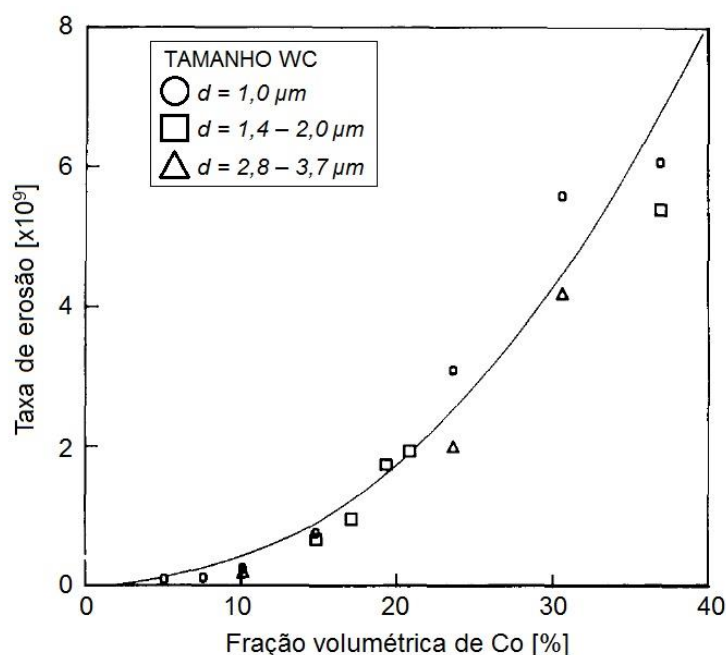


Figura 18 - Efeito da fração volumétrica de cobalto na taxa de erosão de cermetes WC-Co (SiO_2 , 6 μm). Fonte: [33]. Nota: adaptado pelo autor.

Para tamanhos maiores de partícula, o mecanismo de trincamento pode aparecer na fase dura e, portanto, o pico de erosão pode se estabelecer em um valor intermediário de fração volumétrica de cobalto, em razão da competição entre os mecanismos dúcteis e frágeis [8].

Como já dito anteriormente (seção 2.3.2), em geral, à medida que se aumenta a dureza da partícula, a taxa de erosão dos materiais também aumentam. Porém, em materiais compósitos, os mecanismos de desgaste presentes podem variar e, com isso, a classificação dos materiais que melhor resistem ao desgaste erosivo pode mudar.

Na Figura 19a, pode-se perceber que o cermet K31 ($85\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$) apresentou maior taxa de erosão em relação ao cermet KE3 ($70\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$), quando impactado com carvão de silício (SiC). Já, quando o particulado utilizado foi sílica (SiO_2), a

classificação se inverteu (Figura 19b). Esse comportamento é atribuído a maneira como o material foi removido. No primeiro caso, devido a maior dureza do particulado em relação ao cermet, o principal mecanismo envolvido na remoção de material foi a nucleação e propagação de trincas no carboneto, levando à maior taxa de desgaste o cermet com maior fração volumétrica de carboneto. Já no segundo caso, a menor dureza da partícula em relação ao carboneto, levou ao desgaste preferencial da matriz ligante e o cermet que mais resistiu foi aquele com maior fração volumétrica de carboneto [21].

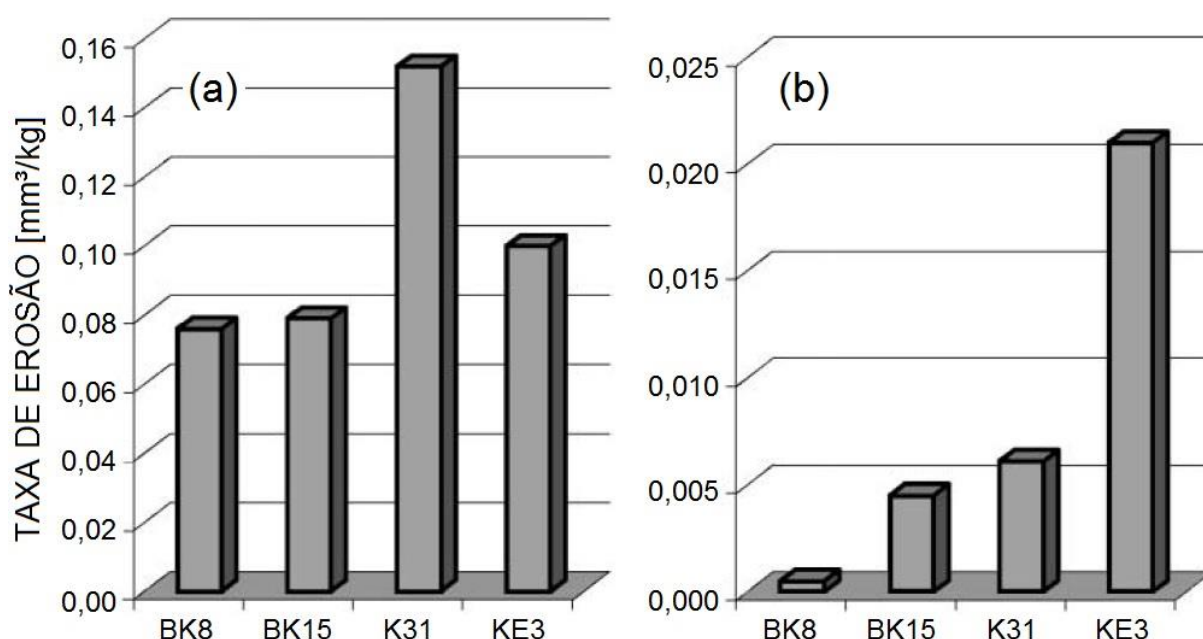


Figura 19 - Taxa de erosão de materiais cermets na velocidade de impacto de 61 m/s² e ângulo de impacto de 75°, quando impactados com (a) SiC e (b) SiO₂. Fonte: [21]. Nota: adaptado pelo autor.

Ainda na Figura 19, pode-se constatar que os cermets em que a fase dura é formada pelo carboneto de tungstênio (BK8 e BK15) foram os que mais resistiram ao desgaste, tanto quando a partícula utilizada foi SiC ou SiO₂. A diferença entre os cermets com fase dura de WC (BK8 e BK15) e os com fase dura Cr₃C₂ (K31 e KE3) é maior quando a partícula impactada foi SiC. Sobre essa condição, o fato do principal mecanismo de remoção de material ser o microtrincamento, recai que a tenacidade à fratura influenciará a taxa de erosão, mais do que a dureza [21]. Com isso, como o WC é mais tenaz que o Cr₃C₂, ficou constatado a melhora. Sobre este caso, também se observa que o cermet 92WC-Co (BK8) e o 85WC-Co (BK15) apresentaram a mesma taxa de erosão (Figura 19a), mostrando que, quando a partícula é mais dura que o cermet, nesse caso, a resistência ao desgaste independe da fração volumétrica de carbonetos.

A importância que cada mecanismo de desgaste vai ter no processo erosivo de compósitos, vai ser maior ou menor, a depender de alguns dos principais parâmetros microestruturais como, por exemplo, a fração volumétrica de carbonetos, o livre caminho médio entre carbonetos e a composição da fase dura e do ligante. Sendo assim, o comportamento tribológico desses materiais será fortemente influenciado pela técnica utilizada para fabricá-los. Revestimentos WC-Cr-Co são largamente utilizados em diversos processos industriais e, dentre as técnicas mais utilizadas de deposição desses revestimentos se destacam: soldagem PTA-P [6], manta sinterizada [6], aspersão térmica (HVOF) [34] e detonação (De-gun) [34].

A Figura 20 compara o comportamento em erosão de diversos revestimentos WC-Co-Cr depositados por diferentes processos e, também, dois aços-base: SAE 1018 e USIAR 400. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM G76 [35].

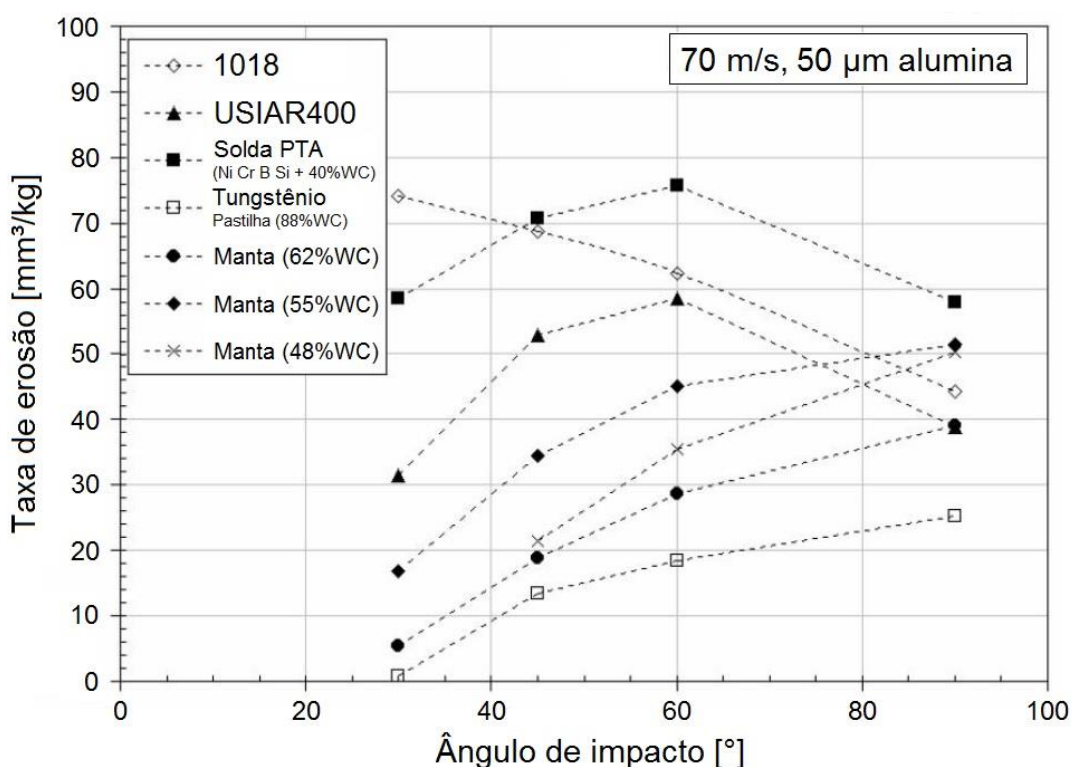


Figura 20 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto para revestimentos depositados por manta sinterizada e soldagem PTA, comparados com o tungstênio (pastilha) e metais-base (1018 e USIAR 400). Fonte: [6]. Nota: adaptado pelo autor.

Durante o processo de deposição do revestimento, transformações de segundas fases podem tomar lugar. Um problema central com a soldagem PTA é o grau de dissolução de WC que pode ocorrer. Os resultados da dissolução provocam uma queda na resistência ao desgaste [36]. Nos processos de detonação ou combustão pulsada, as transformações mais comuns ocorrem por descarbonetação, dissociando o WC em

W_2C e, posteriormente, em W e C separados na matriz ligante [37]. Já nos processos por aspersão térmica, até 50% do WC-Co pode se decompor e reagir durante o processo de deposição. As transformações mais comuns são WC em W_2C e WC-Co em Co_3W_3C [38]. Como resultado de todas essas transformações, a microestrutura do revestimento, após o processo de deposição, pode ter uma fração volumétrica de WC primários reduzida e uma maior fração volumétrica da fase ligante comparadas à microestrutura inicial do pó.

Kumari e colaboradores [39] estudaram o efeito do processo de deposição do revestimento na resistência ao desgaste abrasivo. Eles observaram que os revestimentos depositados por HVOF (Figuras 21a e 21b) apresentaram uma alta fração volumétrica de WC finos e uniformemente dispersos com uma baixa porosidade, enquanto que os revestimentos produzidos por combustão pulsada (Figuras 21c e 21d), embora mantivessem a baixa porosidade, apresentavam uma baixíssima fração volumétrica de WC, os quais não estavam uniformemente distribuídos pela matriz. Em outras palavras, os revestimentos depositados por HVOF mostraram uma alta retenção de WC primários, ao passo que, os revestimentos depositados por combustão pulsada mostraram uma baixa retenção de WC, e um aumento da fração volumétrica de ligante com W e C dissolvidos nele.

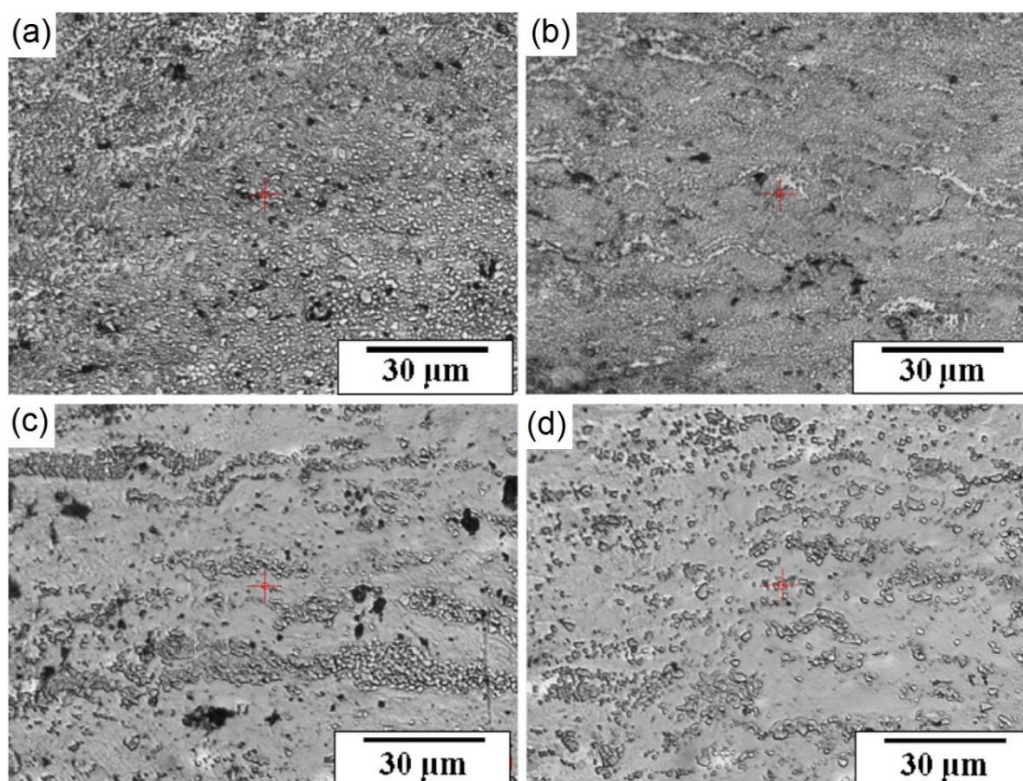


Figura 21 - Micrografias ópticas dos revestimentos WC-10Co-4Cr depositados por (a,b) HVOF e (c,d) combustão pulsada. Fonte: [39].

A resposta em abrasão três corpos, realizados conforme norma ASTM G65 [40], dos revestimentos estudados por Kumari e colaboradores [39] mostraram que os revestimentos depositados por HVOF apresentaram melhor resistência ao desgaste em relação aos revestimentos depositados por combustão pulsada. Causa disso, foi a melhor distribuição dos WC primários na matriz ligante, devido à alta retenção de WC originada no processo HVOF. Outro fator que contribuiu, foi o menor tamanho do carboneto de tungstênio observado nas Figuras 21a e 21b.

Nos revestimentos depositados por manta sinterizada, durante a etapa da brasagem, a temperatura alcançada ($\sim 1100^{\circ}\text{C}$) não é alta o suficiente para fundir os carbonetos, no entanto, ocorre a difusão dos elementos da matriz para dentro dos carbonetos [41]. Isto provoca a formação de várias fases diferentes na microestrutura, como é mostrado na Figura 22. Pode ser claramente observado que, os maiores carbonetos WC (área B) são aglomerados de grãos muito finos de WC cementados, juntos com uma pequena quantidade de Co e Cr. Em uma outra forma de carboneto, o tungstênio é o elemento dominante com pequenos traços de Cr e Co detectados em alguns deles (áreas A e E). A matriz, formada principalmente por Co e Cr, está representada na cor mais escura (áreas C e D) [42].

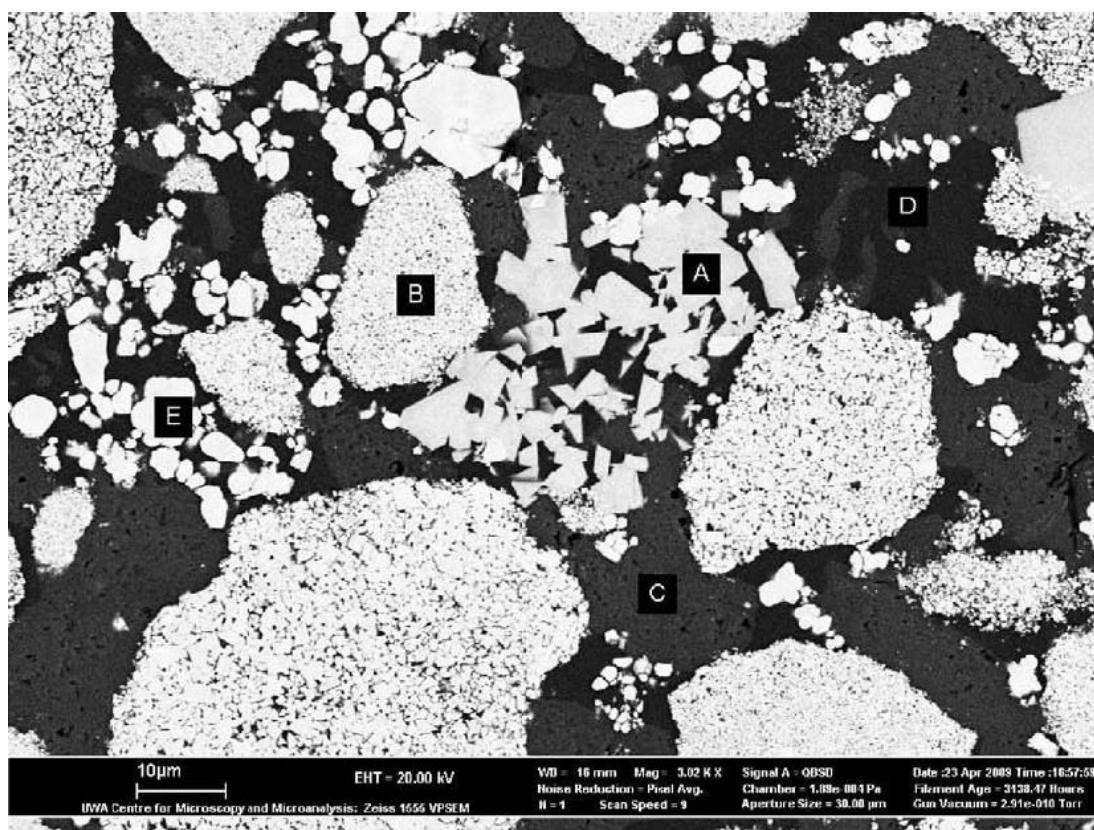


Figura 22 - Micrografia mostrando a microestrutura gerada no processo de deposição por manta sinterizada do cermet WC-Co-Cr. Fonte: [42].

O efeito da porcentagem de WC na resistência ao desgaste de revestimentos WC-Co-Cr, depositados por manta sinterizada, foi observado por Juliot e Bucholz [43]. Esses autores observaram que, quanto maior a porcentagem finos WC aglomerados (chamados de WC/Co), melhor é a resistência ao desgaste erosivo. A Figura 23 ilustra esse comportamento para ensaios realizados segundo a norma ASTM G76 [35], em um ângulo de impacto de 45°.

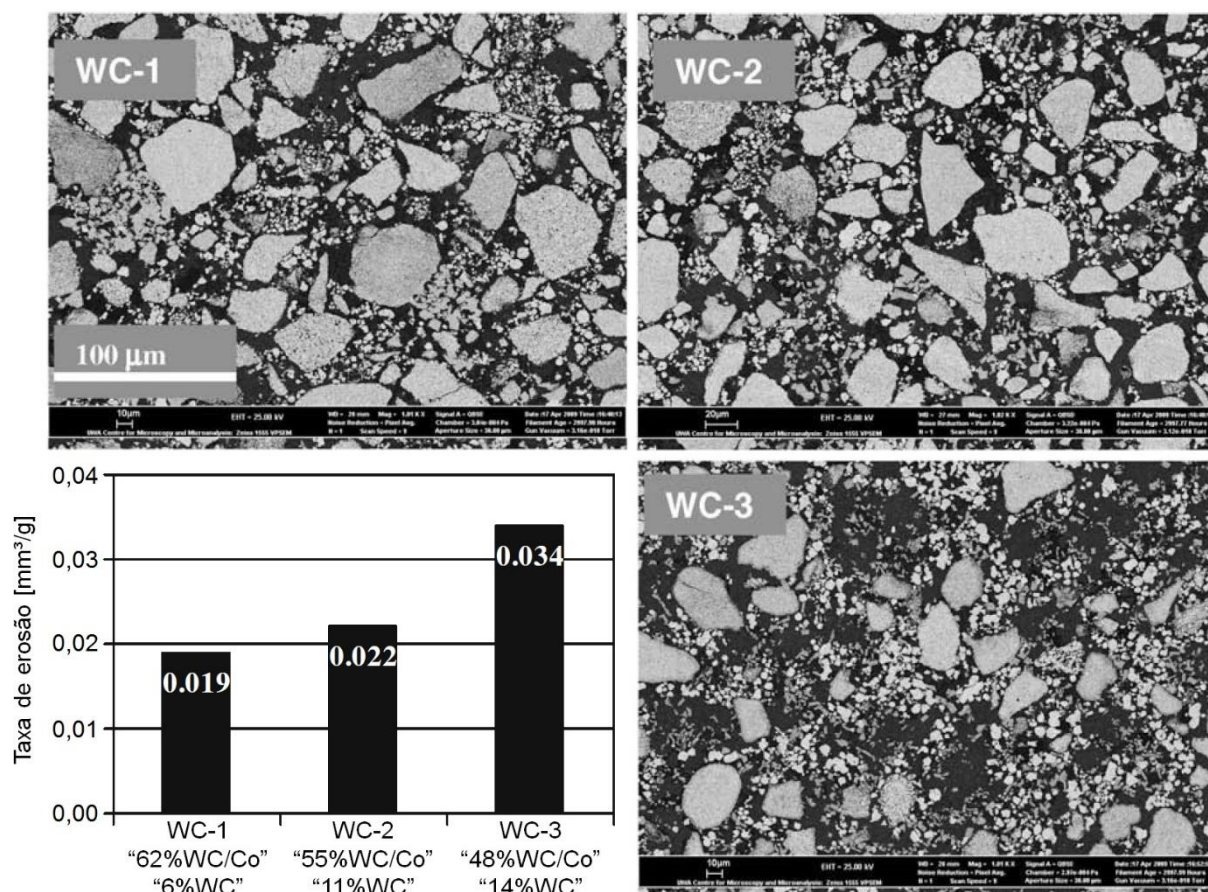


Figura 23 - Microestruturas de revestimentos WC-Co-Cr depositados por manta sinterizada e seus comportamentos em erosão. Fonte: [43]. Nota: adaptado pelo autor.

Allen e colaboradores [44] observaram o efeito do tamanho, da fração volumétrica e do livre caminho médio entre carbonetos. Em ensaios realizados com partículas de sílica (106 – 125 μm), com um fluxo de 170 mg/s, constataram que quando a fase dura é composta por carbonetos ultrafinos a resistência à erosão é máxima, decrescendo à medida que o tamanho do WC aumentava. Parte desse decréscimo se deve ao fato de que, quanto maior o tamanho do grão WC, maior será o livre caminho médio entre carbonetos, deixando a matriz ligante mais exposta ao ataque da partícula. Na Figura 24a, o comportamento em erosão de cada material é plotado contra o livre caminho médio.

Na Figura 24b, pode-se observar que a taxa de erosão aumenta tanto por causa do aumento da fração volumétrica de ligante, quanto em virtude do aumento do tamanho do grão WC.

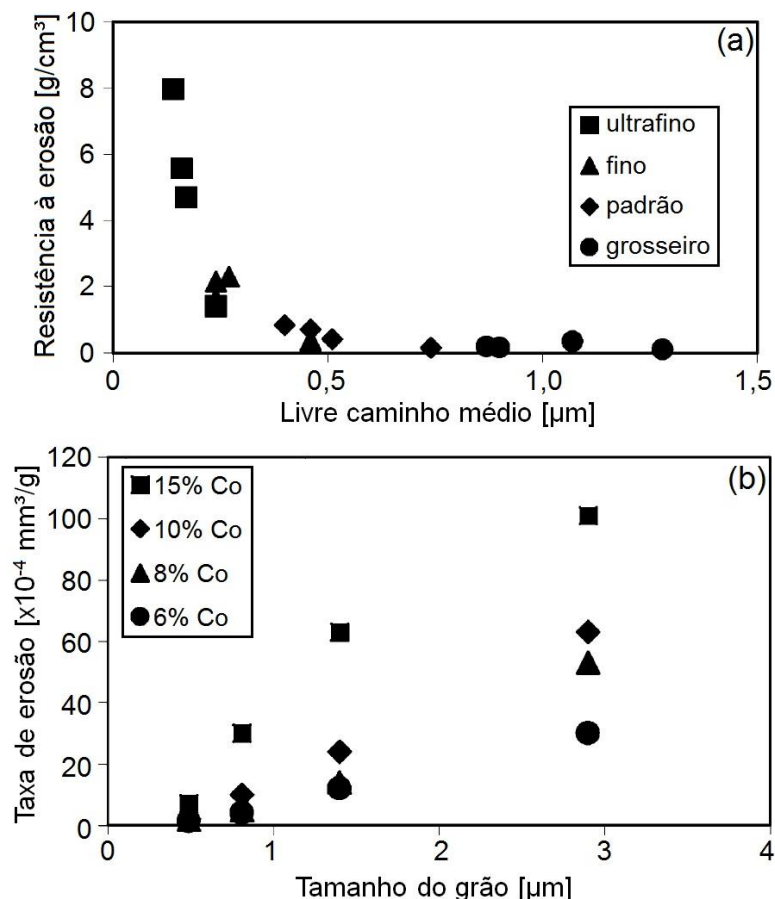


Figura 24 - (a) efeito do livre caminho médio na taxa de erosão. (b) efeito do tamanho de grão WC na taxa de desgaste. Fonte: [44]. Nota: adaptado pelo autor.

