

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

LUIZ RAFAEL RESENDE DA SILVA

**ESTUDO DO DESGASTE POR EROSÃO A QUENTE DE REVESTIMENTO
WC-Cr-Co**

**VITÓRIA - ES
2013**

LUIZ RAFAEL RESENDE DA SILVA

**ESTUDO DO DESGASTE POR EROSÃO A QUENTE DE REVESTIMENTO
WC-Cr-Co**

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

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

**VITÓRIA - ES
2013**

LUIZ RAFAEL RESENDE DA SILVA

**ESTUDO DO DESGASTE POR EROSÃO À QUENTE DE REVESTIMENTO
WC-Cr-Co**

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

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Cherlio Scandian

Universidade Federal do Espírito Santo – UFES
Orientador

Prof. Dr. Antonio Cesar Bozzi

Universidade Federal do Espírito Santo – UFES
Banca Examinadora Interna

Prof. Dr. Roberto Martins de Souza

Universidade de São Paulo – USP
Banca Examinadora Externa

Prof. Dr. Washington Martins da Silva Junior

Universidade Federal de Uberlândia – UFU
Banca Examinadora Externa

“Não há nada melhor para o homem do que comer e beber, e fazer com que sua alma goze do bem do seu trabalho. Também vi que isto vem da mão de Deus.”

Eclesiastes 2:24

DEDICATÓRIA

A Deus e a minha família

AGRADECIMENTOS

Sabendo que o crescimento científico é necessário ao cooperativismo e sem este as pesquisas não se desenvolvem, venho agradecer aos pontos chave que contribuíram para a elaboração desta dissertação, a saber:

Ao Programa Petrobras de Formação de Recursos Humanos da Agência Nacional de Petróleo (PRH n.º 29 – ANP) pelo apoio financeiro.

Ao professor doutor Cherlio Scandian, que me orientou nos estudos.

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

Ao professor doutor Patrício José Moreira Pires, pela cessão da peneira ASTM 60 do Laboratório de Mecânica dos Solos para o peneiramento da hematita.

Aos mestrados Tiago e Lionel Limol Loic, pela ajuda no ensaio da distribuição granulometria dos particulados (por métodos das peneiras) de hematita e alumina, realizados no Laboratório de Precipitadores Eletrostáticos da UFES.

À empresa Samarco, pela doação da hematita e dos materiais ensaiados (revestimento de carboneto complexo de tungstênio por PTA-P nos materiais CREUSABRO 8000, CREUSABRO 4800 e USI AR 400 e revestimento de carboneto complexo de tungstênio feito por manta sinterizada no aço A36).

Ao técnico de laboratório Nishida, pela obtenção das micrografias com o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do LCSM/UFES.

Ao mestrando Leandro Entringer, pela obtenção das topografias das superfícies com o analisador tridimensional de superfícies do LCSM/UFES.

Ao mestrando Bruno Corveto Bragança, pela ajuda dos ensaios realizados no laboratório TRICORRMAT/UFES.

Ao professor doutor Marcelco Camargo e ao professor Me. Heiter Ewald, pela ajuda na revisão do trabalho.

À professora Ma. Karla Dubberstein, pela ajuda na apresentação e na formatação do trabalho escrito..

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 ambiente; na segunda e terceira, ensaiadas em temperatura elevada de 375°C, 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 impactando a amostra dos ensaios seguiu a norma ASTM G 76. As microestruturas geradas pelos processos de deposição influenciaram diretamente a taxa de desgaste. Para a primeira condição, todos os materiais apresentaram microtrincamento no carboneto e microsulcamento e microcorte no ligante, o que foi devido à dureza do abrasivo alumina. Já para a segunda e terceira condições, nas quais os ensaios ocorreram com partículas abrasivas de hematita, houve redução do número de microtrincas presentes nos carbonetos e o desgaste da fase ligante ao redor do carboneto, contribuindo nos dois principais mecanismos de perda de massa. Nos ângulos rasos, observou-se que o desgaste do ligante na direção de impacto do abrasivo havia arrancado os carbonetos. Nos ensaios com hematita a 375°C, o processo de revestimento por manta sinterizada proporcionou resistência ao desgaste quatro vezes maior, aproximadamente, que os revestimentos depositados por soldagem PTAP, independentemente do ângulo de impacto. Procedeu-se à caracterização das partículas abrasivas e das amostras por meio de microscopia eletrônica de varredura e micrografia qualitativa. Houve macro e microdureza das amostras relacionando-as com o comportamento em erosão.