Paul e colaboradores [45] observaram que o desgaste erosivo de compósitos WC é primeiramente governado por mecanismos dúcteis seguidos pela remoção do WC, causado pela perda de sustentação da matriz.

2.4 SOBRE TRABALHO PRELIMINAR DE EROSÃO EM REVESTIMENTOS A BASE DE WC-CR-CO

Da Silva [46], em um trabalho anterior a este, estudou o comportamento em erosão do mesmo revestimento estudado neste trabalho, porém em condições distintas à este. Nesta subseção, será descrita toda a caracterização do revestimento utilizado

naquele trabalho. Além disso, os resultados obtidos anteriormente serão aqui revistos, objetivando uma futura análise conjunta com os resultados deste trabalho na seção 4.

2.4.1 Caracterização do revestimento

As amostras como recebidas perfazem revestimentos à base de WC-Co, especificados por uma empresa mineradora local (SAMARCO S/A) e depositados sobre aços ao carbono. Os revestimentos foram depositados sobre quatro metais-base distintos e, também, o processo de deposição do revestimento variou segundo o substrato, já discutido na dissertação de da Silva [46]. A Tabela 1 apresenta a nomenclatura adotada no recebimento das amostras e a identificação feita no trabalho de da Silva [46].

Tabela 1 - Identificação das amostras com as respectivas especificações quando recebidas e a identificação feita no trabalho de Da Silva.

Identificação no Recebimento	Identificação no Trabalho de Da Silva
Amostra com base de aço comercial Creusabro 8000, revestido pelo processo de soldagem por deposição (PTA-P) com WC/Co	PTAP_8000
Amostra com base de aço comercial Creusabro 4800, revestido pelo processo de soldagem por deposição (PTA-P) com WC/Co	PTAP_4800
Amostra com base de aço comercial USI AR 400, revestido pelo processo de soldagem por deposição (PTA-P) com WC/Co	PTAP_USIAR 400
Amostra com base de aço A36, revestido por manta sinterizada com WC/Co	MS_A36

Fonte: [46].

Durante a análise da composição química semi-quantitativa dos revestimentos, feita por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) no microscópio eletrônico de varredura (MEV), observou-se que, na fase ligante, além da presença de cobalto (Co), havia, em quantidades maiores do que o Co, a presença de cromo (Cr). Com isso, o revestimento passou a ser denominado WC-Cr-Co. Além disso, com a caracterização microestrutural pode-se observar, a partir da Tabela 2, que, para os revestimentos

depositados por soldagem PTA-P, a fração volumétrica e o livre caminho médio de carbonetos, além da microdureza dos constituintes, apresentaram-se com valores equivalentes.

Tabela 2 - Dados da caracterização microestrutural dos revestimentos: microdureza Vickers com carga de 300 g (HV0,3) na fase dura (WC) e na fase ligante (Cr-Co), fração volumétrica de carbonetos (%vol. WC) e livre caminho médio (LCM) entre carbonetos.

Revestimento	Microdureza (HV0,3)		%vol. WC	LCM (μm)
	WC	Cr-Co		
PTAP_8000	2417 $\pm$ 38,7	537 $\pm$ 54,2	29,7 $\pm$ 2,7	105,45 $\pm$ 45,75
PTAP_4800	2380 $\pm$ 112,2	566 $\pm$ 36,6	29,6 $\pm$ 3,8	103,51 $\pm$ 42,46
PTAP_USIAR 400	2354 $\pm$ 89,6	632 $\pm$ 54,6	28,6 $\pm$ 2,6	111,34 $\pm$ 27,47
MS_A36	1720 $\pm$ 104,6	374 $\pm$ 27,5	58,0 $\pm$ 3,2	20,16 $\pm$ 4,53

Fonte: [46].

Nota: dados adaptados pelo autor.

Micrografias realizadas em MEV corroboram com os dados apresentados na Tabela 2. A Figura 25 mostra a microestrutura do revestimento WC-Cr-Co depositado, ora por manta sinterizada, ora por soldagem PTA-P.

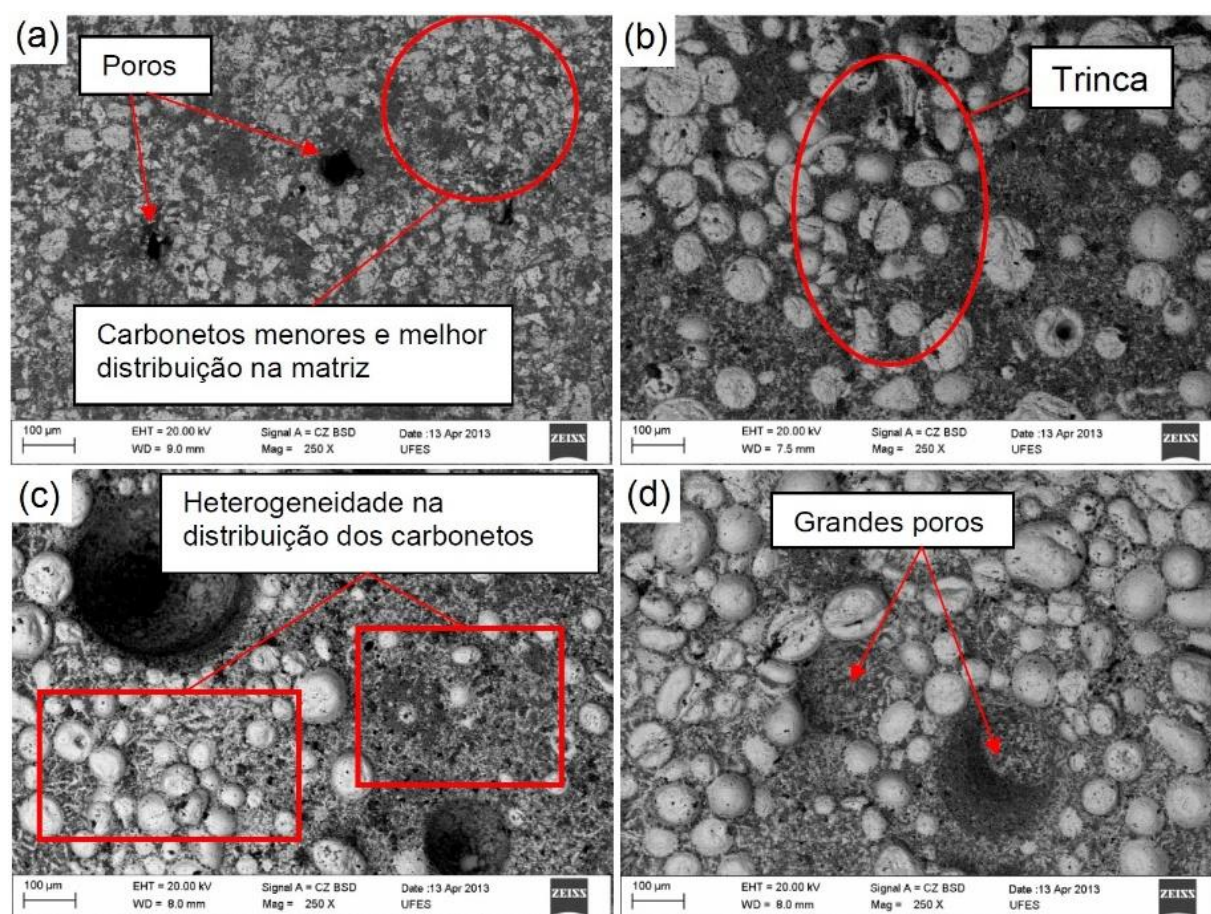


Figura 25 - Fotomicrografias realizadas via MEV. Revestimento (a) MS_A36, (b) PTAP_8000, (c) PTAP_USIAR400 e (d) PTAP_4800. Fonte: [46].

Pode-se perceber a maior fração volumétrica e o menor livre caminho médio entre carbonetos no revestimento depositado por manta sinterizada. Também, a presença de defeitos foi constatada em todos os revestimentos. A porosidade se apresentou em menor grau no revestimento MS_A36 e, também, houve uma melhor distribuição de carbonetos pela matriz. Nos revestimentos depositados por soldagem PTA-P, além da menor fração volumétrica, os carbonetos estavam espaçados de maneira muito desigual, com grandes áreas do material cobertas somente por ligante. Também, foi observada a incidência de trincas nos revestimentos depositados por soldagem.

No revestimento MS_A36, as micrografias detectaram, ainda, uma outra forma de carboneto. Esse novo microconstituente foi chamado por da Silva [46] de “aglomerado de tungstênio”, por ser formado pela agregação de carbonetos de tungstênio com tamanhos individuais de ordem nanométrica. Também, foi identificado, por EDS, nesse microconstituente a presença de cobalto. A Figura 26 mostra a diferença entre os dois microconstituintes que formam a fase dura do revestimento compósito MS_A36. Neste trabalho esse microconstituente será denominado de AGWC.

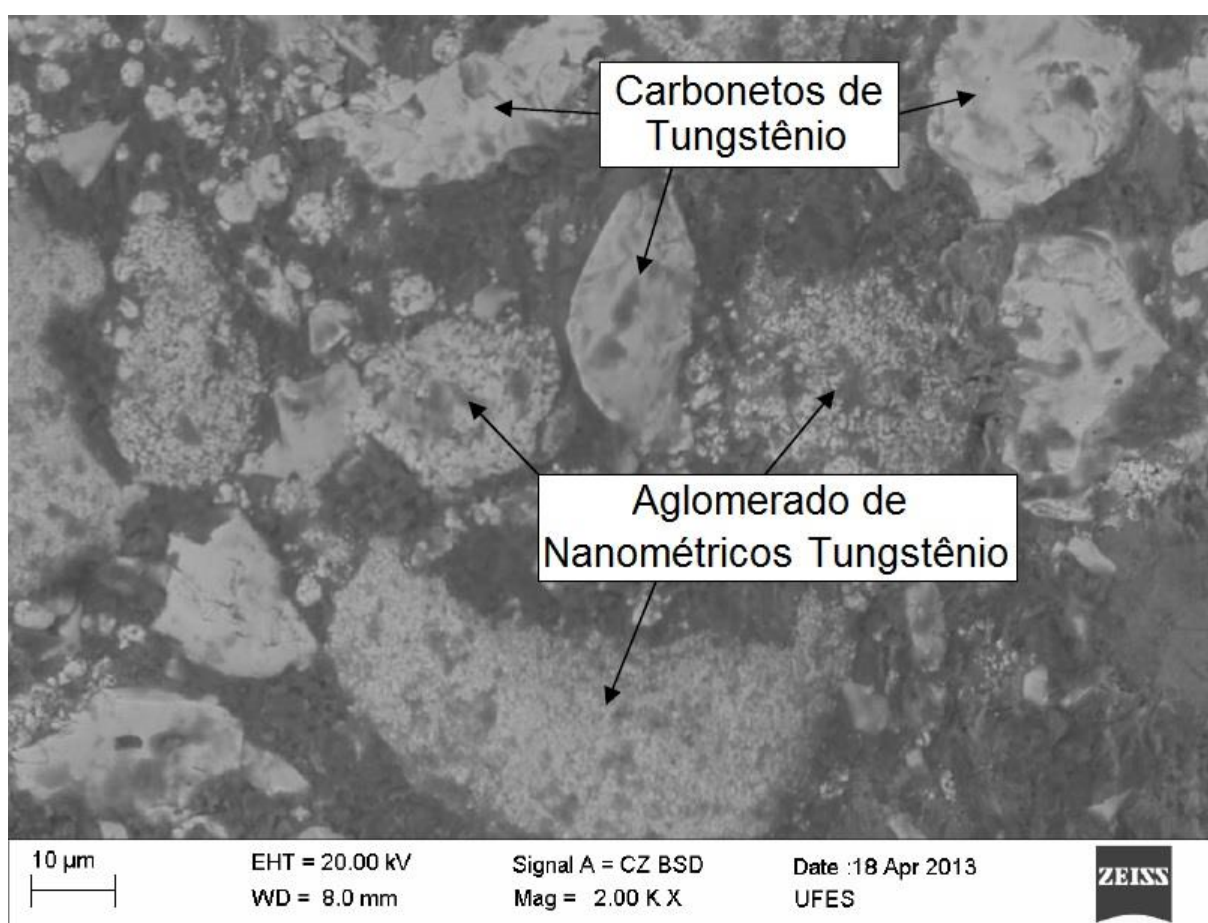


Figura 26 - Micrografia do revestimento MS_A36 mostrando os dois constituintes da fase dura do revestimento (cor clara). Pode-se perceber, também, o ligante (cor escura). Fonte: [46].

A microdureza desse novo carboneto foi medida utilizando uma carga de 50 g (HV0,05) e seu valor foi 1184 HV com um desvio padrão de 133,14 HV.

2.4.2 Caracterização das partículas

Empregaram-se a alumina e a hematita como erodentes. A dureza destes foi baseada na literatura [18]. Para a alumina, 2000 HV e para a hematita, 600 HV.

A morfologia das partículas foi analisada de maneira qualitativa, com micrografias realizadas no MEV, e de forma quantitativa, utilizando a equação do fator de esfericidade (F), que varia de 0 (partículas mais angulosas) a 1 (partículas mais esféricas) [22]. Foi observado que alumina e hematita eram angulosas antes dos ensaios com uma certa tendência a esfericidade após os ensaios, consequência da perda das arestas e vértices mais pontiagudos durante o impacto com a amostra.

O tamanho das partículas foi determinado através da distribuição granulométrica. A alumina possuindo um tamanho médio de 50 μm e a hematita com uma variação entre 25 μm e 100 μm [46].

2.4.3 Ensaios de erosão

As condições de ensaio previstas por da Silva [46], são apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros do ensaio.

Condição	Partícula	Ângulo de Impacto	Temperatura do Ensaio
1	Alumina	90°	23°C
2	Hematita	90°	400°C
3	Hematita	30°	400°C

Fonte: [46].

Para cada condição, cinco amostras de cada revestimento deveriam ser ensaiadas, porém, nos ensaios a quente, devido à dificuldade, foram realizados apenas dois ensaios para cada revestimento. A temperatura máxima alcançada foi de 375 °C, pois houve uma perda acentuada de calor para o ambiente, devido a existência de

vazamentos de ar. Em todas as condições, a velocidade de impacto foi de 70 m/s e a taxa de partículas seguiu a recomendação da norma ASTM G76 [35], de 2 mg/mm².s, utilizando um fluxo de partículas de 70 g/min nas condições 1 e 2, e de 50 g/min na condição 3 (55 g/min foi utilizado nos ensaios com PTAP_4800). Essa variação na taxa de partículas ocorreu devido à troca do tubo de aceleração velho por um novo entre as condições 2 e 3. Com isso, com o novo tubo, de menor diâmetro que o antigo, foi possível diminuir a taxa de partículas.

Para todas as condições, as amostras foram limpas em acetona e álcool, secadas, e pesadas antes e depois de cada ensaio, que dura 10 minutos. Nas condições 2 e 3, da Silva [46] contabilizou a perda ou ganho de massa que poderia ocorrer devido, exclusivamente, à oxidação das amostras e descontou essa porcentagem na diferença entre as massas mensuradas antes e depois de cada ensaio (ANEXO A).

2.4.4 Resultados

A Figura 27 apresenta os resultados dos ensaios de erosão, para as três condições ensaiadas por da Silva [46].

Nota-se que a taxa erosão está representada em termos da massa de material (revestimento) desgastada por massa de partículas impactadas, diferentemente da representação feita no trabalho de da Silva [46]. A causa disso vem dos dados de densidade dos revestimentos depositados por soldagem PTA-P e manta sinterizada, que não foram fornecidos, nem mensurados. No ANEXO B, encontram-se as tabelas com os dados dos resultados dos testes de erosão.

Na seção 4, os resultados de taxa erosão observados na Figura 27 serão revistos. Porém, os dados dos revestimentos depositados por PTAP serão colocados dentro de uma mesma classificação: PTAP.

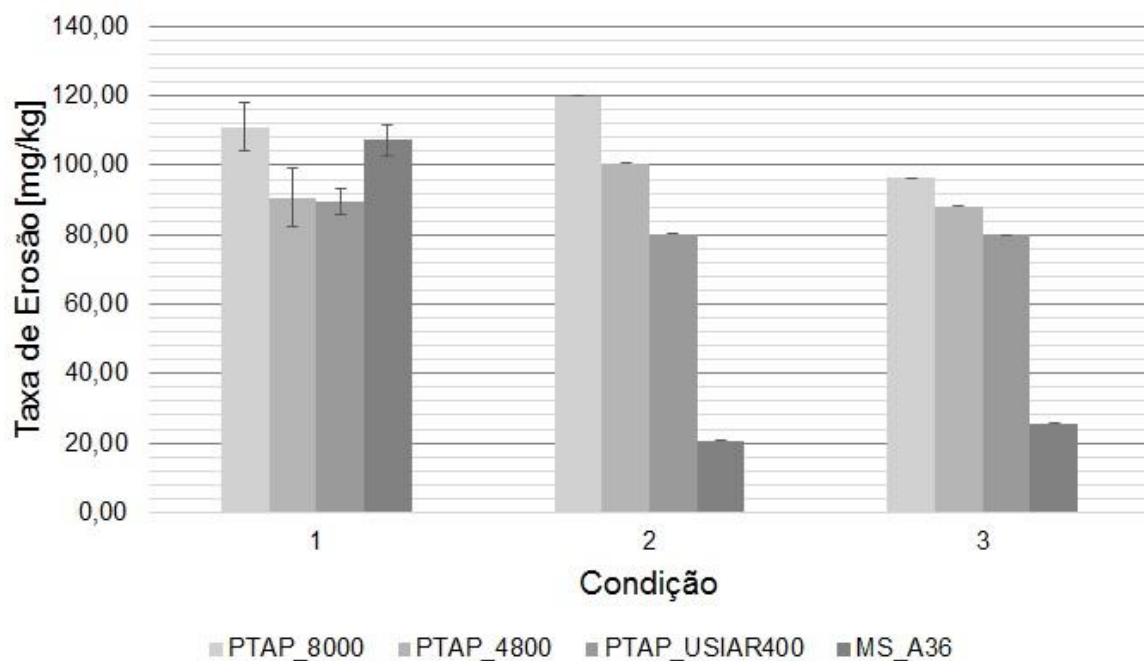


Figura 27 - Gráfico indicando a taxa de erosão, em mg de material perdido por kg de partículas impactadas, para as condições 1 (Al_2O_3 , 90° , 23°C), 2 (Fe_2O_3 , 90° , 375°C) e 3 (Fe_2O_3 , 30° , 375°C). Velocidade de impacto de 70 m/s e taxa de partículas de 2 mg/mm².s. Fonte: [46]. Nota: dados adaptados pelo autor.

Os micromecanismos de desgaste observados por da Silva [46] serão discutidos, em termos de comparação, com os resultados obtidos na seção 4 deste trabalho.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Revestimentos

Como já mencionado no item 2.4, revestimentos com uma fase dura composta de carboneto de tungstênio, imersos em uma matriz dúctil de cromo e cobalto e depositados sobre aço ao carbono, foram utilizados como corpos-de-prova nos ensaios.

Após os ensaios realizados por da Silva [46], visando guardar as mesmas condições metalúrgicas, as mesmas utilizadas anteriormente foram reutilizadas neste trabalho. A superfície ensaiada do revestimento passou por um processo de retificação, de controle rigoroso, para uma nova bateria de ensaios com novas condições.

Neste trabalho, os revestimentos foram recaracterizados, objetivando resguardar se o processo de desgaste por retificação não alterou os parâmetros metalúrgicos em relação ao trabalho anterior [46]. Macro dureza, micro dureza, fração volumétrica e livre caminho médio de carbonetos foram medidos no Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT), localizado na UFES.

As medições de dureza e micro dureza foram concebidas à temperatura ambiente. A medida de dureza da fase dura WC foi concebida por meio do método Rockwell C. No durômetro (modelo: Wilson M.I.C.I.), em cada revestimento, foram realizadas 36 impressões. A micro dureza se baseou no método Vickers. No microdurômetro (modelo: Pantec HXD – 1000TM) fez-se 12 impressões em cada microconstituente encontrado, sem ataque químico. Foi utilizada a carga de 300 g nas medições de micro dureza, a excessão do constituinte AGWC, observado no revestimento depositado por manta sinterizada, onde a carga utilizada foi de 50 g.

A fração volumétrica e o livre caminho médio de carbonetos foram mensuradas a partir de fotomicrografias realizadas no microscópio óptico (modelo: Nikon Eclipse MA 200).

A metodologia empregada na medição da fração volumétrica de carbonetos foi baseada na norma ASTM E562-08 [47]. Já o livre caminho médio foi mensurado a partir da literatura [48]. No ANEXO C está prescrito o procedimento adotado para o cálculo da fração volumétrica e livre caminho médio entre carbonetos.

Também, no intuito de investigar se houve ou não, durante o processo de deposição dos revestimentos, transformações de segunda fase, foi realizada a difração de raios-X.

Antes e depois dos ensaios, micrografias de topo, utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV), foram realizadas com o objetivo principal de identificar os mecanismos de desgaste e relacioná-los com a microestrutura do revestimento. Parte das micrografias foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Superfícies de Materiais (LCSM), localizado na UFES (Modelo: ZEISS EVO 40). Outra parte foi realizada no Laboratório de Materiais da empresa PRYSMIAN GROUP (modelo: HITACHI S-3400N).

Apesar de da Silva [46] ter feito a separação, à época, em quatro materiais, causa justificada pelos quatro substratos distintos, o desgaste se concentrou nos revestimentos, onde três deles (PTAP_4800, PTAP_8000 e PTAP_USIAR400), depositados pelo mesmo processo (soldagem PTA-P) apresentaram microestruturas e comportamento em erosão equivalentes. Portanto, neste trabalho, investiga-se a influência da microestrutura dos revestimentos gerada por dois processos de deposição. A nova identificação, feita neste trabalho, em relação à identificação realizada por da Silva [46], é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 - Identificação das amostras no trabalho de da Silva [48] e neste trabalho.

Identificação no Trabalho de Da Silva	Identificação Neste Trabalho
PTAP_8000	PTAP
PTAP_4800	
PTAP_USIAR 400	
MS_A36	MS

Fonte: autor.

3.1.2 Partículas

Dois particulados de morfologias parecidas e diferentes natureza e tamanho foram utilizados sob diferentes condições nos ensaios.

Quanto à natureza, os particulados utilizados foram alumina (fabricante: ELFUSA) ou hematita (fabricante: VALE). A dureza não foi medida e seu valor foi baseado na literatura [18]. Dessa forma, a dureza da alumina e da hematita são, respectivamente, 2000 HV (19,6 GPa) e 600 HV (5,9 GPa).

Quanto ao tamanho das partículas, o mesmo foi mensurado no Laboratório de Geotécnica e Mecânica dos Solos pertencente ao Departamento de Engenharia Civil, localizado na UFES. O método utilizado para determinar a distribuição granulométrica dos particulados se baseou na NBR 7181 [49], que faz a análise granulométrica da partícula por uma combinação de sedimentação e peneiramento.

A análise morfológica dos particulados foi realizada de maneira qualitativa através de fotomicrografias realizadas no MEV. Os resultados são apresentados na seção 4.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Erosímetro TRICORRMAT-UFES

O erosímetro a jato de ar, projetado, construído [50] e validado segundo a norma ASTM G76 [35], encontra-se instalado no TRICORRMAT. Durante o ensaio de erosão, o caminho percorrido pelo ar segue a sequência mostrada no croqui da Figura 28.

A partir da Figura 28, inicialmente, um compressor rotativo-alternativo faz a alimentação de ar na tubulação. Posteriormente, o ar comprimido passa por um filtro (1), onde as impurezas carregadas pelo ar são retidas. Depois disso, o ar comprimido passa por uma válvula reguladora de pressão (2), instalada no painel de controle, que, além de controlar a vazão de ar, conseqüentemente, também controla a velocidade

das partículas que adentrarão ao escoamento mais à frente. O conhecimento dessa velocidade se faz através de um tubo-venturi (3) instalado logo após a saída do ar comprimido pela válvula. No tubo-venturi é conectado um manômetro “U” (4) e consegue-se uma relação diretamente proporcional entre a altura de líquido no manômetro e a velocidade das partículas.

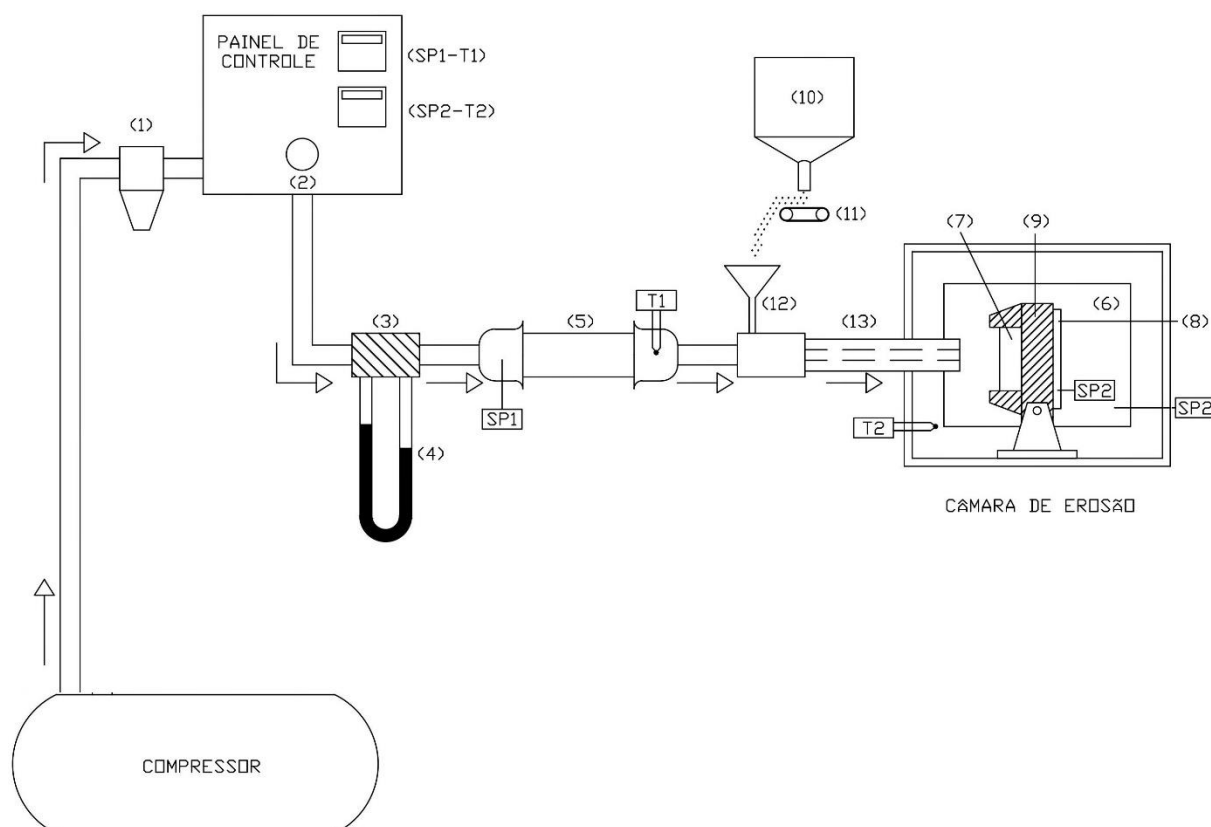


Figura 28 - Erosímetro. (1) filtro; (2) válvula; (3) tubo-venturi; (4) manômetro; (5) aquecedor-ar; (6) aquecedor-câmara; (7) amostra; (8) aquecedor-amostra; (9) porta-amostra; (10) reservatório; (11) correia transportadora; (12) junção; SP1 – set-point 1; T1 – termopar 1; SP2 – set-point 2; T2 – termopar 2. Fonte: autor.

Seguindo o fluxo, o ar comprimido, ainda frio, pode ser aquecido por um banco de resistências (5) instalado logo após a passagem do ar pelo tubo-venturi. Essa é uma primeira particularidade do tribômetro, que faz ensaios de erosão tanto a frio como a quente. A temperatura máxima que o ar pode chegar no atual projeto é de 400 °C, dependendo do fluxo de ar imposto. Um termopar (T1) é colocado logo após a saída do ar pelo aquecedor e a temperatura do ar é monitorada no painel de controle (“set-point” 1, SP1). Um dispositivo PID faz o controle da temperatura e envia mais ou menos corrente elétrica (SP1) ao banco de resistências para atingir a temperatura desejada.

Outra particularidade do erosímetro é que, nos ensaios a quente, além do fluxo de ar, a câmara de erosão é aquecida através de uma placa resistiva (6) instalada no fundo da câmara e, também, a amostra (7) é aquecida através de um banco de resistências (8) instalado atrás do porta-amostra (9). Portanto, tanto o fluxo de ar quanto a amostras e o ambiente da câmara de erosão são aquecidos simultaneamente. O controle e o monitoramento da temperatura na câmara de ensaio são realizados, respectivamente, por um controlador PID (SP2) instalado no painel de controle e por um termopar (T2) colocado na câmara de ensaio.

A alimentação de partículas no escoamento começa por um reservatório (10) que contém as partículas que serão utilizadas no ensaio, depois um dispositivo de alimentação de partículas, que consiste de uma correia transportadora (11) acionada por um motor de velocidade variável, faz o transporte das partículas do reservatório até o fluxo de ar (12) onde serão misturadas ao escoamento.

Por fim, as partículas são aceleradas por todo o tubo de aceleração (13). O tubo de aceleração possui 300 mm de comprimento, 5 mm de diâmetro interno, deve ser resistente ao desgaste e por isso foi fabricado em alumina. Dentro da câmara de erosão, a amostra fica posicionada a uma distância de 30 mm da saída do tubo de alumina. O porta-amostra é rotulado e com isso pode-se variar o ângulo de impacto desde ângulos mais rasos até 90°.

3.2.2 Preparação dos ensaios de erosão

Antes de iniciar os ensaios, o erosímetro deve se apresentar em condições favoráveis de operação. Vazamentos de ar comprimido por toda a tubulação, termopares e outros dispositivos mal posicionados e conectados, mangueira do manômetro dobrada e qualquer outro problema, podem comprometer a confiabilidade dos resultados oriundos dos ensaios. Para isso não ocorrer, antes de cada bateria de ensaios o equipamento é calibrado conforme a norma ASTM G76 [35].

Parte da calibração ocorre na preparação do equipamento para as condições de ensaio. Dois parâmetros principais devem ser especificados: fluxo de partículas que colidem com a amostra e velocidade das mesmas.

3.2.2.1 Fluxo de partículas

Antes de cada ensaio, o fluxo de partículas deve ser mensurado. A medição se baseia em um método simples.

A correia transportadora é acionada por um motor capaz de variar a velocidade da mesma. Esta velocidade está diretamente relacionada com a taxa de partículas que adentram ao escoamento de ar. Com um recipiente ao fim da correia, impedindo que as partículas adentrem ao fluxo de ar, e um relógio, faz-se a contagem regressiva em 1 minuto, e ao fim desse tempo mede-se a massa, em gramas, de particulado retido no recipiente. Com isso, tem-se o fluxo de partículas em gramas por minuto (g/min).

Neste trabalho, o fluxo de partículas foi de 70 g/min, o que ocasionou uma taxa de partículas, segundo a norma ASTM G76 [35], de 2 mg/mm².s.

3.2.2.2 Velocidade das partículas

Várias são as formas de se fazer a medição da velocidade das partículas. Dentre as mais econômicas está o método proposto por Ruff e Ives [51]. Esta forma, conhecida como método dos dois discos, utiliza uma configuração mecânica simples. Dois discos, solidários a um eixo, são posicionados à frente do jato de partículas. O disco que se encontra mais próximo da saída do tubo de aceleração possui um orifício, para que o jato passe pelo primeiro disco e impressione o segundo. Uma primeira marcação é realizada com os discos parados. A segunda marcação é realizada com os discos em movimento. A defasagem entre as marcações é função direta da velocidade das partículas.

A equação que relaciona a velocidade das partículas com outros parâmetros medidos assume a seguinte forma:

$$V_p = \frac{\pi \cdot N \cdot d_d}{30 \cdot \cos^{-1}(1 - 0,5[d_m/r]^2)} \quad (3)$$

onde, V_p é a velocidade das partículas (m/s), N é a rotação dos discos (rpm), d_d é a distância entre os discos (m), d_m é a distância (corda) entre as marcações realizadas com o jato no segundo disco (mm) e r é o raio medido a partir do eixo dos discos até o centro das marcações no segundo disco (mm).

Na Figura 29, o dispositivo utilizado para a medição da velocidade das partículas é mostrado com a primeira e segunda marcações no segundo disco. Um motor transmite potência para o eixo com os discos a partir de uma correia. A rotação (em rpm) dos discos é obtida utilizando um tacômetro digital.

A velocidade das partículas é medida a cada bateria de ensaios. O porta-amostra dá lugar ao dispositivo de dois discos, com o cuidado de posicionar o segundo disco exatamente na posição, em relação à saída do tubo de aceleração, que o jato de partículas impactará a amostra.

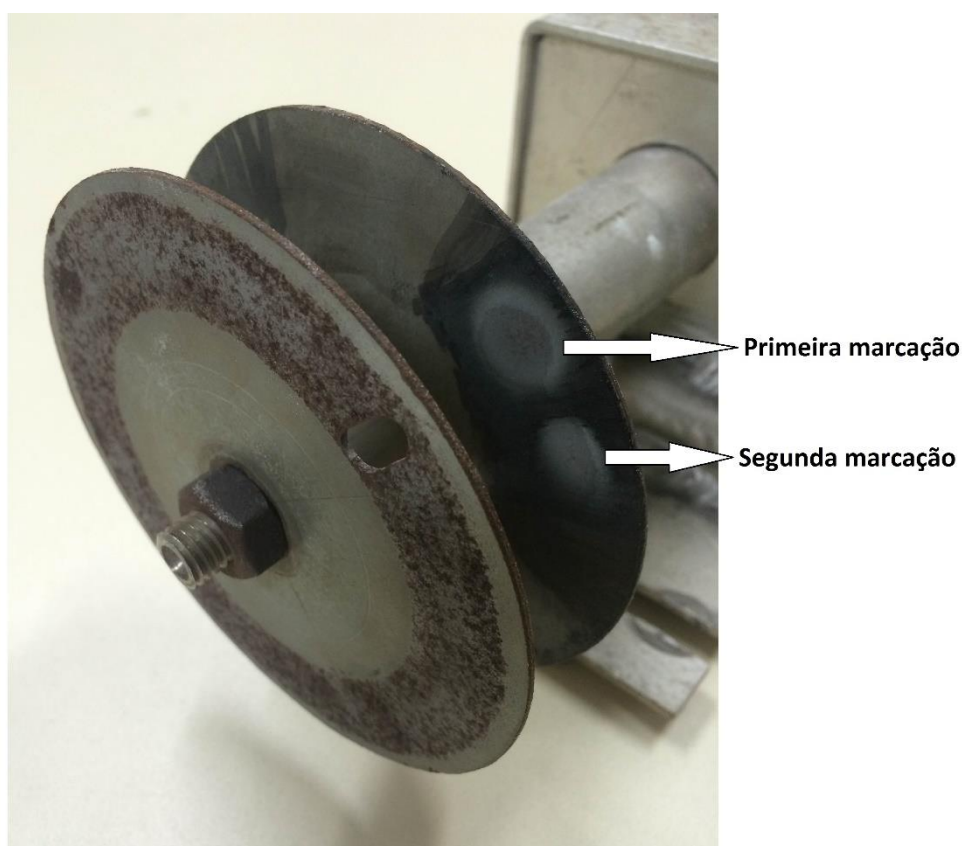


Figura 29 - Métodos dos dois discos. Primeira e segunda marcações, feitas a partir do furo no primeiro disco, são mostradas no segundo disco. Fonte: autor.

3.2.3 Ensaios de erosão

As condições de ensaio previstas para os materiais revestidos foram três e são mostradas na Tabela 5. Foram, então, denominadas condições “4”, “5” e “6” para diferenciar das condições 1, 2 e 3 realizadas no trabalho de da Silva [46].

Tabela 5 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas.

Condição	Partícula	Ângulo de Impacto	Temperatura do Ensaio
4	Alumina	90°	400°C
5	Hematita	90°	23°C
6	Hematita	30°	23°C

Fonte: autor.

Para cada condição, três réplicas do revestimento depositado por manta e três réplicas do revestimento depositado por soldagem PTA-P foram ensaiadas. Em todas as condições, a velocidade das partículas foi de 70 m/s e o fluxo de partículas que impactava as amostras foi de 70 g/min, correspondente a taxa de 2 mg/mm².s estabelecido pela norma ASTM G76 [35]. Na condição 4, devido à elevada velocidade das partículas dentro da câmara de erosão, não foi alcançada a temperatura de 400 °C e os ensaios foram realizados a temperatura de 375 °C.

A seguir é apresentado o procedimento adotado para cada condição.

a) Condição 4:

1°) Com o equipamento preparado, a amostra foi limpa com acetona em ultrassom (modelo: Unique Ultra Cleaner 1400), durante 10 minutos, borrifada com álcool e secada com jato de ar quente. A amostra foi então levada à balança de precisão (modelo: Sartorius CP225D), com resolução de 0,01 mg, e sua massa foi mensurada. Depois, a amostra foi cuidadosamente alocada no porta-amostra com a face do revestimento posicionada para receber o impacto das partículas a 30 mm da saída do tubo de aceleração em um ângulo de impacto de 90°.

2°) O compressor é ligado, abre-se a válvula, e no manômetro U é regulado a altura de líquido com o mesmo valor daquele observado para determinar a velocidade das

partículas com o dispositivo dos dois discos instalado. Posteriormente, iniciou-se o aquecimento do conjunto ar, câmara de erosão e porta-amostra. Quando o termopar da câmara de erosão alcançou 375 °C, o motor de velocidade variável, que aciona a correia transportadora de partículas, foi ligado e os ensaios foram realizados em um intervalo de tempo de 10 minutos.

3°) Concluído o ensaio, esperou-se a amostra alcançar a temperatura ambiente para ser retirada da câmara de erosão. Após esse tempo, a amostra é levada ao ultrassom, limpa durante 10 minutos em acetona e depois por mais 10 minutos em álcool. Em seguida foi secada a quente e pesada.

Da mesma maneira que realizada por da Silva [46], a diferença de massa relativa, apenas, à oxidação dos substratos foi descontada na diferença da perda de massa por erosão dos revestimentos.

b) Condição 5:

Nesta condição, o mesmo procedimento adotado na condição 4 é realizado na condição 5, à exceção na condição 5, em que os ensaios foram realizados com partícula de alumina e a temperatura ambiente (23 °C).

c) Condição 6:

O mesmo procedimento adotado na condição 5 foi verificado na condição 6, à exceção na condição 6, em que os ensaios foram realizados com o porta-amostra a 30° de inclinação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

Fotomicrografias de topo dos revestimentos PTAP e MS via MEV são apresentados nas Figuras 30, 31 e 32. Nas imagens, percebe-se claramente a direção de retificação que as amostras passaram após os ensaios realizados anteriormente.

No revestimento PTAP (Figuras 30 e 31), além da heterogeneidade na distribuição dos carbonetos (parte mais clara), foi observada a incidência de trincas (Figura 30) e uma certa porosidade (Figura 31). Esses defeitos também foram mostrados no trabalho de da Silva [46].

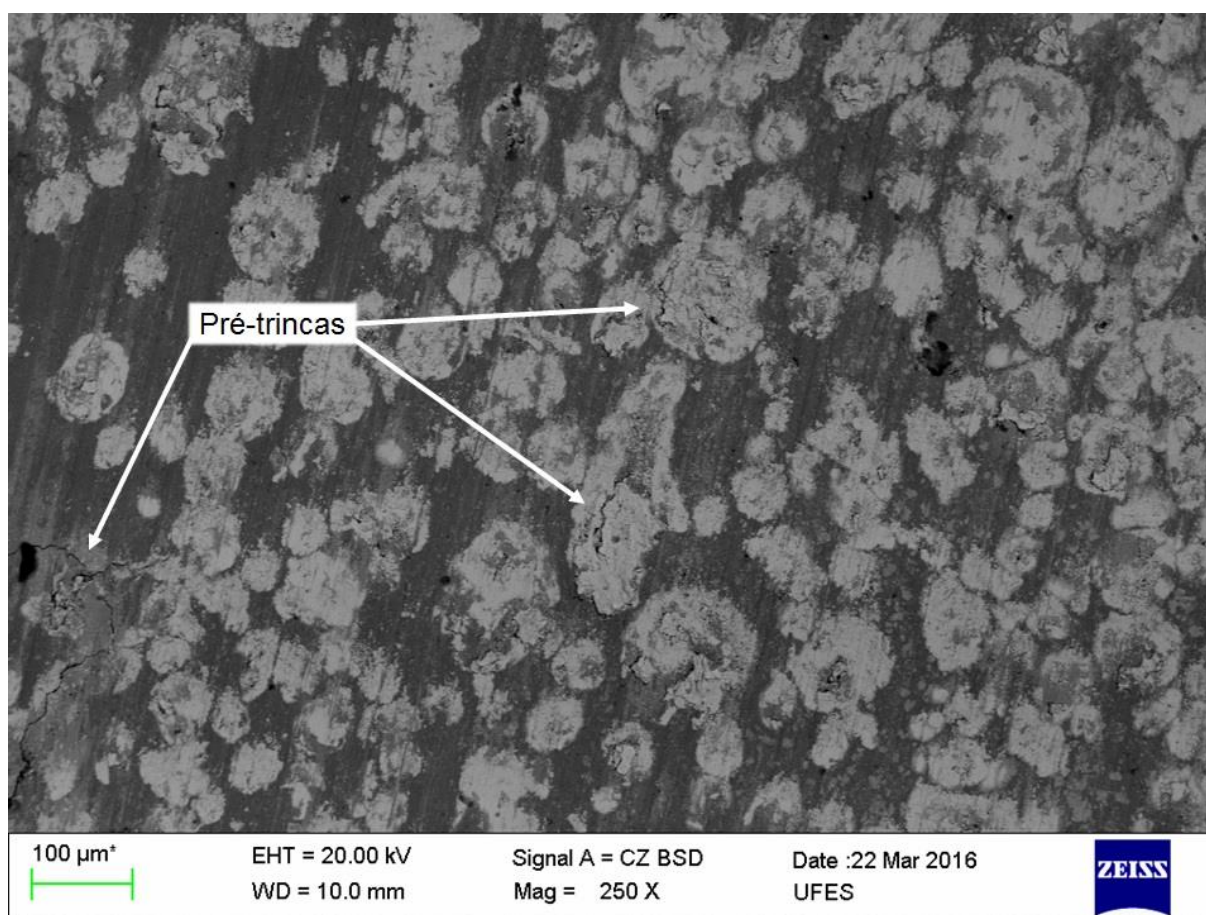


Figura 30 - Fotomicrografia via MEV do revestimento PTAP antes dos ensaios mostrando a incidência de trincas. Na parte clara estão os carbonetos WC, na parte escura está a matriz (ou ligante) Cr-Co. Fonte: autor.

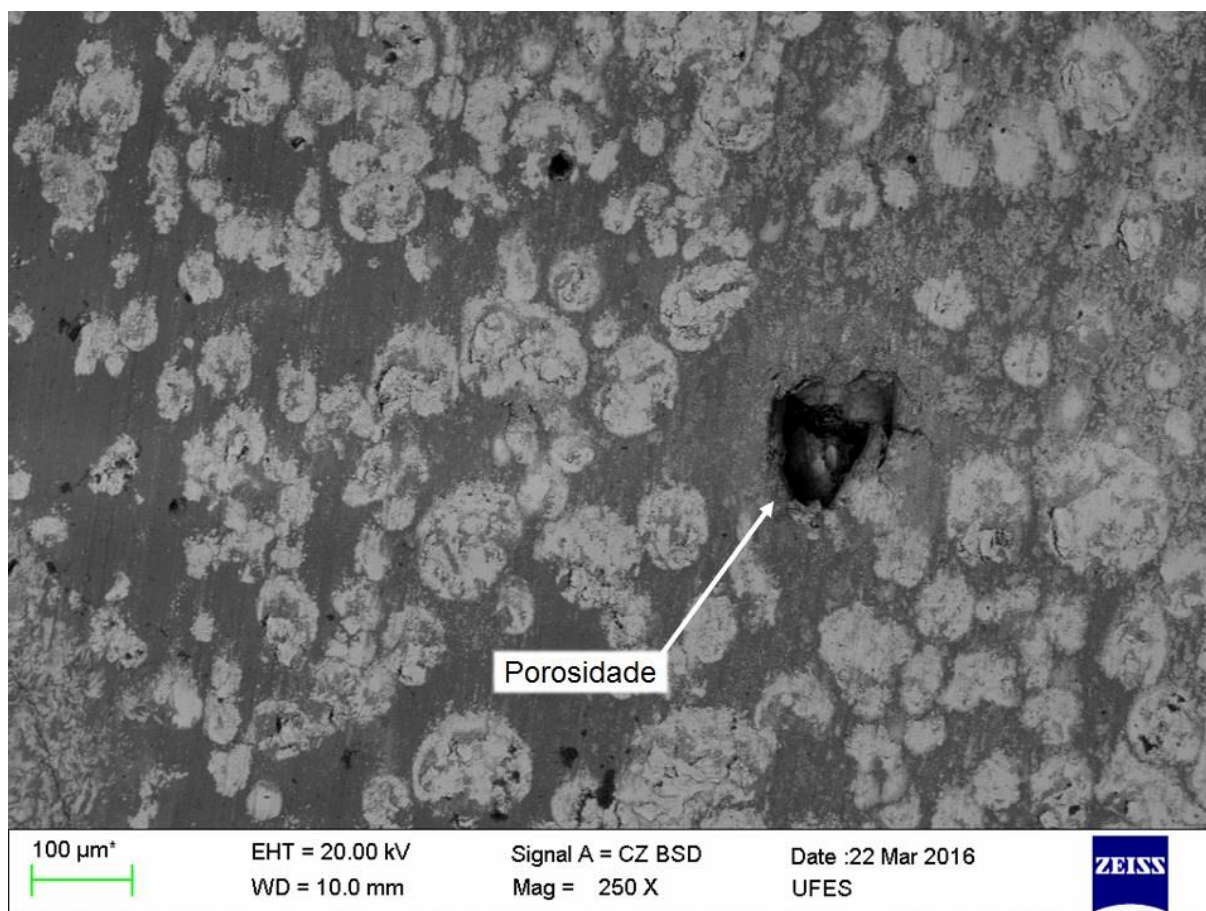


Figura 31 - Fotomicrografia via MEV do revestimento PTAP antes dos ensaios mostrando a incidência de porosidade no revestimento. Na parte clara estão os carbonetos WC, na parte escura está a matriz (ou ligante) Cr-Co. Fonte: autor.

O revestimento MS (Figura 32) apresenta uma melhora na distribuição dos carbonetos em relação ao PTAP. Também, a ocorrência de poros foi observada, no entanto, em menor tamanho e menor grau em relação ao PTAP. Os dados atuais corroboram com a caracterização via MEV realizada por da Silva [46].

Na Figura 33, os resultados das análises da fração volumétrica e do livre caminho médio entre carbonetos, nos revestimentos estudados, são apresentados. Os dados dos gráficos nas Figuras 33a e 33b comprovam o que pode ser observado nas fotomicrografias dos revestimentos. O revestimento PTAP tem a fração volumétrica de WC até duas vezes menor que o revestimento MS. Já o livre caminho médio entre carbonetos é, aproximadamente, cinco vezes maior no PTAP em relação ao MS. O elevado desvio padrão observado na Figura 33b, para o PTAP, tem sua causa devido à grande heterogeneidade da distribuição de WC na matriz ligante.