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

ABSTRACT

This work studies the solid particle erosion behavior of WC-Co-Cr coatings, deposited by welding process PTAP (*Plasma Transferred Arc Powder*) and sintered blanket.

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 device 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 abrasive particle used was alumina, with an impact angle of 90° at room temperature. For the second and third conditions studied, test were performed at high temperature of 375 °C with hematite as abrasive 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 flow of particles impacting the sample was 2 mg/mm².s. Tests were conducted to ASTM G 76.

It was observed that the microstructure produced by the deposition process has a direct influence on the erosion resistance. For the first condition it was noted that all materials presented microcracks in the carbides and microcutting and micro ploughing in the binder phase. The micromechanisms observed in the case were due to the hardness of the alumina particles hardness. For the second and third conditions, in which hematite was used as erodent particle, there was a reduction on the number of microcracks in the carbides and the wear of the binder phase around the carbides was the main wear mechanism. For the third condition, as expected for low impact angles, it was observed that the carbides were pulled off by the wear of the binder phase in the direction of the particles impact. The coatings produced by the sintered blanket process showed a wear resistance four times greater than those obtained by PTAP.

Samples and abrasive particles were characterized by scanning electron microscopy and quantitative analysis. Macro and micro hardness of the samples were also measured and related to the erosion behavior.

.

Keywords: coating WC-Co-Cr, welding PTAP, blanket sintered, solid particle erosion, erodent.

SUMARIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS	3
2.1.1	Mecanismos dúcteis	4
2.1.2	Mecanismos frágeis	6
2.2	PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM O DESGASTE EROSIVO	8
2.2.1	Dureza da partícula	8
2.2.2	Forma da partícula	9
2.2.3	Tamanho da partícula	10
2.2.4	Ângulo de impacto	11
2.2.5	Velocidade de impacto	12
2.2.6	Temperatura do ensaio	14
2.3	PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS WC E LIGANTES	196
2.3.1	Soldagem por aspersão térmica (HVOF)	16
2.3.2	Soldagem por processo de detonação (D-Gun)	16
2.3.2	Soldagem por deposição PTA-P	17
2.3.4	Deposição por manta sinterizada	18
2.4	COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO REVESTIMENTO	19
3	MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1	MATERIAIS EMPREGADOS	27
3.1.1	Caracterização dos revestimentos	27
3.1.2	Caracterização das partículas	30
3.2	ENSAIOS DE EROSÃO	31
3.2.1	Condições ensaiadas	32
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	35
4.1	CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS	35
4.1.1	Fração volumétrica dos carbonetos	35
4.1.2	Livre caminho médio entre os carbonetos	36
4.1.3	Composição química semi-quantitativa dos revestimentos	37
4.1.4	Rugosidade superficial dos revestimentos	38
4.1.5	Dureza dos revestimentos	39
4.1.6	Caracterização microestrutural da superfície	41
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS PARTÍCULAS	42
4.2.1	Tamanho das partículas	43
4.2.2	Morfologia das partículas	44
4.3	COMPORTAMENTO EM EROSÃO DOS REVESTIMENTOS	46
4.3.1	Condição I	47
4.3.2	Condição II	54
4.3.3	Condição III	60
	CONCLUSÕES	65

5	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	67
	ANEXO A.....	71
	ANEXO B.....	74
	ANEXO C.....	77
	ANEXO D.....	78

Lista de Figuras

Figura 1 - Diagrama que apresenta as forças que podem agir na partícula no contato com uma superfície. Fonte: [10].	4
Figura 2 - Forma de deformação e destacamento de material caracterizado no mecanismos dúctil. Fonte: [10].	5
Figura 3 - A geometria da trinca cone Hertizian formada por um carregamento normal em uma esfera contra uma superfície planar de um material frágil. Fonte: [10].	6
Figura 4 - Diagrama mostrando a formação de trinca em material frágil devido a indentação pontual. A carga normal aumentando de (a) para (c), e o alívio de carga de (d) para (f). Fonte [10].	7
Figura 5 - Taxa de desgaste por erosão do revestimento WC-12%Co com função da razão do oxigênio e o combustível no ensaio para as condições: (a) ângulo de impacto de 30°, velocidade de 25 m/s e 45 m/s e (b) ângulo de impacto de 90°, velocidade de 25 m/s e 45 m/s. Fonte: [11].	8
Figura 6 - Ilustração do contato entre uma partícula abrasiva sobre carga normal e uma superfície plana. (a) Se H_a é maior que $\sim 1,2 H_s$, a partícula causará indentação, (b) se H_a é menor que $\sim 1,2 H_s$, vai ocorrer escoamento plástico na partícula. Fonte: [10].	9
Figura 7 - Método de avaliar a forma da partícula SPQ, o qual ilustra a aspereza da partícula baseada na sua altura além do raio circunscrito na partícula. Fonte: [12].	10
Figura 8 - Taxas de desgaste do cobre sobre condições de abrasão de dois e três corpos e na erosão, devido às partículas de carbonetos de silício de diferentes tamanhos. Fonte: [13].	11
Figura 9 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis. Fonte: [15].	12
Figura 10 - Influência do ângulo de impacto, para alta energia de impacto (28 m/s), em diversos materiais. Fonte: [16].	12
Figura 11 - Gráfico da perda de massa pelo tempo para a liga de aço temperado em água Fe-0,6%C. Condição da erosão: velocidade: variável; ângulo de impacto: 90°; temperatura: 25°C; abrasivo: 335 μ m Al ₂ O ₃ ; taxa de partícula: 90 g/min. Fonte: [17].	13
Figura 12 - Variação da taxa de erosão com a temperatura para algumas diferentes ligas. Fonte: [21].	14
Figura 13 - Esquema dos comportamentos na erosão metálica: (a) e (b) com uma fina e dúctil camada de óxido; comportamento da erosão óxida (c); camada espessa de óxido. Fonte: [22].	15
Figura 14 - Esquema do método de deposição por aspensão térmica (HVOF). Fonte: [24].	16
Figura 15 - Esquema do processo de deposição por explosão (D-Gun). Fonte: [26].	17
Figura 16 - Esquema do bico de solda utilizado no processo de deposição por PTA-P. Fonte: [27].	17
Figura 17 - Ilustração do método de deposição pelo processo de manta sinterizada. Fonte: [3].	18
Figura 18 - Taxa de erosão para revestimentos depositados por manta (WC200, WC219 e WC210), para variados ângulos de impacto Fonte: [3].	20