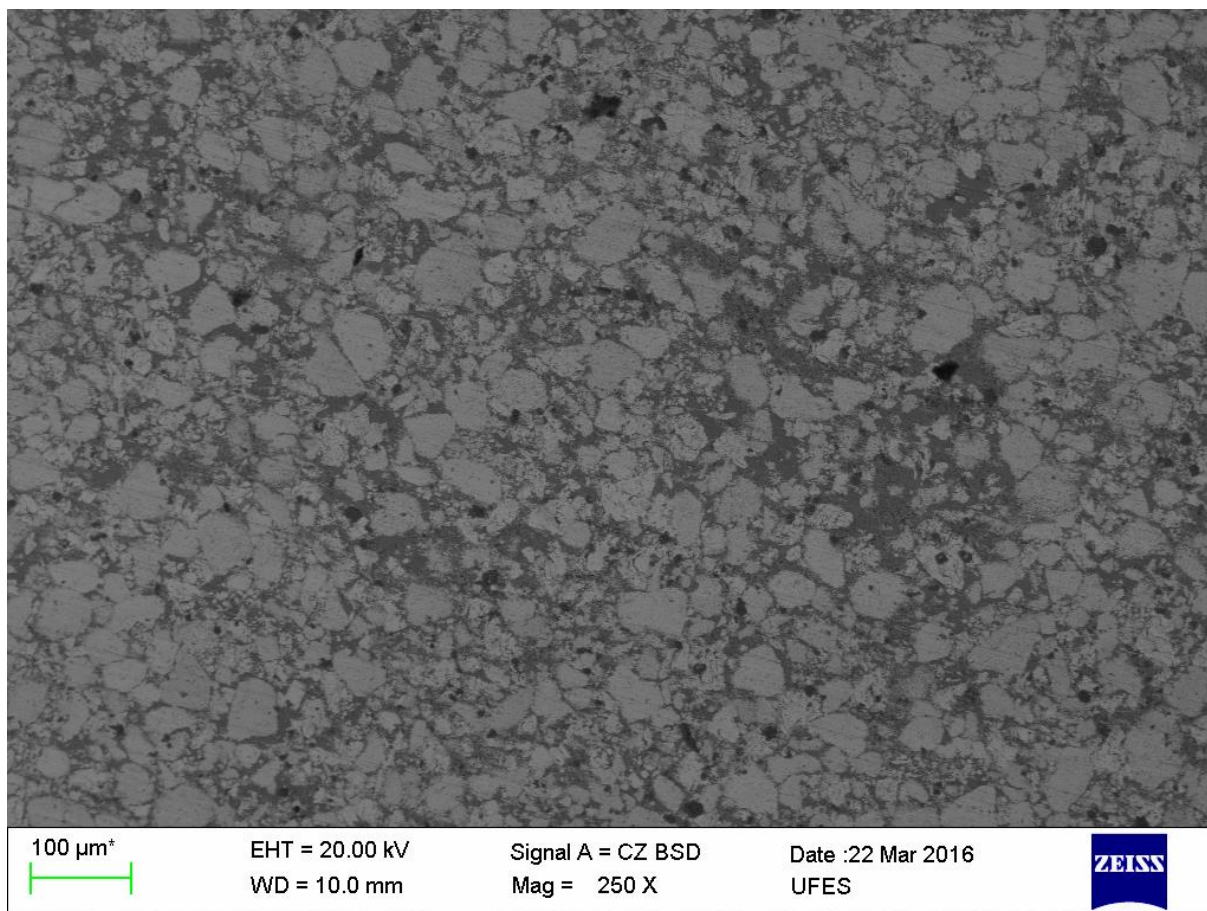


Figura 32 - Fotomicrografia via MEV do revestimento MS antes dos ensaios mostrando a homogeneidade na distribuição dos carbonetos (cor clara) pela matriz ligante Cr-Co (cor escura). Fonte: autor.

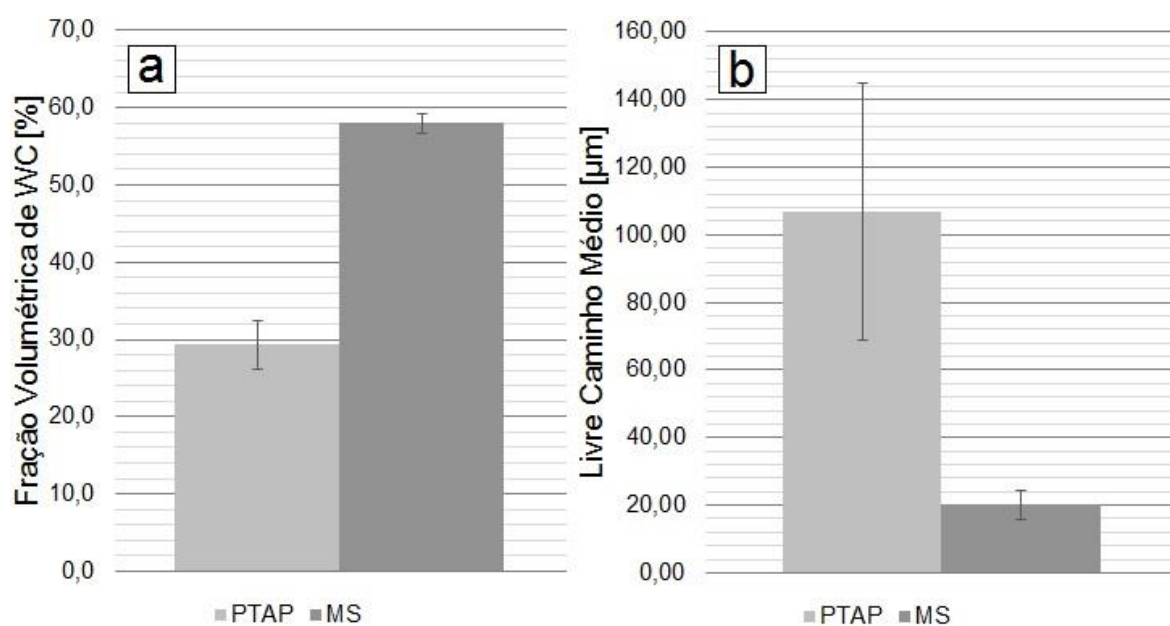


Figura 33 - Parâmetros microestruturais dos revestimentos: (a) fração volumétrica de carbonetos e (b) livre caminho médio entre carbonetos. Fonte: autor.

É possível observar, a partir da comparação entre as Figuras 30 e 32, que o revestimento MS possui um menor tamanho de WC. Pesquisas feitas por Allen e colaboradores [44], apresentados na seção 2.3.5 mostraram que quanto menor o tamanho do WC, maior será a fração volumétrica de WC e menor será o livre caminho médio entre WC. Esse fato, corrobora com os dados apresentados nos gráficos das Figuras 33a e 33b, respectivamente.

Visto que a razão entre a dureza do material e a da partícula é um importante fator na taxa e nos mecanismos de erosão, foram mensuradas a macro e a microdureza dos constituintes.

Na Figura 34, os valores de dureza Rockwell C (RHC) são apresentados. Estatisticamente, o revestimento PTAP e o MS possuem macrodurezas similares. No entanto, como o processo erosivo se dá em pequena escala, em materiais compósitos, formados por uma fase dura e outra dúctil, as microdurezas dos microconstituintes devem ser consideradas.

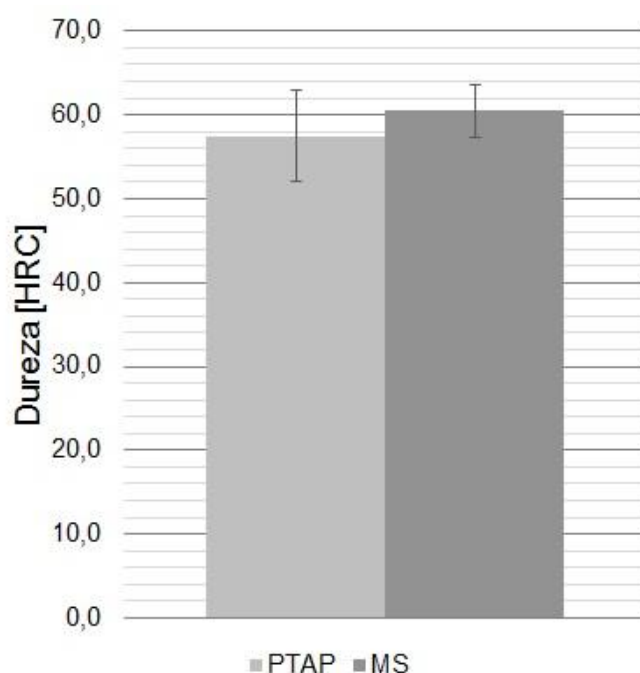


Figura 34 - Dureza Rockwell C dos revestimentos. Fonte: autor.

A Tabela 6 apresenta os valores de microdureza Vickers. Uma atenção especial deve ser dada à fase dura AGWC, presente no revestimento MS. Essa fase dura, já comentada na seção 2.4, foi observada por da Silva [46], e sua dureza possui valor inferior ao outro carboneto encontrado no revestimento MS.

Tabela 6 - Microdureza Vickers dos constituintes, valores convertidos em GPa.

Revestimento	Microdureza [Gpa]		
	WC (HV0,3)	Co-Cr (HV0,3)	AGWC (HV0,05)
PTAP	23,4 ± 0,9	5,7 ± 0,6	-
MS	16,8 ± 1,0	3,7 ± 0,2	11,5 ± 1,3

Fonte: autor.

O fato do carboneto no revestimento MS ter apresentado dureza menor em relação ao PTAP, pode ser consequência da dissolução e/ou decomposição do WC primário em carbonetos secundários menos duros como, por exemplo, W_2C e Co_3W_3C [38]. Os resultados da difração de raios-X confirmam a formação dessas fases em ambos os revestimentos, MS e PTAP, como pode ser observado nas Figuras 35 e 36, respectivamente.

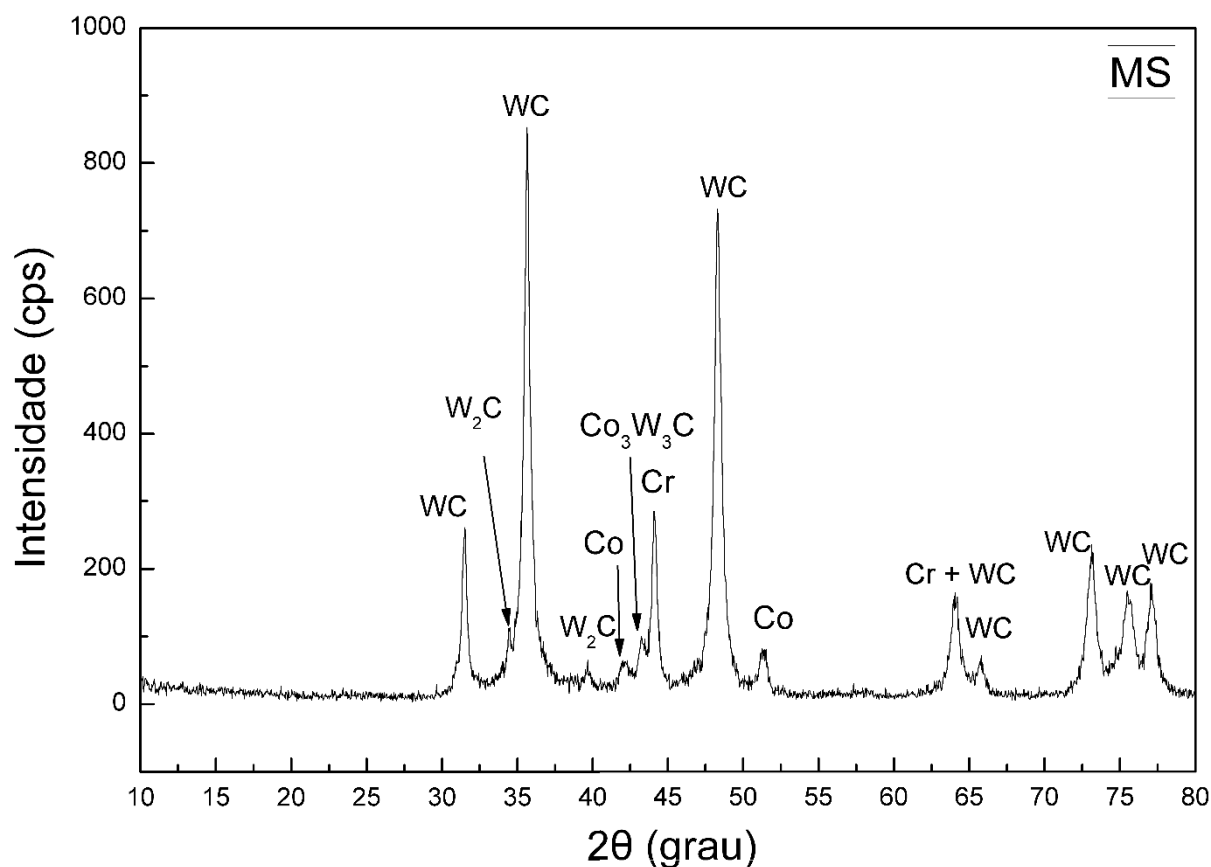


Figura 35 - Resultado da difração de raios-X sobre o revestimento MS. Fonte: autor.

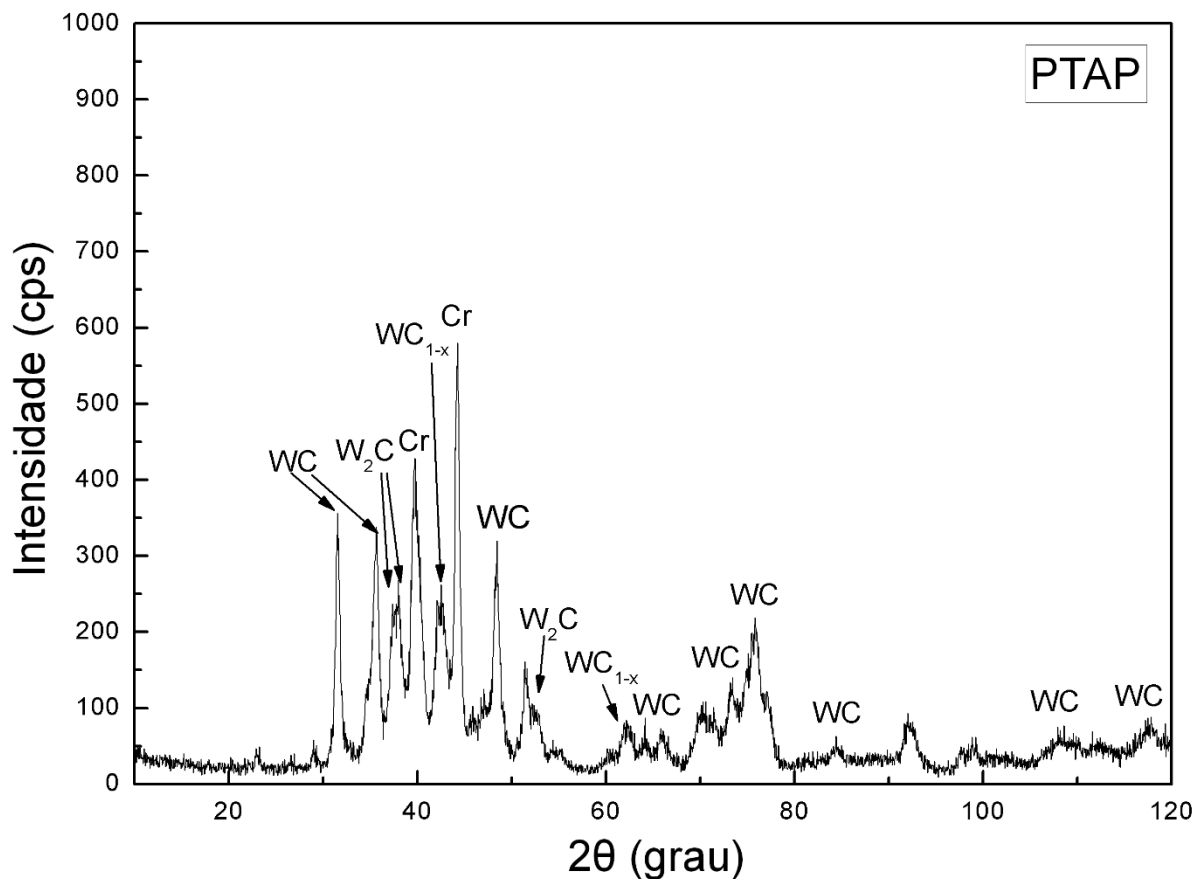


Figura 36 - Resultado da difração de raios-X no revestimento PTAP. Fonte: autor.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS PARTÍCULAS

A análise granulométrica das partículas de alumina e hematita se baseou na NBR 7181 [49] e os resultados são mostrados, para a alumina e hematita, nas Figuras 37 e 38, respectivamente.

Na Figura 37, pode-se observar que 100% da amostra analisada de alumina virgem possui tamanho menor que 75 μm . Depois, apenas, aproximadamente, 13% possui tamanho menor que 50 μm . Com isso, 87% da alumina possui tamanho entre 50 e 75 μm .

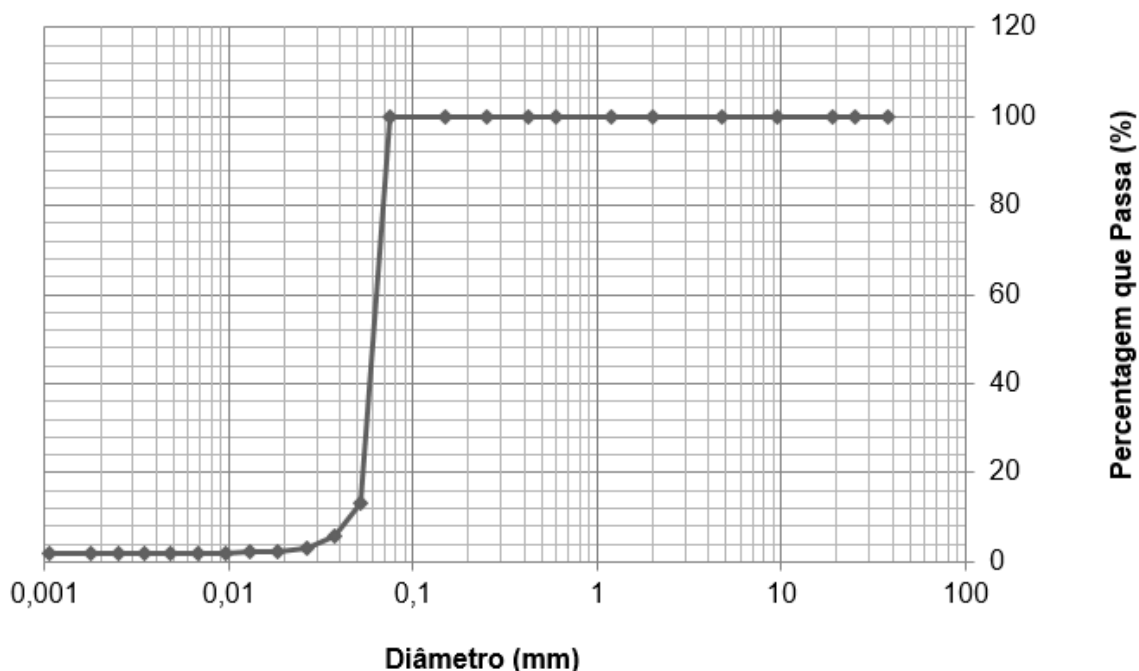


Figura 37 - Gráfico mostrando a distribuição granulométrica acumulada da alumina. Fonte: autor.

Na Figura 38, pode-se observar que 96% da amostra analisada de hematita possui tamanho menor que 150 μm . Depois, 73,5% possui tamanho menor que 75 μm . Em um passo seguinte, constata-se que, somente, aproximadamente 17% da amostragem de hematita possui tamanho menor que 30 μm . Com isso, a hematita cobre um intervalo maior de tamanhos, com 22,5% com tamanho entre 75 e 150 μm e com 56,5% com tamanho entre 30 e 75 μm .

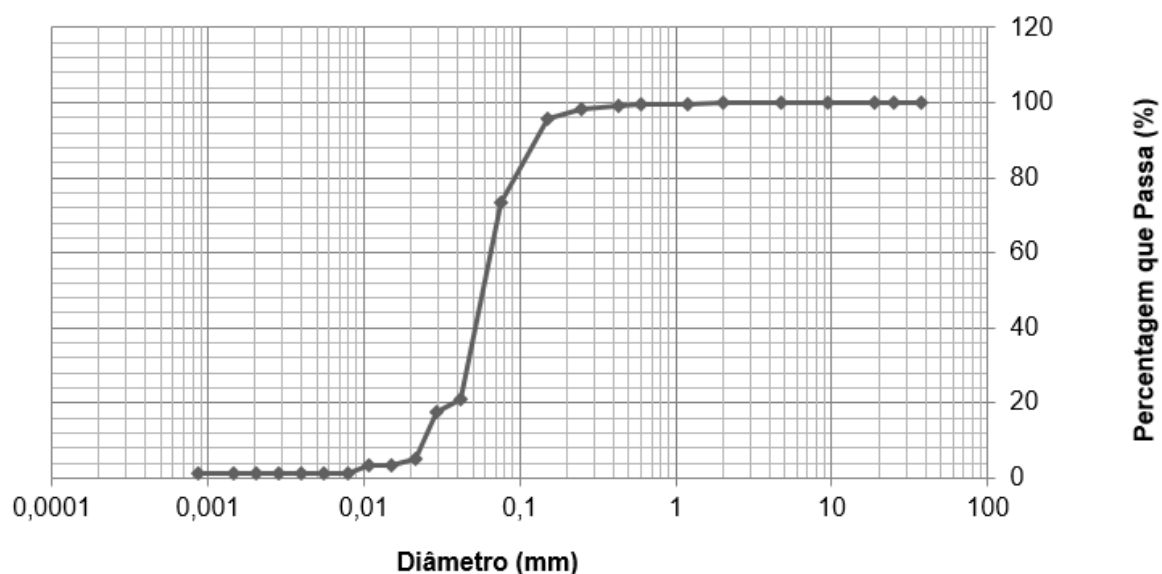


Figura 38 - Gráfico mostrando a distribuição granulométrica acumulada da hematita. Fonte: autor.

As morfologias das partículas de alumina e hematita foram analisadas via MEV e os resultados qualitativos são apresentados nas Figuras 39 e 40, respectivamente.

Pode-se observar que tanto alumina quanto hematita são bem facetadas, com muitas arestas se encontrando em vértices bem pontiagudos, portanto, ambas (alumina e hematita) são angulosas.

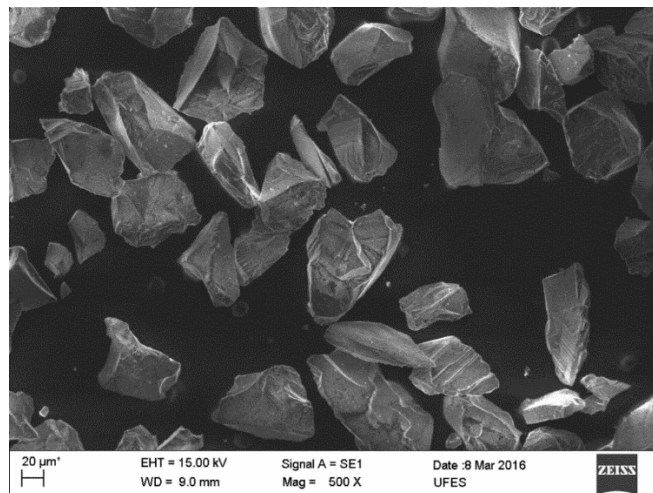


Figura 39 - Fotomicrografia via MEV mostrando a morfologia da alumina antes dos ensaios. Fonte: autor.

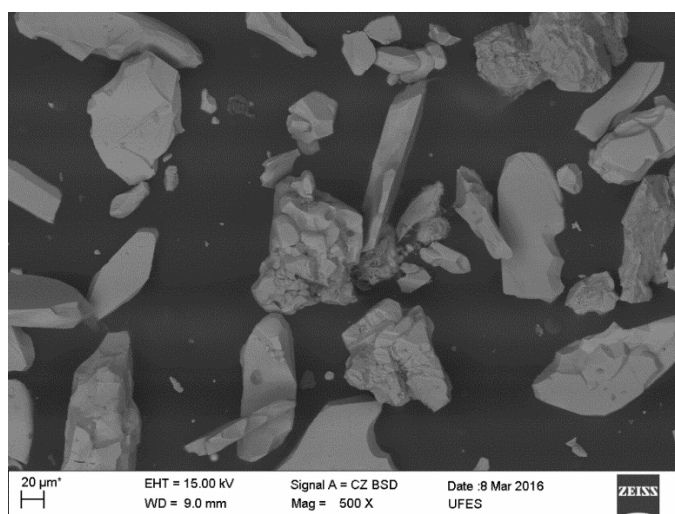


Figura 40 - Fotomicrografia via MEV mostrando a morfologia da hematita antes dos ensaios. Fonte: autor.

4.3 COMPORTAMENTO EM EROSÃO DOS REVESTIMENTOS

A Figura 41 mostra o comportamento em erosão, em mg de material erodido por kg de partículas impactadas, dos revestimentos ensaiados neste trabalho.

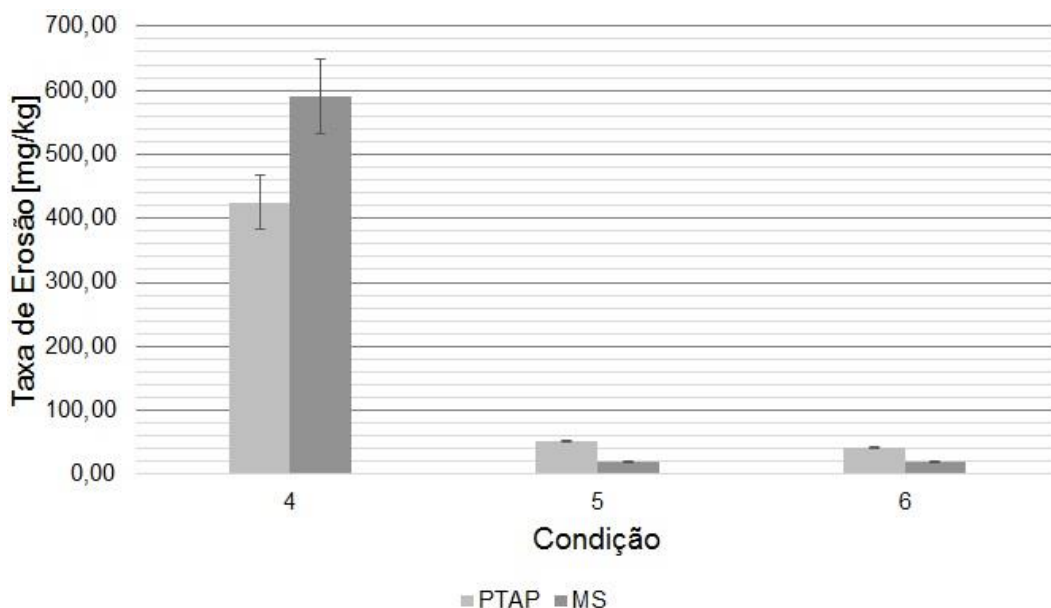


Figura 41 - Gráfico que ilustra a taxa de desgaste, em mg/kg, em três condições estudadas neste trabalho: (4) Al_2O_3 , 375°C, 90° / (5) Fe_2O_3 , 23°C, 90° / (6) Fe_2O_3 , 23°C, 30°. Fonte: autor.