Figura 19 - Micrografia dos revestimentos. (a) W1, (b) W2, (c) W3, (d) W4. Fonte: [35].	21
Figura 20 - Micrografia que mostra a microestrutura obtida do revestimento de WC-2. WC (apresentado nas áreas A e E); carboneto de tungstênio de ordem nanométrica é apresentado na área B. Fonte: [31].	23
Figura 21 - Resultados de desgaste para revestimentos WC obtidos da norma ASTM G 76 (45° ângulo de impacto, alumina 50 µm, 70 m/s). Fonte: [36].	23
Figura 22 - Gráfico mostrando a perda de massa acumulada durante o ensaio de erosão em solução. Abrasivo: quartzo. (a) abrasivo 103-150 µm. (b) abrasivo 350-500 µm. Fonte: [37].	24
Figura 23 - Imagens que apresentam a superfície erodida de (a) CWC e (b) NWC erodidos com Si ₂ O ₃ (quartzo) em 10% de concentração. Em (c) e (d) com 30% de concentração de Si ₂ O ₃ ; (e) alta ampliação das trincas formadas na cratera do CWC com 30% de concentração de Si ₂ O ₃ ; (f) trinca retida no revestimento NWC. Fonte: [37].	25
Figura 24 - Efeito da adição de %WC na resistência à erosão de revestimentos depositados por HVOF. Fonte: [38].	26
Figura 25 - (a) ilustração que expõe o efeito do tamanho do grão de WC na taxa de desgaste erosivo, variando a porcentagem de Co como ligante; (b) efeito do livre caminho médio na resistência ao desgaste erosivo, variando também o tamanho do carboneto. Fonte [39]	26
Figura 26 - Amostras dos materiais como recebidas: em (a) observa-se a superfície do revestimento realizado sobre o aço CREUSABRO 8000, em que foi utilizado como exemplo, pois caracteriza o mesmo revestimento sobre o aço CREUSABRO 4800 e o aço USIAR 400; em (b) apresenta-se a superfície do revestimento sobre o aço A36.	28
Figura 27 - Esquema do erosímetro a jato de ar utilizado nos ensaios: (1) alimentação de ar; (2) tratamento de controle de ar; (3) aquecimento e controle da temperatura; (4) alimentação de partícula; (5) aceleração das partículas; (6) câmara de ensaios; (7) saída de gases.	31
Figura 28 - Fração volumétrica de carbonetos na matriz de ligante para os materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.	35
Figura 29 - Livre caminho médio (λ) entre carbonetos dos materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.	36
Figura 30 - Micrografias utilizadas para a coleta da análise química (EDS). (a) Micrografia do MS_A36 (1000x) esboçando os EDS pontuais dos carbonetos. (b) Micrografia do PTA_8000 (800x) esboçando os EDS globais do ligante.	37
Figura 31 - Análise da composição química em peso percentual (wt%) do ligante feita por EDS global nos materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.	37
Figura 32 - Rugosidade superficial média dos revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.	38
Figura 33 - Dureza Rockwell C feita nos revestimentos das amostras de PTAP_8000, MS_A36, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400.	39
Figura 34 - Microdureza feita nos microconstituintes dos revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36 (indentações feitas na matriz, nos carbonetos e particularmente na terceira fase encontrada no MS_A36, denominada como aglomerado de tungstênio.	39
Figura 35 - Microestrutura presente na amostra MS_A36. Podem-se observar o aglomerado de carbonetos de tungstênio de ordem nanométrica de tungstênio e os	

carbonetos convencionais, ambos na cor clara, além do ligante presente na cor escura.	40
Figura 36 - Micrografia via MEV: (a) revestimento MS_A36 que identificam poros pequenos e homogeneidade na distribuição dos carbonetos; (b) revestimento PTAP_8000 apresenta trincas na superfície; (c) revestimento PTAP_USIAR 400 que ilustra a heterogeneidade da distribuição dos carbonetos na matriz, (d) e revestimento PTAP_4800 apresentando grandes poros.....	41
Figura 37 - Micrografia no microscópio ótico, ilustrando as trincas no revestimento PTAP_8000 próximas à interface dos passos de solda.	42
Figura 38 - Gráfico com a distribuição granulométrica da alumina, com 67,6% a 53 μm	43
Figura 39 - Gráfico com a distribuição granulométrica da hematita, com 41,8% a 25 μm e 16,5% a 75 μm	43
Figura 40 - Microscopia feita nas partículas antes e após a realização dos ensaios. (a) alumina virgem, (b) hematita virgem, (c) alumina após o ensaio, (d) hematita após o ensaio.....	44
Figura 41 - Fator de esfericidade das partículas de alumina e hematita antes (virgem) e depois do ensaio (usada).	45
Figura 42 - Gráfico que indica a taxa de desgaste, em mm^3/g , a 70 m/s nas três condições: condição I – alumina, 23°C e 90°C; condição II – hematita, 375°C e 90°C; condição III – hematita, 375°C e 30°C) realizado para os quatro materiais (PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36).	46
Figura 43 - Condição I – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – alumina; temperatura do ensaio – 23°C; ângulo de impacto – 90°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.	47
Figura 44 - Micrografia dos micromecanismos encontrados no revestimento PTAP_8000 na condição I dos ensaios de erosão. Observa-se o microsulcamento desgastando a matriz ao redor dos carbonetos e as microtrincas no revestimento e no carboneto.	48
Figura 45 - Micrografia dos micromecanismos de desgaste dúctil em torno do carboneto do revestimento PTAP_8000 na condição I	49
Figura 46 - Micrografia de uma microtrinca no carboneto de tungstênio do revestimento PTAP_8000 na condição I.	49
Figura 47 - MEV do revestimento MS_A36, a qual esboça os micromecanismos (microindentação nos carbonetos e microsulcamento na matriz e na fase de aglomerado de tungstênio nanométrico, para a condição I).....	50
Figura 48 - Imagem micrográfica das microindentações no carboneto de tungstênio do revestimento MS_A36, para a condição I.....	51
Figura 49 - Imagem micrográfica da matriz do MS_A36 onde ilustram os microsulcamentos ocasionados pelos impactos sucessivos da alumina na condição I.	51
Figura 50 - MEV dos microsulcamentos do revestimento MS_A36 localizado no microconstituente aglomerado de carboneto de tungstênio nanométrico devido aos impactos da alumina na condição I.	52
Figura 51 - Micromecanismos analisados no MEV, na condição I ensaiada no PTAP_4800. Fraturas nos carbonetos que foram arrancados devido ao desgaste da matriz por micromecanismo dúctil.	53
Figura 52 - MEV na condição I ensaiada no PTAP_USIAR 400. Microfratura nos carbonetos e micromecanismo dúctil na matriz.....	53

Figura 53 - Condição II – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – hematita; temperatura do ensaio – 375°C; ângulo de impacto – 90°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.	54
Figura 54 - MEV na condição II ensaiada no PTAP_8000. Microtrincamento nos carbonetos e na matriz.	55
Figura 55 - Condição II – MEV da matriz do revestimento PTAP_8000, ilustrando os micromecanismos dúcteis na matriz.	56
Figura 56 - Microscopia realizada no MEV após os ensaios feitos na condição II, exibindo os microtrincamentos nos carbonetos (a) PTAP_4800 e (b) PTAP_USIAR 400.	56
Figura 57 - MEV os carbonetos de tungstênio expostos devido aos microssulcamentos na matriz (a) PTAP_4800 e (b) PTAP_USIAR 400, ambos os materiais ensaiados na condição II.	57
Figura 58 - Micrografia do revestimento MS_A36 obtida por MEV, ilustrando os micromecanismos de microssulcamento na matriz, após os ensaios de desgaste erosivo na condição II.	58
Figura 59 - Microscopia da matriz no revestimento MS_A36 em que foi microssulcada pelas partículas de hematita nos ensaios de erosão realizados na condição II.	58
Figura 60 - Micrografia do carboneto de tungstênio do revestimento MS_A36 obtida por MEV após o ensaio de erosão na condição II. Não se observou microindentação como a encontrada para a condição I.	59
Figura 61 - MEV que ilustra o aglomerado de carbonetos nanométricos de tungstênio, do revestimento MS_A36, após o ensaio de erosão na condição II. Observa-se também a ausência de microssulcamento.	59
Figura 62 - Condição III – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – hematita; temperatura do ensaio – 375 °C; ângulo de impacto – 30°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.	60
Figura 63 - Micrografia do mecanismo de desgaste por erosão nos revestimentos revestidos por PTAP na condição III (ângulo raso de 30°), apresentando microssulcamento e microcorte na direção em que as partículas incidiram nas amostras (a) PTAP_8000, (b) PTAP_4800 e (c) PTAP_USIAR 400.	61
Figura 64 - MEV que mostra o desgaste no revestimento PTA_4800, na condição III, como exemplo. Isso também aconteceu nos revestimentos PTAP_8000 e PTAP_USIAR 400, em que a matriz foi escareada pelo abrasivo ao redor dos carbonetos, indicando ainda um carboneto arrancado. A seta vermelha indica a direção do jato de partículas.	62
Figura 65 - Microscopia das amostras após o ensaio de desgaste por erosão na condição III, apresentando a diferença entre a homogeneidade entre os revestimentos por manta sinterizada (a) MS_A36 e PTAP (b) PTAP_USIAR 400 e manta sinterizada e sua influência no mecanismo de desgaste.	63
Figura 66 - MEV do revestimento MS_A36, depois de ter sido ensaiado na condição III, em que apresenta uma partícula de hematita engastada na amostra. Apresenta também os micromecanismos atuantes no revestimento, como microssulcamento e microcorte, direcionados pelo sentido do jato de partícula especificado pela seta vermelha à direita.	64