Nota-se que, na condição 4, o desgaste foi muito mais severo (de 8 a 12 vezes maior) que as condições 5 e 6, com o revestimento MS apresentando uma taxa de erosão maior do que o PTAP. Quando o particulado utilizado foi hematita e a temperatura de ensaio foi ambiente (condições 5 e 6), o comportamento se inverteu e o MS apresentou maior resistência ao desgaste que o PTAP.

Esse comportamento também pode ser observado nos resultados de da Silva [46], como pode ser visto na Figura 42.

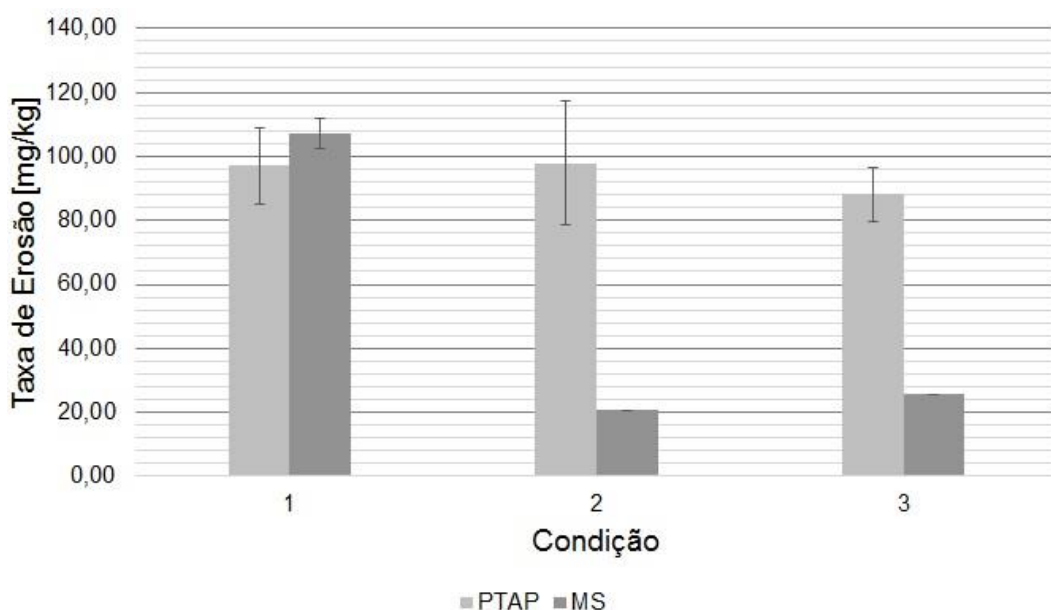


Figura 42 - Gráfico indicando a taxa de desgaste em três condições: (1) Al_2O_3 , 23°C, 90° / (2) Fe_2O_3 , 375°C, 90° / (3) Fe_2O_3 , 375°C, 30°. Fonte: [48]. Nota: dados adaptados pelo autor.

Uma atenção deve ser dada à escala da taxa de erosão entre os resultados deste trabalho (Figura 41) e os resultados de da Silva (Figura 42).

Nas próximas seções, são comparados os mecanismos de desgaste observados anteriormente por da Silva [46] com os observados neste trabalho. Em seguida, os efeitos da temperatura, dureza da partícula e ângulo de impacto serão analisados e será observado que suas influências são fortemente dependentes dos mecanismos de desgaste atuantes.

4.3.1 Mecanismos de desgaste

Primeiramente, será feita uma revisão dos mecanismos de desgaste observados por da Silva [46] nas condições 1, 2 e 3. Posteriormente, serão mostradas fotomicrografias via MEV dos mecanismos atuantes nas condições 4, 5 e 6, ensaiadas neste trabalho.

4.3.1.1 Condição 1: Al_2O_3 , 23 °C, 90°

Ambos os revestimentos apresentaram uma certa severidade no desgaste. Porém, apesar do revestimento PTAP apresentar fraturas que vieram a ser nucleadas durante o processo de deposição do revestimento, o carboneto de tungstênio, em sua maioria, não foi desgastado pela partícula de alumina e o desgaste se concentrou no ligante dúctil, por mecanismos plásticos (microindentações e microriscos). A Figura 43 mostra esse comportamento [46].

Já no revestimento MS, como pode ser observado na Figura 44, tanto as fases duras WC e AGWC quanto o ligante, foram desgastados pela partícula de alumina. Nas fases duras estavam presentes microindentações, microsulcamentos e microcortes enquanto que no ligante ocorreu intensa remoção com microcorte e microsulcamento [46].

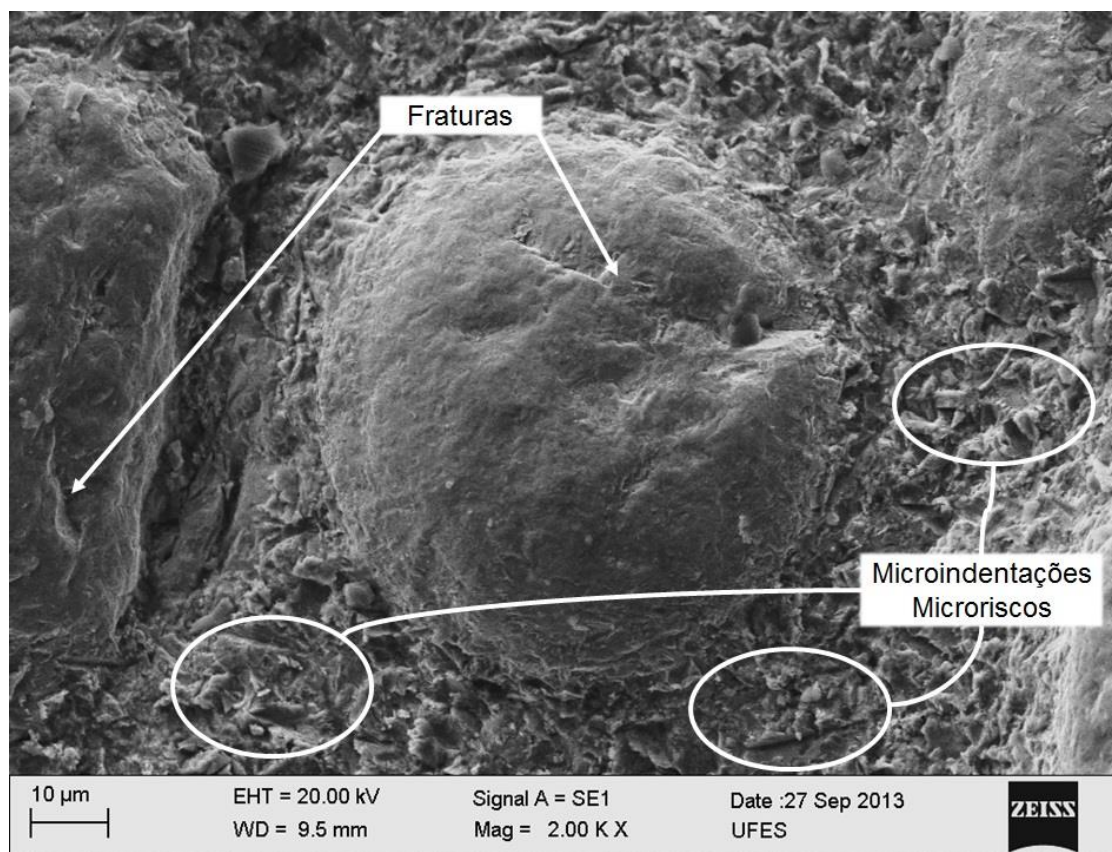


Figura 43 - Fotomicrografia via MEV evidenciando os mecanismos de desgaste presentes no PTAP (no caso, PTAP_4800). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

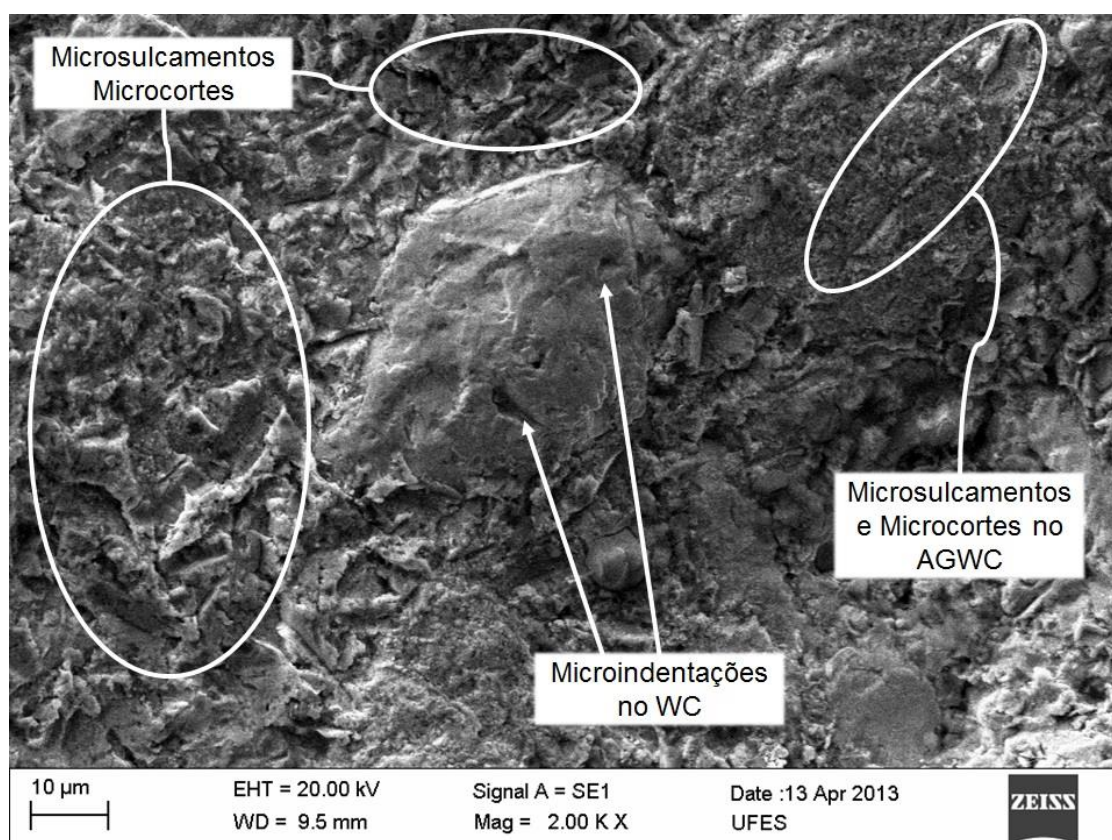


Figura 44 - Fotomicrografia via MEV dos mecanismos presentes tanto nas fases duras quanto no ligante Cr-Co presentes no revestimento MS. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

4.3.1.2 Condição 2: Fe_2O_3 , 375 °C, 90°

As figuras 45 e 46 mostram os mecanismos de desgaste presentes nos revestimentos PTAP. Observa-se que o desgaste se concentrou na matriz ligante, enquanto o carboneto, em sua maior parte, se manteve intacto. Sendo assim, claramente, os mecanismos de desgaste observados, em ambos, foram o microcorte e microsulcamento (Figura 45). Também, a fadiga de baixo-ciclo estava presente, posto que no ângulo de 90° o impacto repetitivo das partículas leva ao esgotamento plástico da matriz (Figura 46).

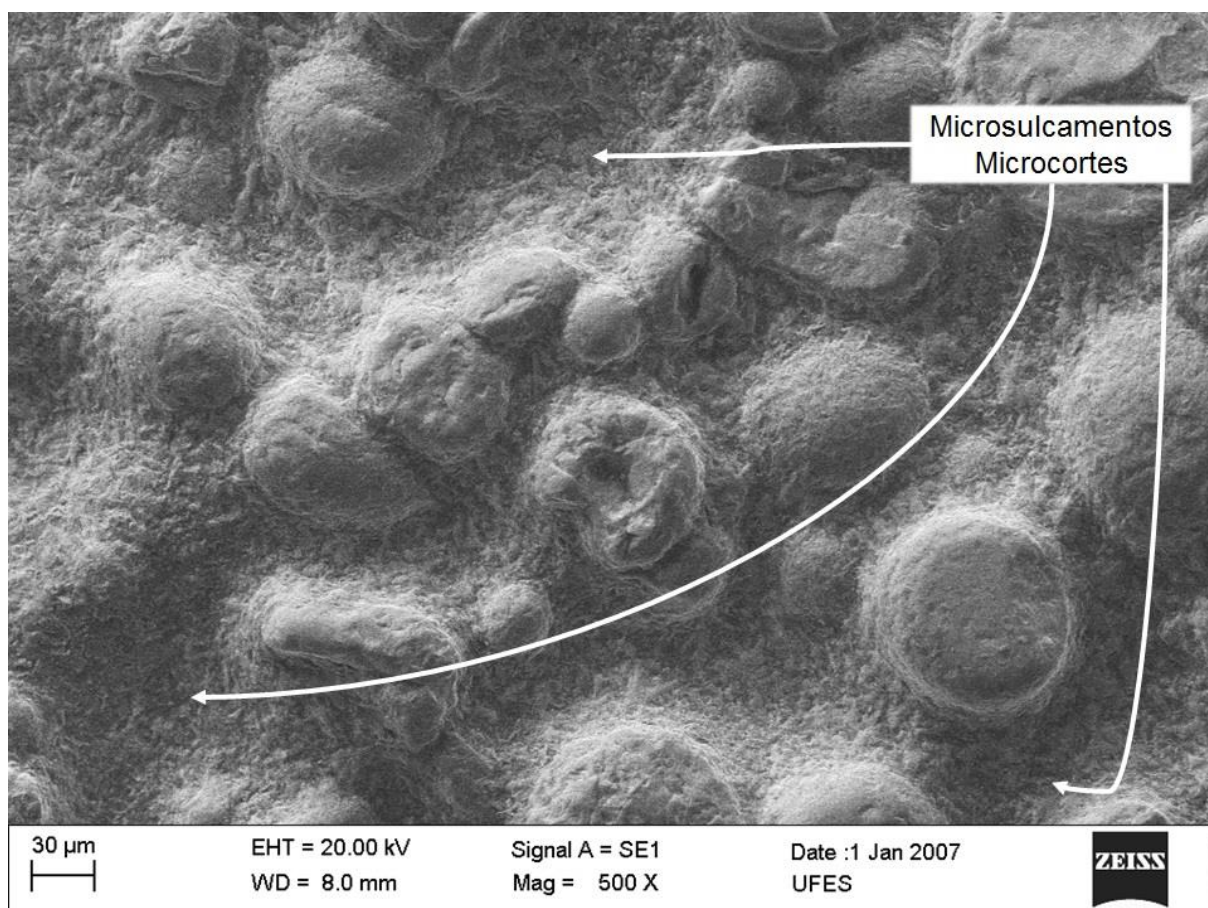


Figura 45 - Fotomicrografia via MEV mostrando que os mecanismos dúcteis desgastaram especificamente o ligante no revestimento PTAP (no caso, PTAP_USIAR400). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

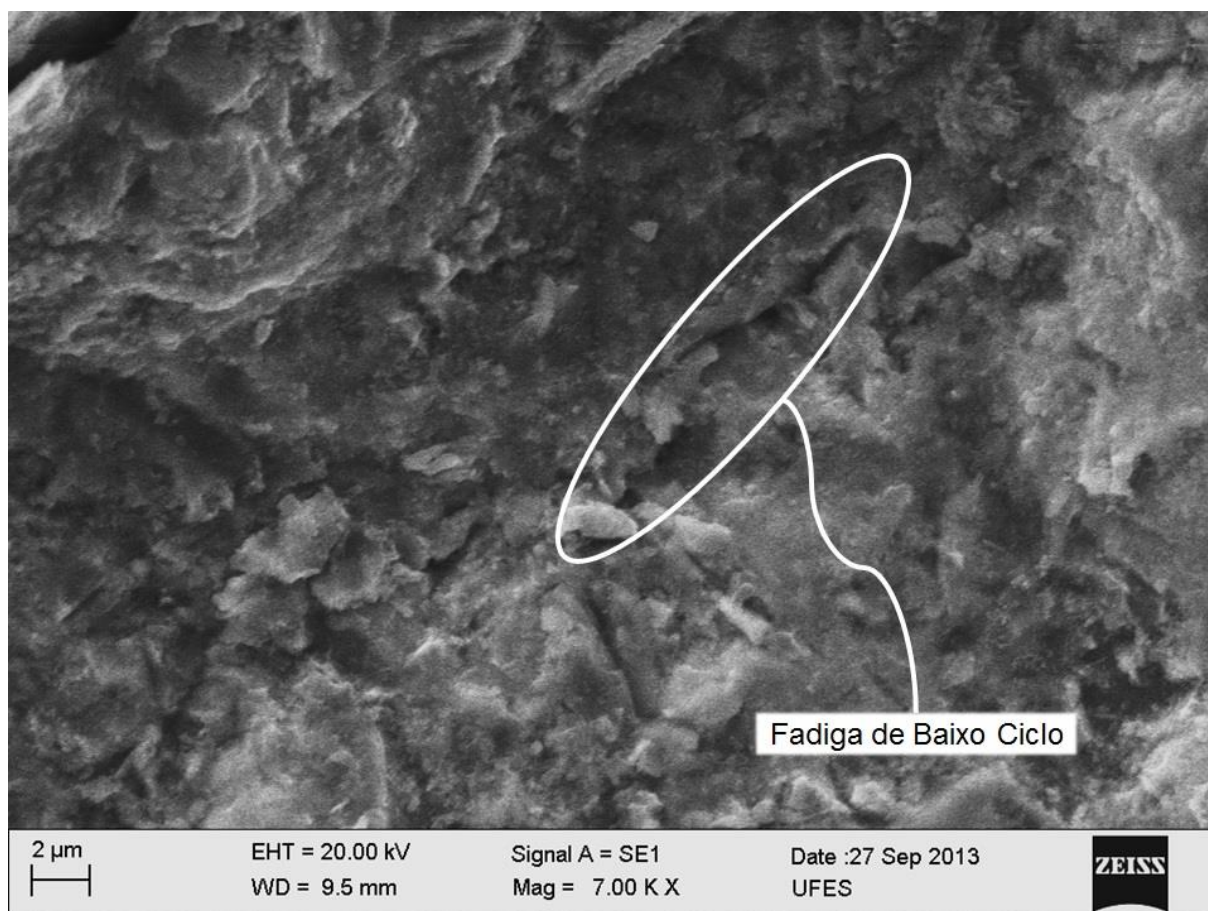


Figura 46 - Micrografia via MEV mostrando a fadiga de baixo de ciclo presente no ligante do revestimento PTAP (no caso, PTAP_8000). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

A Figura 47 mostra o comportamento do revestimento MS nessa condição. Pode-se observar que, assim como aconteceu no revestimento PTAP, o ligante foi atacado preferencialmente pelas partículas de hematita. Dessa forma, os mecanismos de desgaste presentes foram o microsulcamento e o microcorte.

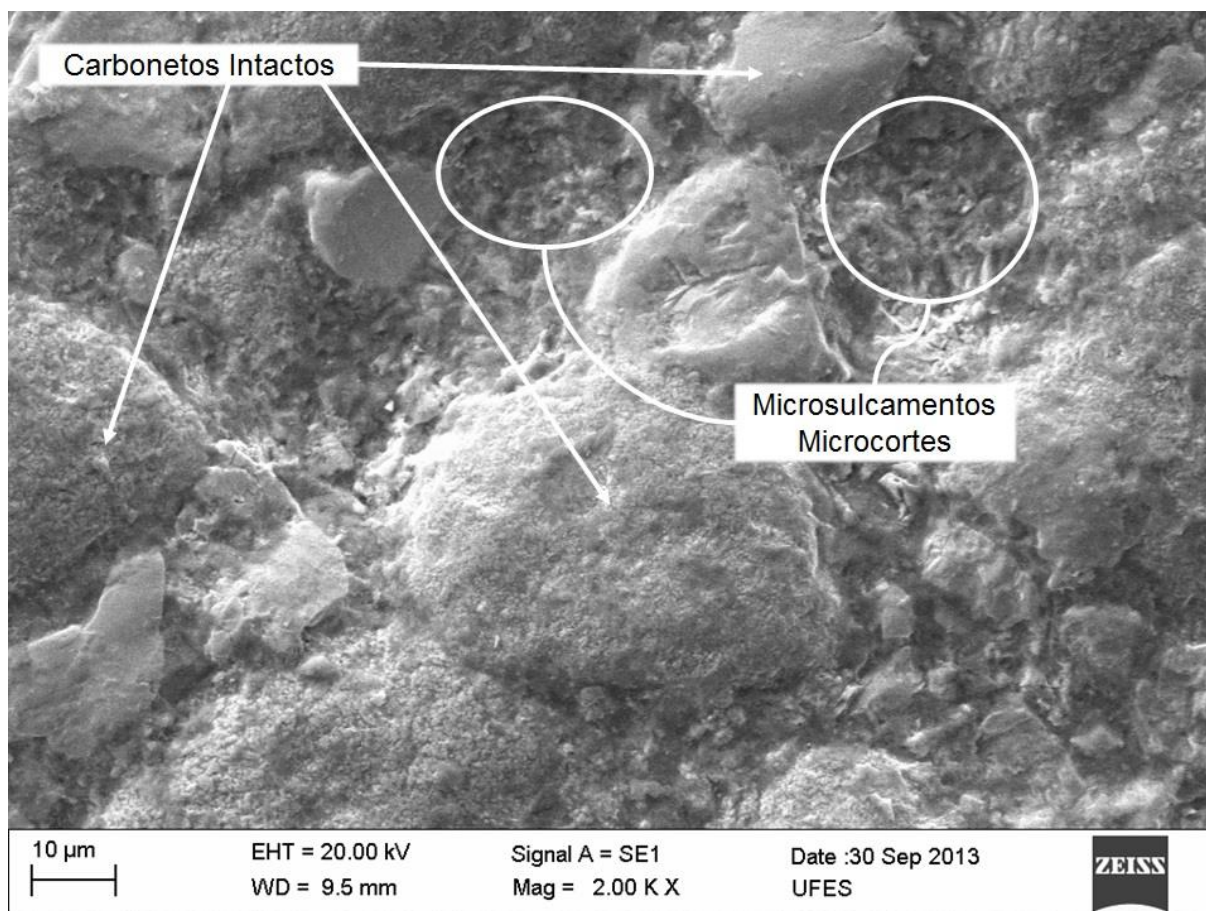


Figura 47 - Micrografia via MEV mostrando os mecanismos plásticos presentes no revestimento MS. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

4.3.1.3 Condição 3: Fe_2O_3 , 375 °C, 30°

Aqui, os mecanismos dúcteis de remoção de material foram pronunciados, visto que o ângulo de impacto foi de 30°. Analogamente à condição 2, como o particulado foi a hematita, o desgaste se concentrou no ligante. Na Figura 48, pode-se observar, a matriz ligante do revestimento PTAP desgastada e, claramente, a remoção do WC ocasionada pela perda de sustentação dada a ele pela matriz.

No revestimento MS, não é constatado o mesmo comportamento observado no revestimento PTAP. O carboneto não perde a sustentação da matriz a sua volta, apesar do desgaste ocorrer, preferencialmente, no ligante. A Figura 49 mostra uma micrografia do revestimento MS, em que fica claro a mudança de comportamento em relação ao PTAP (Figura 48).

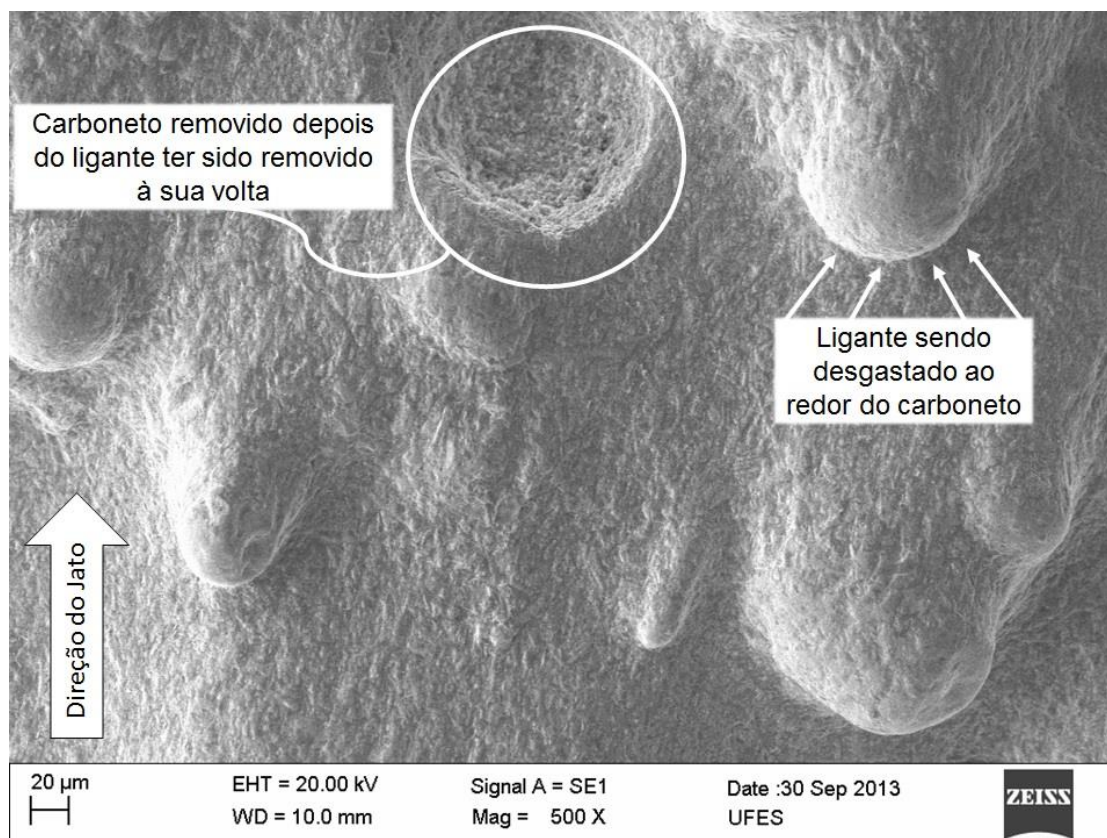


Figura 48 – Fotomicrografia via MEV que mostra o desgaste no revestimento PTAP (no caso PTAP_4800). Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

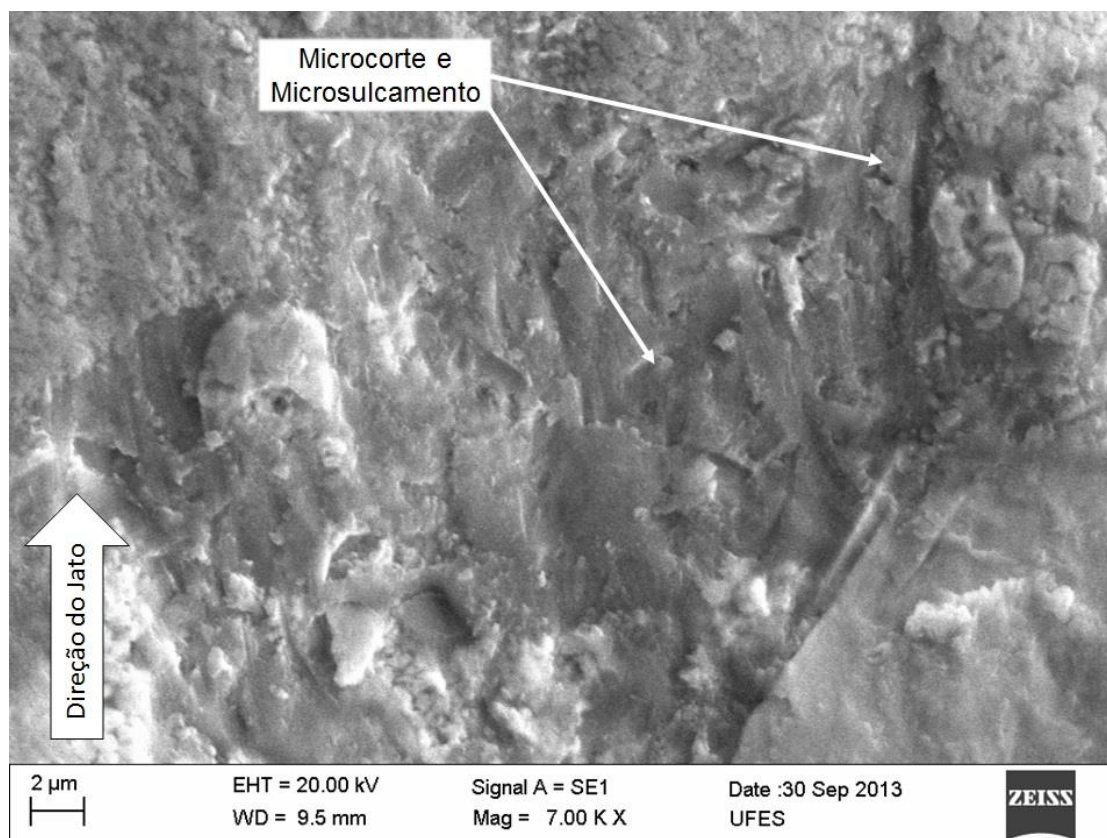


Figura 49 - Fotomicrografia via MEV do revestimento MS mostrando os mecanismos dúcteis atuantes no ligante. Fonte: [46]. Nota: adaptado pelo autor.

4.3.1.4 Condição 4: Al_2O_3 , 375 °C, 90°

Nesta condição, o comportamento foi similar ao observado na condição 1. No revestimento MS, tanto as fases duras quanto o ligante foram desgastados (Figura 50). Porém, de forma mais severa, muitos carbonetos foram trincados (Figura 51). No revestimento PTAP, o efeito nos mecanismos de desgaste também foram os mesmos observados na condição 1: carbonetos intactos e desgaste preferencial do ligante. Pode-se perceber na Figura 52 o alto-relevo dos carbonetos em relação ao ligante desgastado por mecanismos dúcteis (esgotamento plástico), em uma fotomicrografia realizada próxima da região de um poro.

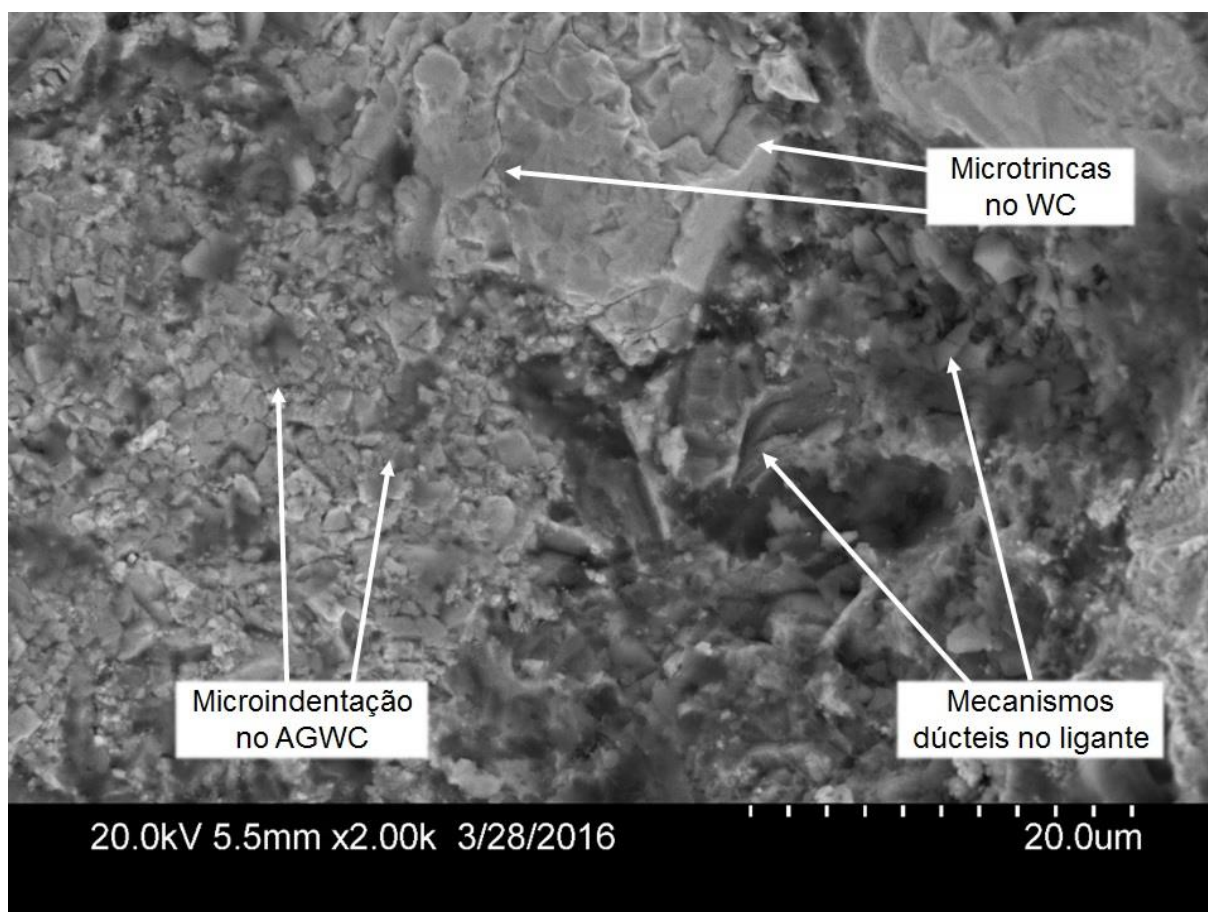


Figura 50 - Fotomicrografia via MEV evidenciando os micromecanismos de desgaste presentes no revestimento MS. Fonte: autor.

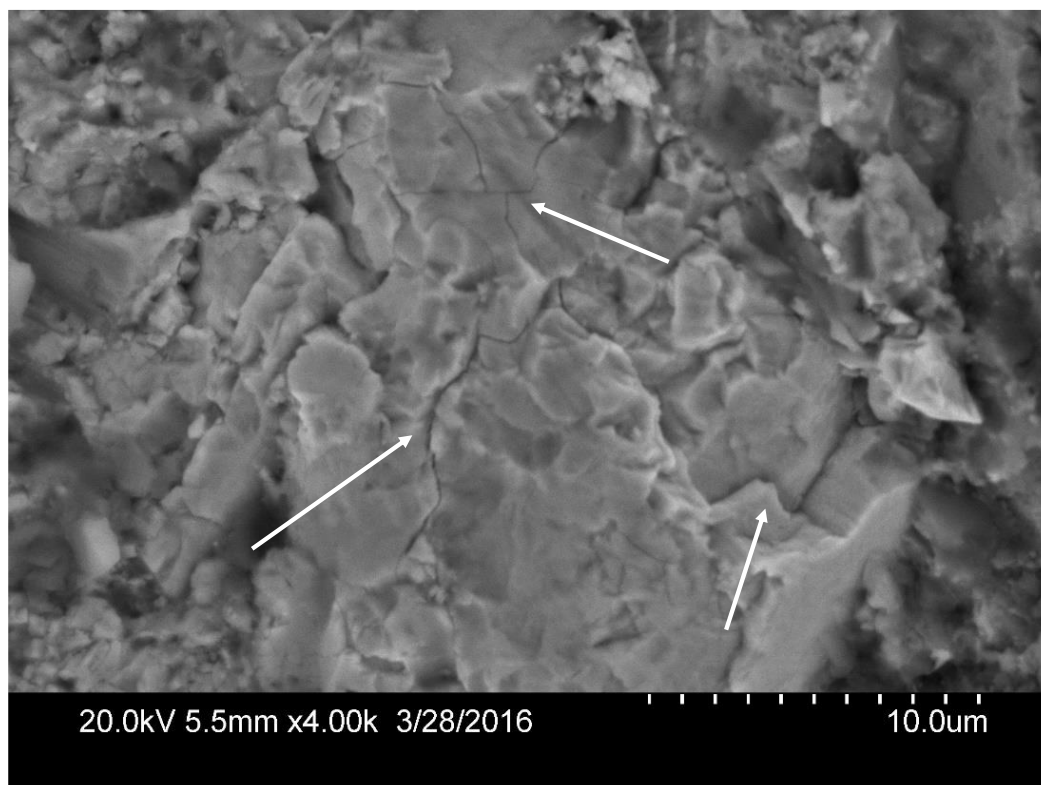


Figura 51 - Fotomicrografia via MEV mostrando o revestimento MS com o carboneto "WC" trincado (setas brancas) em decorrência do impacto da partícula de alumina. Fonte: autor.

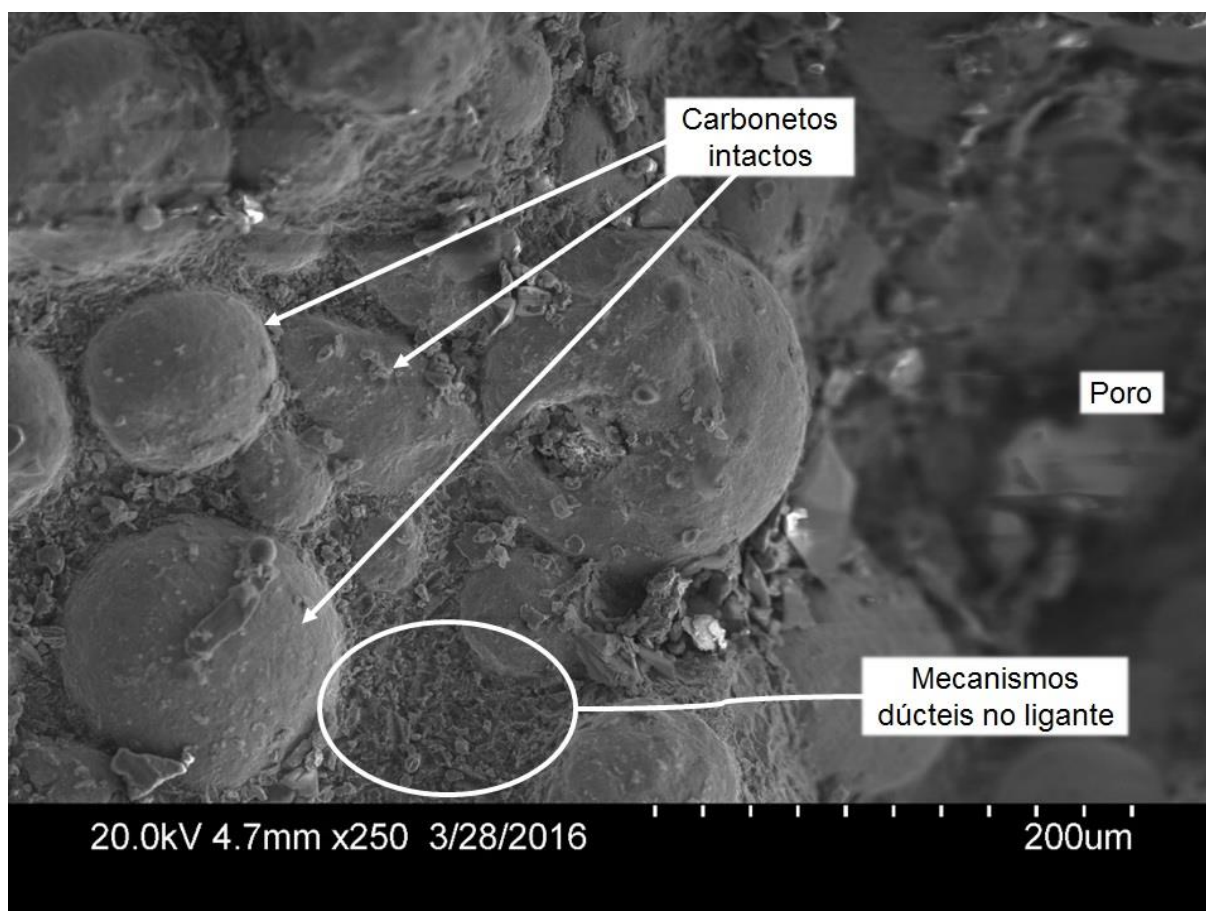


Figura 52 - Fotomicrografia via MEV mostrando que enquanto os carbonetos ficam intactos, o ligante sofre todo o processo de desgaste no revestimento PTAP. Fonte: autor.

4.3.1.5 Condição 5: Fe_2O_3 , 23 °C, 90°

No revestimento PTAP, da mesma maneira que na condição 2, o desgaste se concentrou no ligante (Figura 53). A Figura 54 evidencia o desgaste no ligante e o escareamento dele ao redor do carboneto. Com o impacto a 90°, provavelmente ocorreu o esgotamento plástico da matriz ligante pelo impacto repetitivo das partículas levando à degradação do mesmo. O revestimento MS, resistiu mais que o PTAP. A Figura 55 mostra que, de maneira geral, os dois carbonetos encontrados no MS se mantiveram intactos, ao passo que o ligante sofre os mecanismos dúcteis.

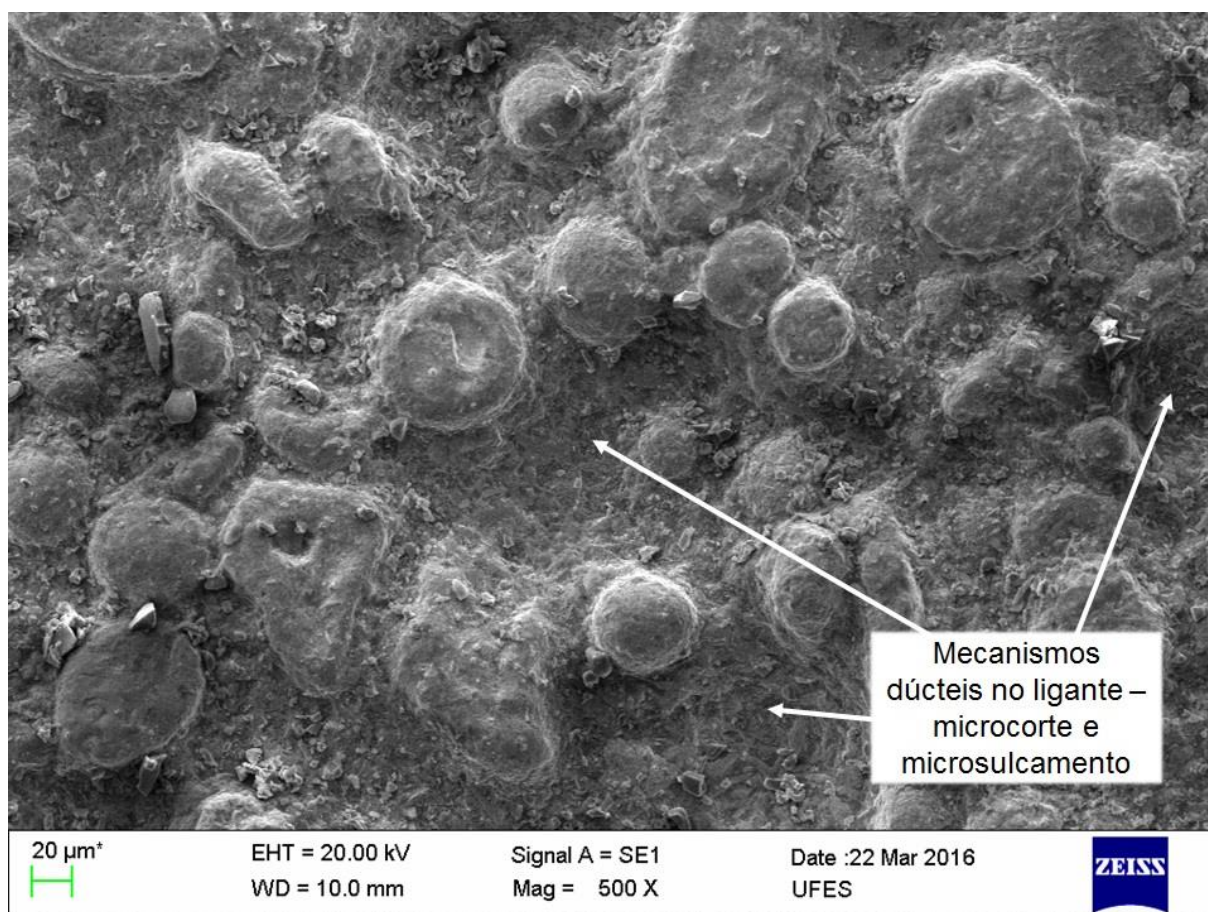


Figura 53 - Fotomicrografia via MEV mostrando os mecanismos de desgaste presentes no ligante do revestimento PTAP. Fonte: autor.

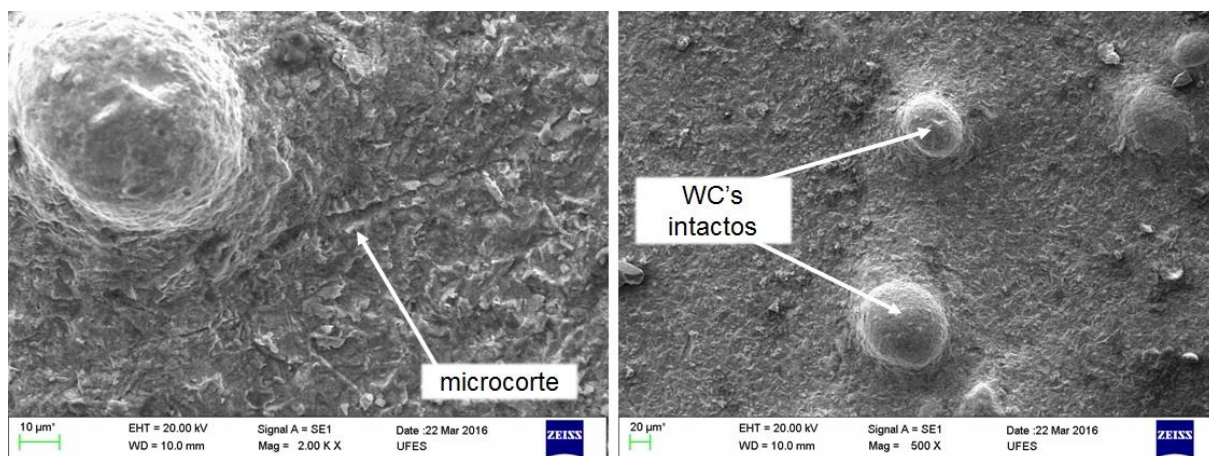


Figura 54 - Fotomicrografia via MEV em maior ampliação, mostrando os mecanismos de desgaste no ligante e o seu escareamento ao redor do carboneto, no revestimento PTAP. Fonte: autor.

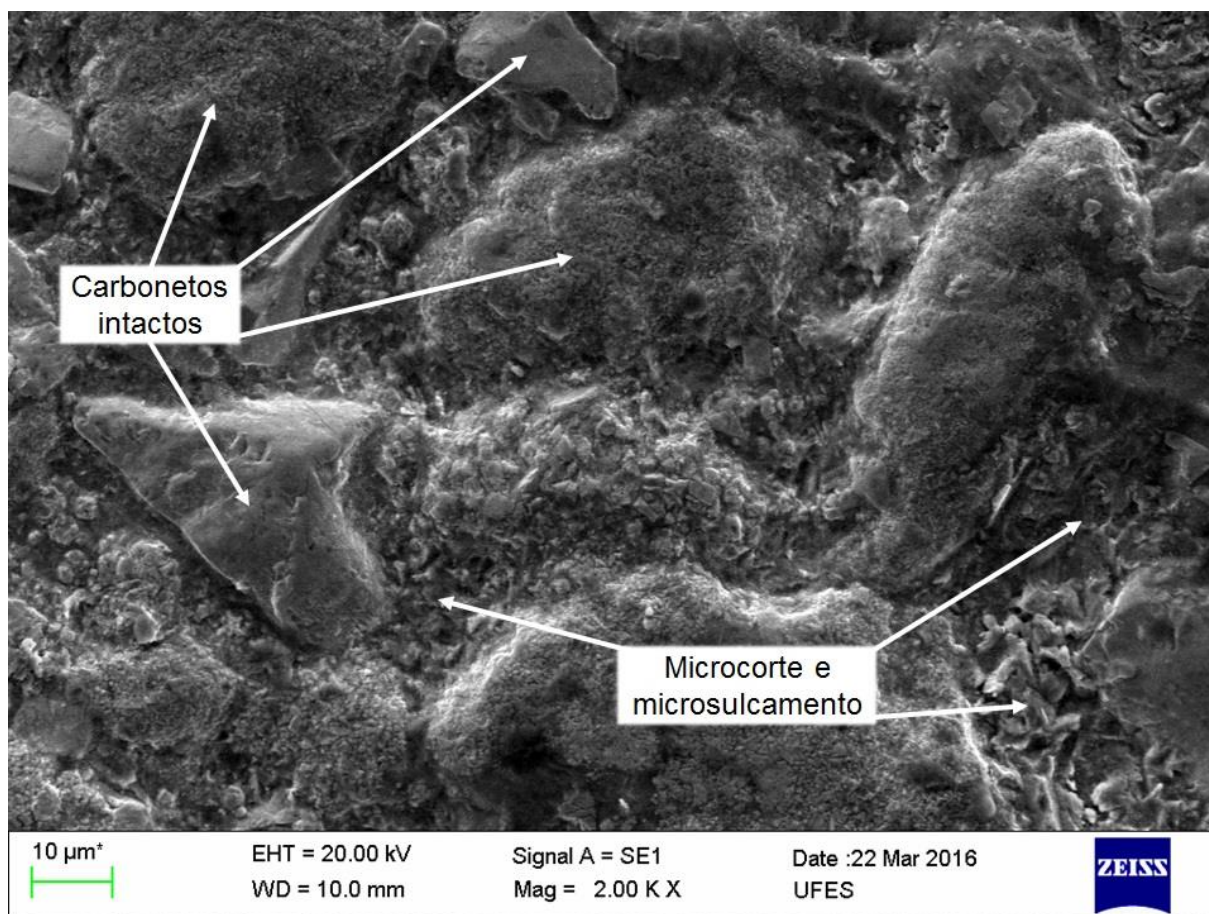


Figura 55 - Fotomicrografia via MEV, evidenciando os mecanismos dúcteis no ligante do revestimento MS. Fonte: autor.