Figura D. 1 – Comparação das velocidades do fluxo com particulado na amostra para temperatura ambiente (23 °C) e elevada temperatura (375 °C).....78

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Desgaste abrasivo relacionado com dureza e livre caminho médio (L.C.M.) dos revestimentos. Fonte: [35].	22
Tabela 2 - Identificação das amostras com as respectivas especificações como recebidas e das mesmas amostras identificadas neste trabalho.	27
Tabela 3 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas.....	32
Tabela A. 1 - Composição química dos aços que foram usados como substrato para os revestimentos.	71
Tabela B. 1 – Multiplicadores para 95% de Intervalo de Confiança. [38]	75
Tabela C. 1 – Diferença de massa relacionada a oxidação dos substratos, mostrando o valor em porcentagem da amostra que foi oxidado.....	77

Lista de Siglas e Abreviaturas

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

ANP - Agência Nacional de Petróleo

ASTM - American Society for Testing and Materials

CBN - Cubic Boron Nitride

CWC - Carboneto de Tungstênio Convencional

De-Gun - Detonation Gun

EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva

HVOF - High Velocity Oxygen Fuel

IPT - Instituto de Pesquisa Tecnológica

LCSM - Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais

MEV - Microscopia eletrônica de varredura

NWC - Carboneto de Tungstênio Nanoestrutural

PAW - Plasma Arc Welding

PCD - Polycrystalline Diamond

PPGEM - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

PTAP - Plasma Transferred Arc Powder

PRH - Programa de Recursos Humanos

PWM - Pulse Width Modulation

REF - Reference Erosion Factors

SPQ - Spike Parameter Quadratic

TRICORRMAT - Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais

UFES - Universidade Federal do Espírito Santo

Lista de Símbolos

WC: Carboneto de Tungstênio

E: Erosão

k_1 : Constante de Desgaste

ρ : Densidade do Material Base

U: Velocidade da Partícula

n: Expoente da Velocidade

H: Dureza do Material Base

$f_1(\theta)$: Função do Ângulo de Impacto

r: Raio da Partícula

K_{Ic} : Tenacidade à Fratura

σ : Densidade da Partícula Esférica

SiO₂: Óxido de Silício

Al₂O₃: Óxido de Alumina

SiC: Carbetto de Silício

H_a: Dureza da Partícula

H_s: Dureza da Superfície do Material Base

Y: Limite de Escoamento

F: Fator de Esfericidade

A: Área da Projeção da Partícula

P: Perímetro da Partícula

Fe: Símbolo do Ferro

C: Símbolo do Carbono

t_b : Tempo entre os Impactos

α : Constante de Ordem Unitária

Q: Taxa de partícula

V_F: Fração Volumétrica λ : Livre Caminho Médio

\bar{P}_C : Fração Pontual Média dos Carbonetos

P_C: Fração Pontual de Carbonetos

n_m : número de medições

s: Desvio Padrão

IC: Intervalo de Confiância

t: fator multiplicante

PR: Precisão Relativa

N_L: Intercessão Linear

N_C: Número de Carbonetos

L: Linha

1 INTRODUÇÃO

Na prática da engenharia, especialmente no setor mineral e em plantas metalúrgicas e siderúrgicas, por exemplo, o desgaste é praticamente inevitável. Tal fenômeno está presente todas as vezes que as superfícies se encontram em movimento relativo, deteriorando pelo menos uma delas, levando a uma perda progressiva de material. A quantidade de material que se perde é pequena, mas pode ser suficiente para causar uma completa indisponibilidade de máquinas robustas.