4.3.1.6 Condição 6: Fe_2O_3 , 23 °C, 30°

Nessa condição, os mecanismos dúcteis foram mais presentes do que na condição 5. Na Figura 56, para o PTAP, pode-se observar a direção do impacto do abrasivo e os mecanismos dúcteis de remoção de material presentes no ligante. Pode-se observar que alguns carbonetos WC já perderam quase integralmente a sustentação dada pelo ligante o que, futuramente, levaria, a perda desse carboneto no sistema tribológico. No revestimento MS, apesar do desgaste ocorrer preferencialmente no ligante, não é observado desgaste acentuado nele nem o destacamento dos carbonetos (figura 57).

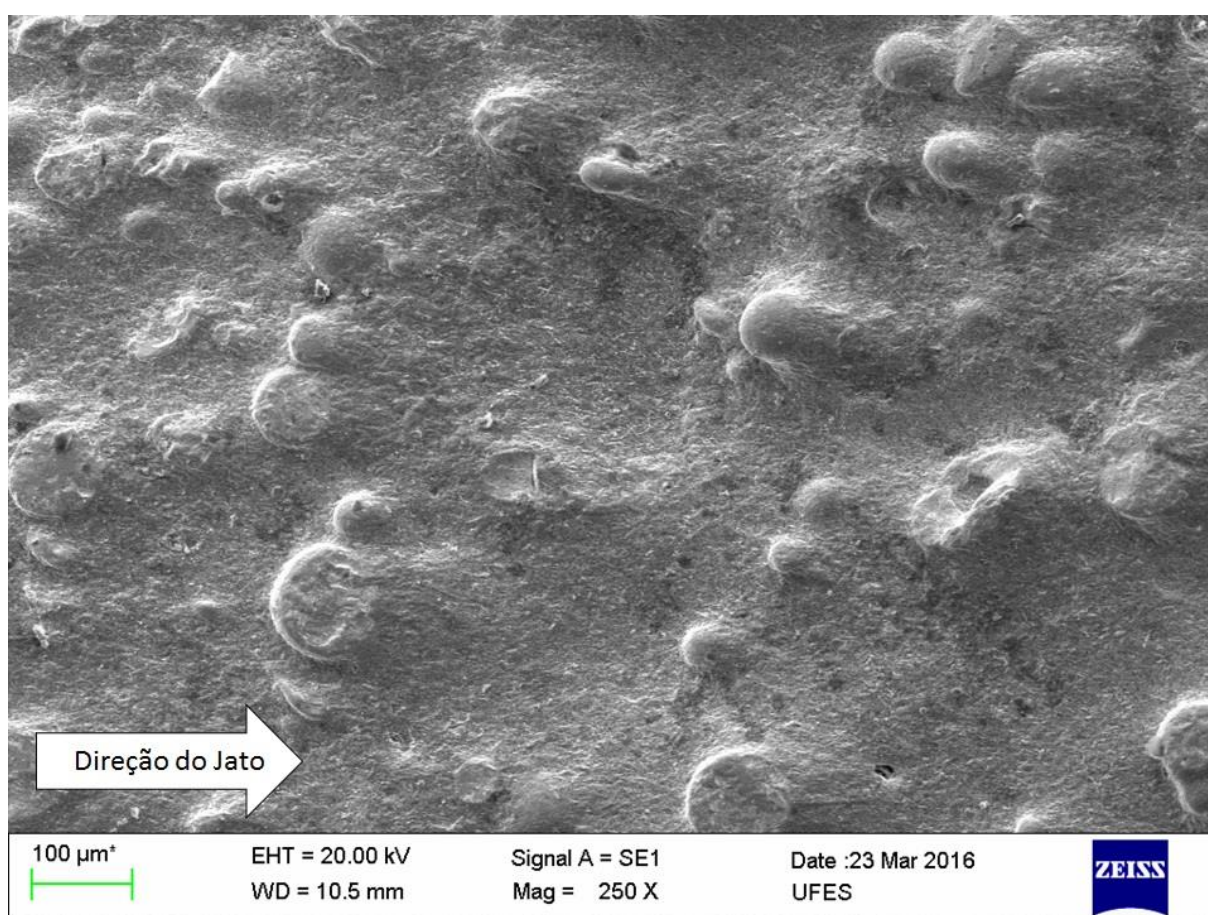


Figura 56 - Fotomicrografia via MEV mostrando que a direção do jato direcionou os mecanismos dúcteis em um único sentido no revestimento PTAP. Fonte: autor.

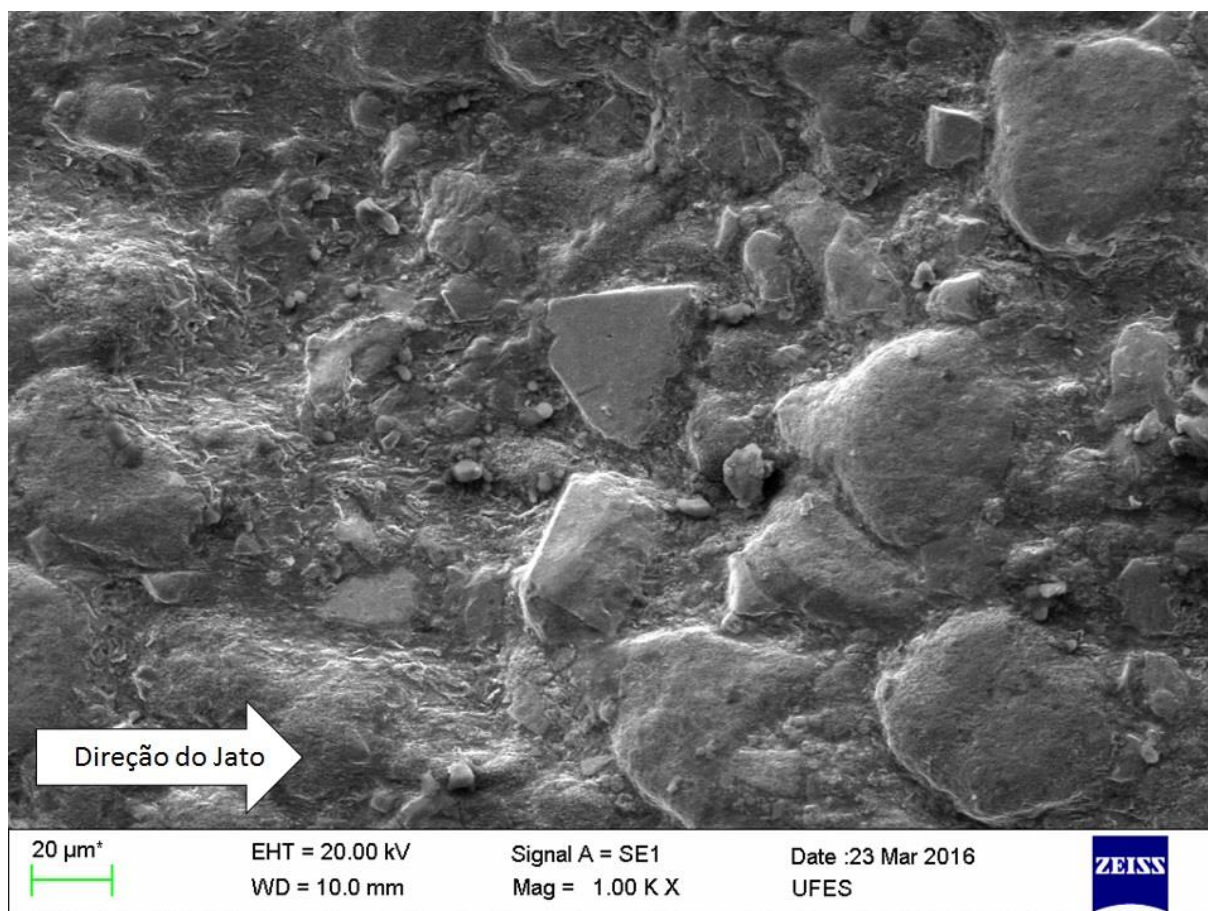


Figura 57 - Fotomicrografia via MEV mostrando, no revestimento MS, a direção do impacto do abrasivo e a direção específica do desgaste fica claramente observado. Fonte: autor.

4.3.2 Efeito da temperatura

O efeito da temperatura gerou três resultados que podem ser observados nas Figuras 58, 59 e 60.

Na figura 58, são plotadas as condições 2 e 5, onde o abrasivo utilizado foi hematita e o ângulo de impacto foi de 90°. Pode-se observar que, tanto a temperatura ambiente, quanto a quente, o revestimento PTAP mostrou ter menor resistência ao desgaste que o MS. Entende-se que, esse comportamento não teve outra influência senão a partícula empregada no ensaio. Uma vez que a 23°C ou a 375°C os efeitos oxidativos ainda não estão fortemente presentes devido à presença do cobalto [28] e do cromo [30], o efeito do aquecimento pode apenas ter causado uma pequena perda das propriedades mecânicas da matriz [2]. No PTAP, os mecanismos de desgaste foram

exclusivamente encontrados no ligante (Figuras 45 e 53), portanto a possível degradação de parte das propriedades mecânicas diminuiu o tempo de ciclo do esgotamento plástico causando, assim, a diminuição de sua resistência ao desgaste com o aumento de temperatura. Já no MS, o seu baixo livre caminho médio entre carbonetos ($\sim 20\text{ }\mu\text{m}$) restringiu o ataque direto ao ligante pela hematita ($\sim 4\%$ da Figura 38). A hematita, encontrando, em sua maior parte, o WC e AGWC, manteve, aproximadamente, a mesma taxa de erosão tanto a frio como a quente, já que o carboneto é um cerâmico refratário.

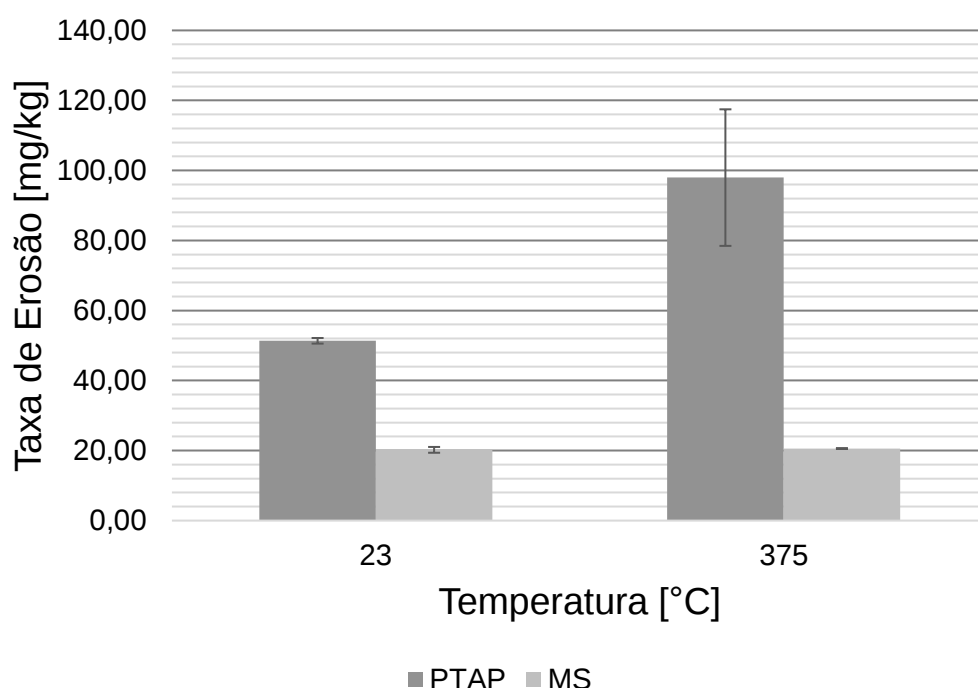


Figura 58 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (Hematita, 90°).
Fonte: autor.

Na Figura 59 são plotadas as condições 3 e 6, onde o abrasivo utilizado foi o mesmo da Figura 58 e apenas o ângulo variou – de 90° para 30°. Pode-se perceber claramente, o mesmo comportamento observado na figura anterior, visto que, o abrasivo sendo o mesmo, a mesma resposta em relação aos mecanismos de desgaste é constatada.

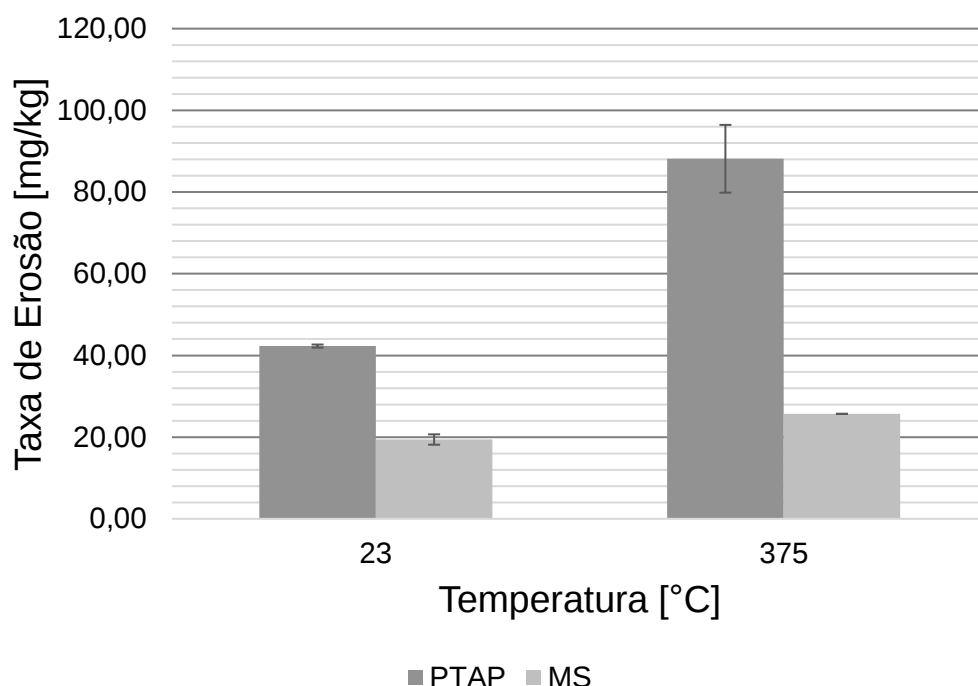


Figura 59 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 30°).
Fonte: autor.

Na Figura 60, visivelmente, pode-se notar a severidade do desgaste quando os revestimentos foram erodidos com alumina. As condições 1 e 4 foram utilizadas para plotar esse gráfico e o primeiro fato interessante a se perceber é que o revestimento MS teve maior taxa de erosão que o PTAP. O segundo fato é que o desgaste não pode ser atribuído à perda das propriedades mecânicas do ligante, caso contrário o revestimento PTAP desgastaria mais. Logo, o comportamento observado deve ser relacionado à maior fração volumétrica de carbonetos do revestimento MS em relação ao PTAP. A alumina sendo mais dura que as fases WC e AGWC do MS leva ao microtrincamento (Figura 51), microindentação (Figura 50) e microcorte e microsulcamento (Figura 44) dessas fases. Já no PTAP, o WC, sendo mais duro que a alumina, permanece intacto durante o processo erosivo e só é removido do tribossistema quando toda a matriz a sua volta é desgastada (Figuras 43 e 52).

Apesar, do efeito da temperatura estar claro no comportamento em erosão do ligante dos revestimentos, foi observado na Figura 60 que o principal parâmetro que influenciou na maior taxa de erosão do revestimento MS foi a dureza da partícula. No próximo tópico será abordado este parâmetro e ficará mais evidente a sua influência.

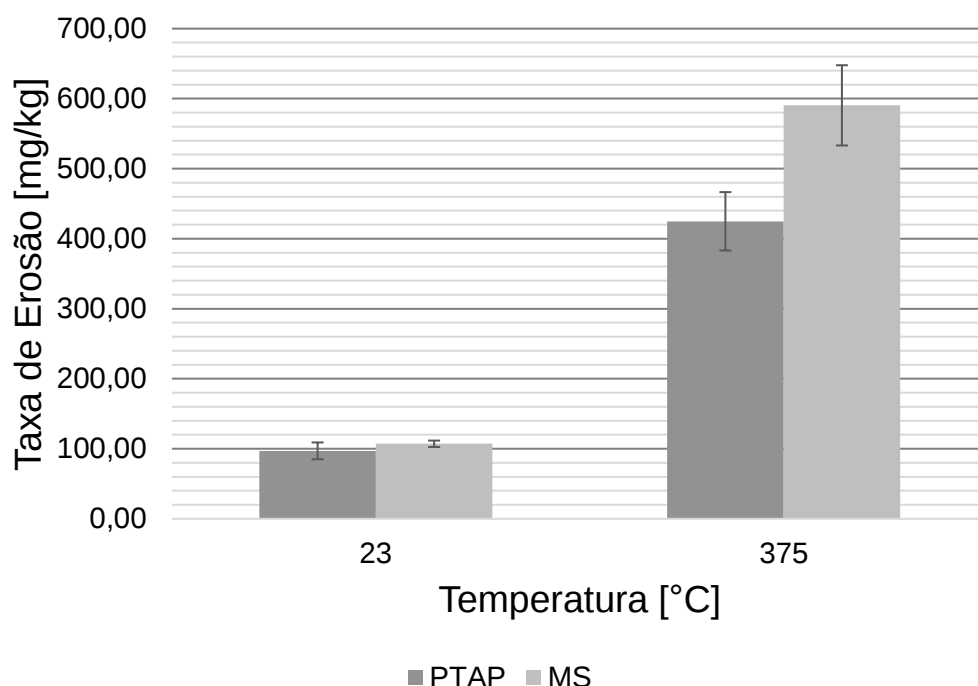


Figura 60 - Influência da temperatura na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (alumina, 90°).
Fonte: autor.

4.3.3 Efeito da dureza da partícula

As Figuras 61 e 62 trazem o efeito da dureza da partícula nos ensaios de erosão a frio (condições 1 e 5) e a quente (condições 2 e 4), respectivamente.

Pode-se observar que, tanto a frio quanto a quente, o comportamento de ambos os revestimentos se inverteram. Esse comportamento foi observado por Hussainova e colaboradores [21] (Figura 19) quando compósitos baseados em Cr_3C_2 , foram ensaiados com SiC e SiO_2 . Sucede que, no caso deste trabalho, quando ensaiados com hematita ($\text{HV} = 5,9 \text{ GPa}$), as fases duras dos revestimentos MS e PTAP não foram desgastadas por causa da dureza maior em relação à hematita (Tabela 6). Portanto, o revestimento que possui a maior fração volumétrica e menor livre caminho médio de carbonetos resiste mais ao desgaste: caso do MS (Figuras 33a e 33b). Já quando ensaiados com alumina ($\text{HV} = 19,6 \text{ GPa}$), os carbonetos do revestimento MS possuem durezas menores que o abrasivo, ao passo que os carbonetos do revestimento PTAP possuem dureza maior que a do abrasivo (Tabela 6). Essa análise

causou a inversão de comportamento observada nas Figuras 61 e 62. Nesse caso, todo o revestimento MS é agredido pela partícula de alumina. Já no PTAP, apenas o ligante continua sendo o principal constituinte desgastado. Sendo assim, o PTAP obteve uma menor taxa de erosão que o MS.

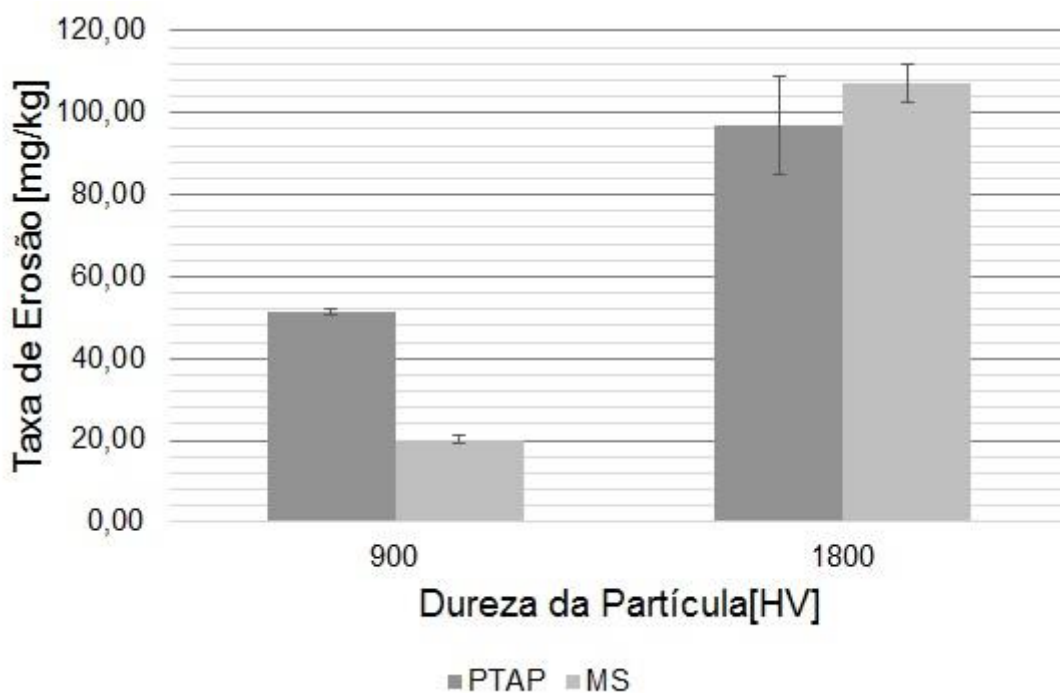


Figura 61 - Influência da dureza da partícula na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (23°C, 90°). Fonte: autor.

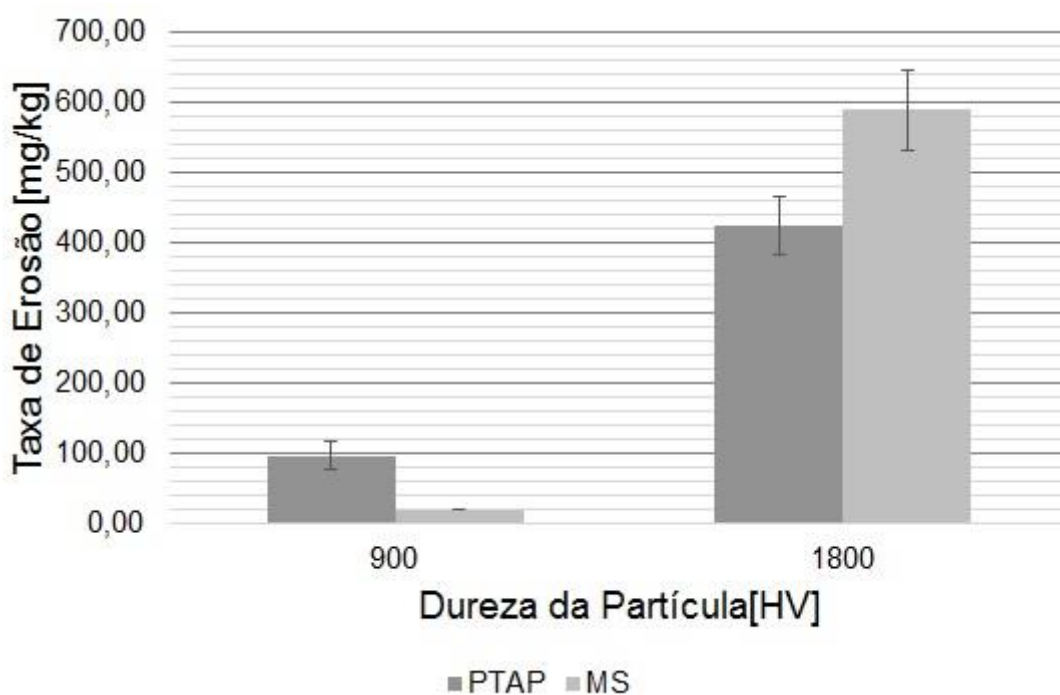


Figura 62 - Influência da dureza da partícula na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (375°C, 90°). Fonte: autor.

4.3.4 Efeito do ângulo de impacto

As Figuras 63 e 64 mostram o efeito do ângulo de impacto na taxa de erosão dos revestimentos.

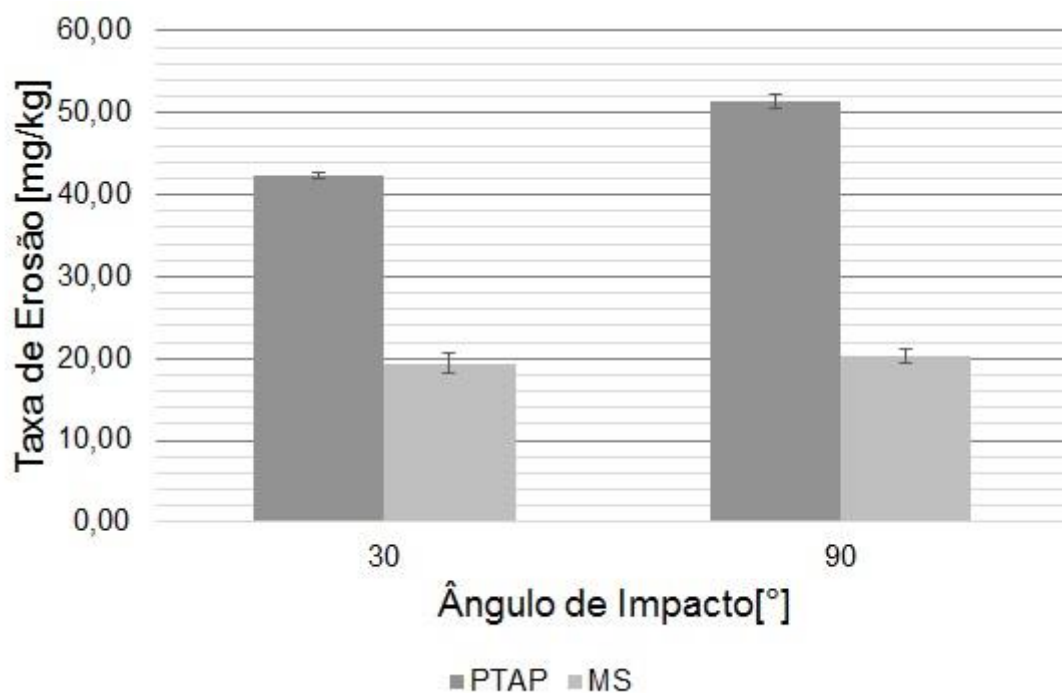


Figura 63 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 23°C). Fonte: autor.

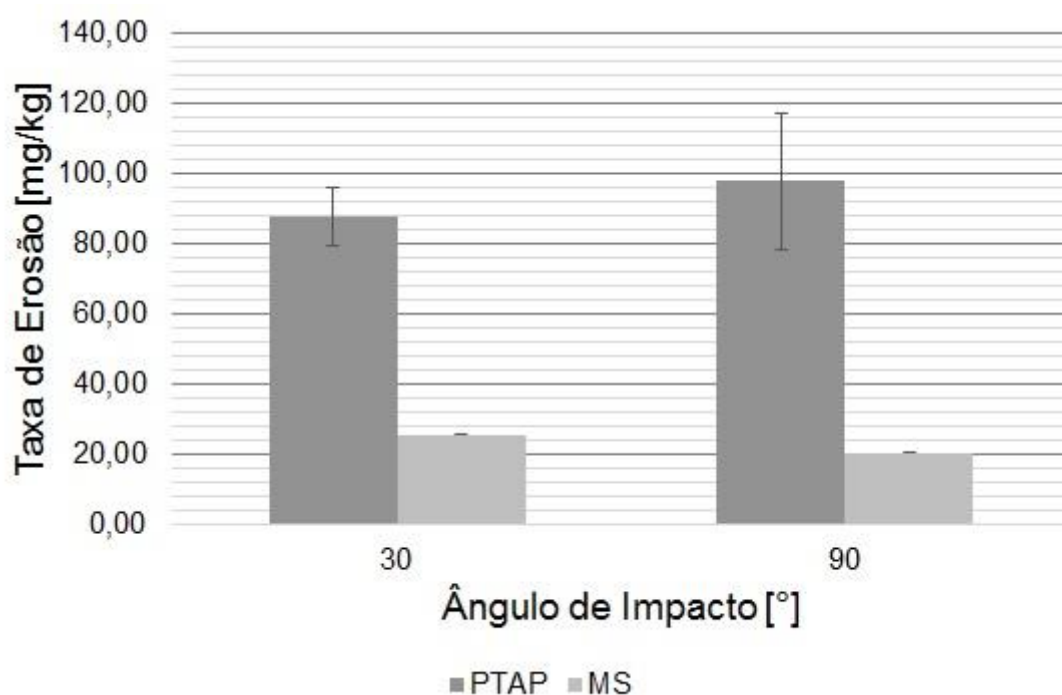


Figura 64 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão dos revestimentos MS e PTAP (hematita, 375°C). Fonte: autor.

Em alguns casos, observa-se a insensibilidade dos compósitos ao desgaste, quando se refere ao ângulo de impacto [52]. Pode-se observar que, apesar de parecer que a máxima taxa de erosão no revestimento PTAP na Figura 63 acontece a 90° , essa tendência pode ser enganosa. O aumento da taxa de erosão no PTAP quando erodido a temperatura ambiente e a diminuição da taxa no MS quando erodido a quente, pouco podem dizer a respeito do comportamento desses materiais. Em materiais cermets, a competição entre os mecanismos de desgaste faz a taxa de erosão fugir do comportamento puramente dúctil (pico de erosão a 30°) ou puramente frágil (pico de erosão a 90°) [3], podendo o pico se apresentar em ângulo intermediários como, por exemplo, 60° .

5 CONCLUSÕES

Levando-se em conta os resultados e discussões previamente apresentados a respeito do comportamento em erosão de revestimentos WC-Cr-Co, conclui-se que:

- O processo de deposição dos revestimentos, sendo responsável pela formação da microestrutura desejada, é um dos principais parâmetros no comportamento em erosão de materiais compósitos, especialmente os cermets;
- No geral, refinar os carbonetos promove uma distribuição mais homogênea de carbonetos pela matriz, com maior fração volumétrica e menor livre caminho médio entre eles o que pode, ou não, auxiliar na resistência ao desgaste;
- A natureza das fases presentes no compósito, bem como suas propriedades mecânicas (microdureza) e microestruturais (fração volumétrica de carbonetos e livre caminho médio entre carbonetos) são fatores preponderantes na resistência ao desgaste erosivo;
- O efeito da temperatura (até 375 °C) atuou mais diretamente na matriz ligante dúctil, quando o abrasivo utilizado foi hematita. De maneira geral, quanto maior a fração volumétrica de ligante no revestimento maior será a sensibilidade da taxa de erosão com a variação da temperatura e vice-versa. Em relação aos mecanismos de desgaste, a maior taxa de erosão do revestimento PTAP a quente foi atribuído a diminuição do número de ciclos de impactos repetitivos necessários para a ocorrência do esgotamento plástico, a 90°. A 30°, os mecanismos dúcteis (especialmente o microcorte) foram acentuados, levando a remoção do carboneto do sistema tribológico através da perda de sustentação que a matriz ligante desgastada dava a ele.
- Nos ensaios a quente, quando o abrasivo utilizado foi alumina, as taxas de erosão de ambos os revestimentos se elevaram. Os carbonetos do revestimento MS foram removidos por microtrincamento e, na fase ligante, o microsulcamento e microcorte estavam presentes. A maior resistência ao desgaste do revestimento PTAP foi atrelada a dureza do seu carboneto, que era maior que a da alumina.

- O efeito da dureza da partícula mostrou que o comportamento dos revestimentos, tanto a frio quanto quente, se inverteram quando o particulado passou de hematita para alumina. Quando erodidos com hematita, as durezas das fases duras de ambos os revestimentos eram superiores que o da hematita. Nessa situação, o desgaste ocorreu preferencialmente no ligante, por mecanismos plásticos, e o revestimento que possuía a maior fração volumétrica e menor livre caminho médio entre carbonetos resistiu mais: caso do MS. Quando erodidos com alumina, apenas o carboneto de tungstênio presente no revestimento PTAP era mais duro do que a alumina, logo o PTAP resistiu mais à erosão.
- O efeito do ângulo de impacto é inconclusivo, posto que os materiais compósitos fogem do comportamento puramente dúctil ou frágil, apresentando, por vezes, uma certa insensibilidade com o ângulo.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como prosseguimento dos estudos realizados neste trabalho, com base nos resultados apresentados, ainda existem aspectos que merecem ser investigados, tais como:

- identificar possíveis transformações de segunda fase que podem ter ocorrido durante o processo de deposição dos revestimentos MS e PTAP;
- realizar ensaios a temperaturas próximas de 800°C para investigar os efeitos e interações entre os mecanismos de erosão-oxidação;
- realizar ensaios cobrindo todo o intervalo de ângulos de impacto (30°, 45°, 60°, 75° e 90°) para tentar relacionar os mecanismos de desgaste e o comportamento da taxa de erosão com o ângulo de impacto.

7 REFERÊNCIAS

- [1] DOWNSON, D. **History of Tribology**. Longman, 1998.
- [2] SUNDARARAJAN, G.; ROY, M. Solid particle erosion behavior of metallic materials at room and elevated temperatures. **Tribology International**, v. 30, p. 339-359, 1997.
- [3] HUSSAINOVA, I. Some aspects of solid particle erosion of cermets. **Tribology International**, v. 34, p. 89-93, 2001.
- [4] FINNIE, I. Some reflections on the past and future of erosion. **Wear**, v. 186-187, p. 1-10, 1995.
- [5] LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão Térmica**. 2ª edição. São Paulo: Artliber, 2007.
- [6] TUNGSTEK DO BRASIL. **Processos de fabricação – carbetos de tungstênio em placas de desgaste e em manta**. Texto disponibilizado em 20 de fevereiro de 2016. <<http://tungstek.com.br/site/>>. Acesso em: 20 de fevereiro de 2016.
- [7] JOST, H. P. Tribology - Origin and Future. **Wear**, v. 136, p. 1-17, 1990.
- [8] HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Londres: Edward Arnold, 1992.
- [9] ASTM G40-02. **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. ASTM international. West Conshohocken. 2002.
- [10] BLAU, P. Embedding wear models into friction models. **Tribology Letters**, v. 34, p. 75-79, 2009.
- [11] STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. 1ª ed. [S.l.]: Elsevier, 2000.
- [12] SUNDARARAJAN, G.; SHEWMON, P. G. A new model for the erosion of metals at normal incidence. **Wear**, v. 84, p. 237-258, 1983.
- [13] STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W.; STACHOWIAK, G. B. **Experimental methods in Tribology**. 1ª ed. Amsterdam, Holanda: ELSEVIER B.V., 2004.
- [14] BASU, B.; KALIN, M. **Tribology of Ceramics and Composites**. 1ª Edição. New Jersey: John Wiley & Sons, 2011.

- [15] BAHADUR, S.; BADRUDDIN, R. Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion. **Wear**, v. 138, p. 189-208, 1990.
- [16] STACK, M. M.; STOTT, F. H. The significance of velocity exponents in identifying erosion-corrosion mechanisms. **Journal of Physique**, Colloque C9, Supplement au Journal de Physique, 111, 3, p. 687-694, 1993.
- [17] LEVY, A. V.; CHIK, P. The effects of erodent composition and shape on the erosion of steel. **Wear**, v. 89, p. 151-162, 1983.
- [18] ARABNEJAD, H.; SHIRAZI, S. A.; MCLAURY, B. S.; SUBRAMANI, H. J.; RHYNE, L. D.; The effect of erodente particle hardness on the erosion of stainless steel. **Wear**, v. 332, p. 1098-1103, 2015.
- [19] WADA, S.; WATANABE, N. Solid particle erosion of brittle materials. III. The interaction with material properties of target and that of impingement particle on erosive wear mechanism, **J. Ceram. Soc. Jpn.** 95, p. 573-578, 1987.
- [20] SRINIVASAN, S.; SCATTERGOOD, R. O. Effect of erodent hardness on erosion of brittle materials. **Wear**, v. 128, p. 139-152, 1988.
- [21] HUSSAINOVA, I.; KUBARSEPP, J.; PIRSO, J. Mechanical properties and features of erosion of cermets. **Wear**, v. 250, p. 818-825, 2001.
- [22] HAMBLIN, M. G.; STACHOWIAK, G. W. A multi-scale measure of particle abrasivity. **Wear**, v. 185, p. 225-233, 1995.
- [23] SHELDON, G. L.; FINNIE, I. On the ductile behavior of nominally brittle materials during erosive cutting, **Transactions ASME**, v. 88, p. 387-392, 1966.
- [24] ANAND, K.; HOVIS, S. K.; CONRAD, H.; SCATTERGOOD, R. O. Flux effects in solid particle erosion. **Wear**, v. 118, p. 243-257, 1987.
- [25] ARNOLD, J. C.; HUTCHINGS, I. M. Flux rate effects in the erosive wear of elastomers. **Journal of Materials Science**, v. 24, p. 833-839, 1989.
- [26] STACK, M. M.; STOTT, F. H.; WOOD, G. C. Review of mechanisms of erosion-corrosion of alloys at elevated temperatures. **Wear**, v. 162-164, p. 706-712, 1993.
- [27] LEVY, A. V.; YAN, J.; PATTERSON J. **Proc. Int. Conf. On Wear of Materials, (Ed. Ludema K.) ASME**, New York, 1985, 708.
- [28] CHANG, S. C.; PETTIT, F. S.; BIRKS, N. **Oxid. Metals** 1990, 34, (1/2), 47.

- [29] SUNDARARAJAN, G. Na analysis of the erosion-oxidation interaction mechanisms. **Wear**, v.145, p. 251-282, 1991.
- [30] LEVY, A. V.; MAN, Y. F. Erosion-corrosion mechanisms and rates in Fe-Cr steels. **Wear**, v. 131, p. 39-51, 1989.
- [31] ZHOU, J.; BAHADUR, S. Erosion characteristics of alumina ceramics at high temperatures. **Wear**, v. 181-183, p. 178-188, 1995.
- [32] STACK, M. M.; PEÑA, D. Solid particle erosion of Ni-Cr/WC metal matrix composites at elevated temperatures: construction of erosion mechanism and process control maps. **Wear**, v.203-204, p. 489-497, 1997.
- [33] SHETTY, D. K.; WRIGHT, I. G.; CLAUSER, A. H. Effects of composition and microstructure on the slurry erosion of WC-Co cermets. **Wear**, v. 114, p. 1-18, 1987.
- [34] HAUGEN, K.; KVERNVOLD, O.; RONOLD, A.; SANDBERG, R. Sand erosion of wear-resistant materials: erosion in choke valves. **Wear**, v. 186-187, p. 179-188, 1995.
- [35] ASTM G76-13. **Standard Test Method of Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets**. ASTM international. West Conshohocken. 2013.
- [36] KLIMPEL, A.; LISIECKI, A.; KLIMPEL, A. S.; RZEZNIKIEWICZ, A. Robotized GMA surfacing of cermet deposits. Journal of Achievements. **Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, p. 4, 2006.
- [37] LIAO, H.; NORMAND, B.; CODDET, C. Influence of coating microstructure on the abrasive wear resistance of WC/Co cermet coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 124, p. 235-242, 2000.
- [38] STEWART, D. A.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders. **Acta Materialia**, v. 48, p. 1593-1604, 2000.
- [39] KUMARI, K.; ANAND, K.; BELLACCI, M.; GIANNOZZI, M. Effect of microstructure on abrasive wear behavior of thermally sprayed WC-10Co-4Cr coatings. **Wear**, v. 268, p. 1309-1319, 2010.
- [40] ASTM G65-94, **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. ASTM international. West Conshohocken. 2011.

- [41] LU, S. P.; KWON, O. Y.; GUO, Y. Wear behavior of brazed WC/NiCrBSi(Co) composite coatings. **Wear**, v. 254, p. 421-428, 2003.
- [42] STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W. Tribological characteristics of WC-based claddings using a ball-cratering method. **Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 28, p. 95-105, 2010.
- [43] JULIOT, C.; BUCHOLZ, D. **Erosion resistance of infiltration brazed tungsten carbide cladding**, apresentado em 2005 em: TAPPI, engineering, pulping and environmental conference. 30 de agosto de 2005.
- [44] ALLEN, C.; SHEEN, M.; WILLIAMS, J.; PUGSLEY, V. A. The wear of ultrafine WC-Co hard metals. **Wear**, v. 250, p. 604-610, 2001.
- [45] PAUL, C. P.; MISHRA, S. K.; TIWARI, P.; KUKREJA, L. M. Solid particle erosion behavior of WC/Ni composite clad layers with diferente contents of WC particles. **Optics and Laser Technology**, v. 50, p. 155-162, 2013.
- [46] DA SILVA, L. R. R. **Estudo do Desgaste por Erosão a Quente de Revestimento WC-Cr-Co**. Vitória: Dissertação, PPGEM, Universidade Federal do Espírito Santo, 2013.
- [47] ASTM E562-08, **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. ASTM international. West Conshohocken. 2011.
- [48] VOORT, G.F.V. **Metallography - Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1984.
- [49] NBR 7181. **Solo – Análise Granulométrica: Método de Ensaio**. ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas. 1984.
- [50] CALVI, D. P. **Construção e Validação de Erosímetro a Jato de Ar**. Vitória: Dissertação, PPGEM, Universidade Federal do Espírito Santo, 2009.
- [51] RUFF, A. W.; IVES, L. K. Measurement of solid particle velocity in erosive wear. **Wear**, v. 35, p. 195-199, 1975.
- [52] WHEELER, D. W.; WOOD, R. J. K. Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves. **Wear**, v. 258, p. 526-536, 2005.

ANEXO A – OXIDAÇÃO DAS AMOSTRAS EM PRÉ-TESTES

Devido ao fato de da Silva [46] ter realizado ensaios em temperatura de 375 °C, o mesmo contabilizou a perda ou o ganho de massa que poderia ocorrer em cada material, em consequência, exclusiva, da oxidação. Para isso, o autor [46] simulou as mesmas condições de ensaio, porém não alimentou o fluxo de ar com os erodentes. Com isso, a diferença de massa relativa à oxidação foi associada à perda de massa por erosão da seguinte maneira:

$$\%m_{ox} = \frac{m_i - m_f}{m_i} \quad (3)$$

onde, m_i é a massa inicial da amostra, m_f é a massa final da amostra após o ensaio à quente sem erodente e $\%m_{ox}$ é a porcentagem de variação de massa da amostra em relação à massa inicial da mesma.

Não constatada oxidação diretamente nos revestimentos das amostras, mas apenas nos substratos, contabilizou-se a diferença de massa, proporcionalmente à massa oxidada do substrato que tinha oxidado, na hora de pesar a diferença de massa no ensaio de erosão. Os ensaios não foram qualificados como corrosão-erosão no ponto de impacto das partículas, pois o desgaste não atingiu o substrato. A tabela 7 mostra essa variação de massa devida, exclusivamente, à oxidação.

Tabela 7 - Diferença de massa relacionada à oxidação dos substratos, mostrando, na última coluna, a porcentagem de ganho ou perda de massa em relação à massa inicial da amostra.

Amostra	Massa [g]		ΔM [g]	%
	Inicial	Final		
PTAP_8000	135,5491	135,5457	0,0034	0,0025%
PTAP_4800	118,8707	118,8684	0,0023	0,0019%
PTAP_USIAR400	127,1542	127,1519	0,0023	0,0018%
MS_A36	74,7842	74,7860	-0,0018	-0,0024%

Fonte: [46].

ANEXO B – DADOS DOS ENSAIOS DE EROSÃO

B.1 – CONDIÇÃO 1

Tabela 8 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Al_2O_3 , 70 m/s, 90°, 23°C.

Amostra	Massa [g]		Taxa de Partículas [g/min]	Erosão [mg/min]	Taxa de erosão [mg/kg]
	Inicial	Final			
PTAP_8000	142,8928	142,8109	70	8,19	117,0
	145,4773	145,3967	70	8,06	115,1
	118,0985	118,0175	70	8,10	115,7
	122,6610	122,5901	70	7,09	101,3
	144,5110	144,4367	70	7,43	106,1
PTAP_4800	123,7457	123,6766	70	6,91	98,7
	125,7253	125,6675	70	5,78	82,6
	117,2367	117,1688	70	6,79	97,0
	127,2857	127,2293	70	5,64	80,6
	124,4832	124,4168	70	6,64	94,9
PTAP_USIAR400	128,0025	127,9429	70	5,96	85,1
	134,5193	134,4560	70	6,33	90,4
	127,1495	127,0831	70	6,64	94,9
	127,0304	126,9672	70	6,32	90,3
	130,3265	130,2658	70	6,07	86,7
MS_A36	74,0183	73,9411	70	7,73	110,4
	80,1304	80,0536	70	7,68	109,7
	71,9118	71,8401	70	7,17	102,4
	77,1071	77,0291	70	7,80	111,4
	75,2790	75,2076	70	7,14	102,0

Fonte: [46].

B.2 – CONDIÇÃO 2

Tabela 9 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Fe₂O₃, 70 m/s, 90°, 375°C.

Amostra	Massa [g]		Taxa de Partículas [g/min]	Erosão [mg/min]	Taxa de erosão [mg/kg]
	Inicial	Final			
PTAP_8000	140,3870	140,2996	70	8,39	119,8
	124,7942	124,7169	70	7,42	106,0
PTAP_4800	120,0277	119,9420	70	8,34	119,2
	124,5031	124,4433	70	5,74	82,0
PTAP_USIAR400	132,7489	132,6932	70	5,33	76,2
	127,9672	127,9057	70	5,92	84,6
MS_A36	75,2743	75,2587	70	1,74	24,8
	71,3267	71,3170	70	1,14	16,3

Fonte: [46].

Nota: Nos dados da quarta coluna (Erosão [mg/min]), já foram descontados a parcela referente, exclusivamente, à oxidação.

B.3 – CONDIÇÃO 3

Tabela 10 - Taxa de erosão dos revestimentos. Parâmetros do ensaio: Fe₂O₃, 70 m/s, 30°, 375°C.

Amostra	Massa [g]		Taxa de Partículas [g/min]	Erosão [mg/min]	Taxa de erosão [mg/kg]
	Inicial	Final			
PTAP_8000	145,3034	145,2497	50	5,01	100,1
	140,4913	140,4415	50	4,63	92,6
PTAP_4800	119,8286	119,7795	55	4,68	85,1
	125,7937	125,7412	55	5,01	91,1
PTAP_USIAR400	125,9866	125,9425	50	4,18	83,7
	122,6733	122,6330	50	3,81	76,2
MS_A36	73,1882	73,1770	50	1,30	25,9
	76,8255	76,8146	50	1,27	25,4

Fonte: [46].

Nota: Nos dados da quarta coluna (Erosão [mg/min]), já foram descontados a parcela referente, exclusivamente, à oxidação.

ANEXO C – CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

C.1 – FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS

O procedimento para mensurar a fração volumétrica carbonetos de acordo com a norma [47] cumpre os seguintes passos.

1º. Escolhe-se a quantidade de pontos que se interceptam num reticulado, isto é, de acordo com a fração volumétrica visual de cada amostra. Para as amostras deste trabalho, foram escolhidos 25 pontos, sendo um reticulado 5 x 5:

2º. Faz n_m número medições da fração pontual (P_c) de carbonetos por pontos totais dos reticulados e calcula a fração pontual média ($\bar{P}_c$):

$$\bar{P}_c = \frac{1}{n_m} \sum P_c(i) \quad (5)$$

3º. Calcula o desvio padrão (s) da fração pontual:

$$s = \frac{1}{n_m - 1} \sum [P_c(i) - \bar{P}_c] \quad (6)$$

4º. Escolhe-se o nível de Intervalo de Confiança (IC), em que foram escolhidos 95% neste trabalho e calcula-o de acordo com a tabela 11, com os fatores multiplicantes (t):

$$95\%IC = t \frac{s}{\sqrt{n_m}} \quad (7)$$

Tabela 11 – Multiplicadores para 95% de Intervalo de Confiança.

Nº de Campos n	t	Nº de Campos n	t	Nº de Campos n	t
5	2,776	15	2,145	25	2,064
6	2,571	16	2,131	26	2,060
7	2,447	17	2,12	27	2,056
8	2,365	18	2,11	28	2,052
9	2,306	19	2,101	29	2,048
10	2,262	20	2,093	30	2,045
11	2,228	21	2,086	40	2,020
12	2,201	22	2,080	60	2,000
13	2,179	23	2,074	∞	1,969
14	2,160	24	2,069		

Fonte: [47].

Como foram medidos 70 campos, então foi utilizado o fator multiplicante como o de 60 campos, buscando dar uma melhor precisão ($t = 2,000$).

5º. Depois de ter calculado o intervalo de confiança, faz-se o cálculo da fração volumétrica (V_F):

$$V_F = \bar{P}_C \pm 95\%IC \quad (8)$$

6º. Tendo esses valores em mãos, pode-se calcular a precisão relativa (%PR):

$$\%PR = \frac{95\%IC}{\bar{P}_C} \cdot 100 \quad (9)$$

Onde todas as precisões relativas foram acima de 30%.

C.2 – LIVRE CAMINHO MÉDIO ENTRE CARBONETOS

O procedimento do livre caminho médio (λ) foi dado de acordo com a literatura [48].

1º. Foi medido o número médio de intercessão linear (N_L), em que é dada a razão do número de carbonetos (N_C) que interceptam uma linha (L).

Essa linha possui medida de $L = 1500,35 \mu m$ para os materiais com revestimento PTAP e $L = 400,02 \mu m$ para o revestimento MS, já que o tamanho dos carbonetos era diferente.

$$N_L = \frac{N_C}{L} \quad (10)$$

Depois é medido e calculado o livre caminho médio (λ):

$$\lambda = \frac{1 - V_F}{N_L} \quad (11)$$