Estimativas indicam que o processo de desgaste é responsável por perdas econômicas importantes. Estatísticas mostram que de 1% a 5 % do produto interno bruto (PIB) das nações desenvolvidas é gasto, direta ou indiretamente, pela ação destruidora do desgaste. [1]

O desgaste é um fenômeno interfacial complexo, pois depende do tribossistema e pode ser subdividido em diversas categorias, a saber: abrasivo, por deslizamento, erosivo, oxidativo, fadiga de contato. Entre os desgastes citados, a erosão causada pelo impacto de partículas duras, junto a uma superfície, arrastada por um fluido, é responsável por aproximadamente 10% das falhas de desgaste. [1]

Diversos setores industriais, tais como plantas de geração, indústrias de beneficiamento de finos de minério e produção e beneficiamento de gás e óleo, sofrem perdas significativas de componentes mecânicos devido ao impacto de partículas duras arrastadas por um meio gasoso. Especificamente,

- i. na exploração de petróleo e gás, há componentes e internos de válvulas de controle e de bloqueio são erodidos quando o gás natural, escoado em grandes velocidades, arrasta pequenas partículas de areia; [2]
- ii. em fornos de pelotização de finos de minérios de ferro, a otimização térmica do forno é realizada por meio da recirculação do ar quente (400°C – 500°C), por ventiladores radiais centrífugos, entre as diversas zonas desse forno. O problema é que esse ar quente arrasta partículas de minério de ferro que erodem severamente as paletas dos ventiladores. [3]

- iii. os prejuízos oriundos da erosão também são encontrados nos queimadores dos altos-fornos devido ao enriquecimento da mistura (comburente e combustível) por meio da injeção de finos de carvão vegetal ou mineral. Tais finos provocam uma acelerada erosão do interior desses queimadores. [4]

Para diminuir o efeito deletério da erosão em componentes e/ou sistemas mecânicos, como os citados acima, uma solução é utilizar revestimentos, geralmente materiais polifásicos formados por fases duras com características próximas dos cerâmicos e cimentadas em uma matriz dúctil, sobre tais componentes.

Entre os revestimentos mais estudados e empregados na indústria, estão os constituídos de WC/Co e ligantes metálicos afins, como Cr, Ni e outros. No que tange aos processos de deposição desses revestimentos, há principalmente a aspersão térmica, as técnicas de detonação e a soldagem. Quanto a este último, os mais empregados são PTA-P e manta sinterizada. [5 e 6]

Neste trabalho, quanto à resistência ao desgaste erosivo na temperatura ambiente e a quente, serão classificados revestimentos de WC-Cr-Co depositados sobre aços ao carbono por meio dos processos PTAP e manta sinterizada. Será mostrado como a técnica de deposição influencia a microestrutura do revestimento e, conseqüentemente, a resistência ao desgaste erosivo, de tal forma que revestimentos que apresentam a mesma composição nominal têm taxas de desgaste bem diferentes.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção, será feita uma revisão da literatura especializada sobre desgaste erosivo e os seus micromecanismos de desgaste (frágil e dúctil), principalmente aqueles que envolvem os revestimentos à base de WC/Co.

2.1 EROSIÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS

O desgaste erosivo por partículas duras é definido como a remoção de material ocasionado pelo impacto repetitivo de partículas que se movem com velocidades superiores a 5 m/s, constituindo um importante mecanismo de desgaste, observado em várias condições ambientais [7].

Outra definição é dada pela ASTM – *American Society for Testing and Materials* [8], que é perda progressiva do material original de uma superfície sólida devido ao mecanismo de interação entre a superfície e um fluido, um fluido multicomponente, líquido ou partículas sólidas.

A erosão pode ser medida experimentalmente pela perda de massa ou de espessura da superfície de uma amostra, ou até mesmo pelo volume removido após um jateamento de partículas duras na superfície de um material, em que pode comparar a resistência de diferentes materiais ao desgaste erosivo [9]

A remoção do material devido à erosão ocasionada por partículas sólidas colidindo contra uma superfície tem particularidades em relação aos processos abrasivos. Por exemplo, o contato entre a partícula e a superfície do material é de pequena duração, diferenciando, assim, do desgaste abrasivo, em que o contato entre abrasivo e superfície é contínuo. Outra diferença entre esses dois processos de desgaste é dada pelas forças presentes entre as partículas e a superfície.

Na abrasão, as partículas são pressionadas contra a superfície sobre a qual deslizam; já na erosão, a principal força envolvida é devida à desaceleração das partículas, ao colidirem com a superfície (figura 1).

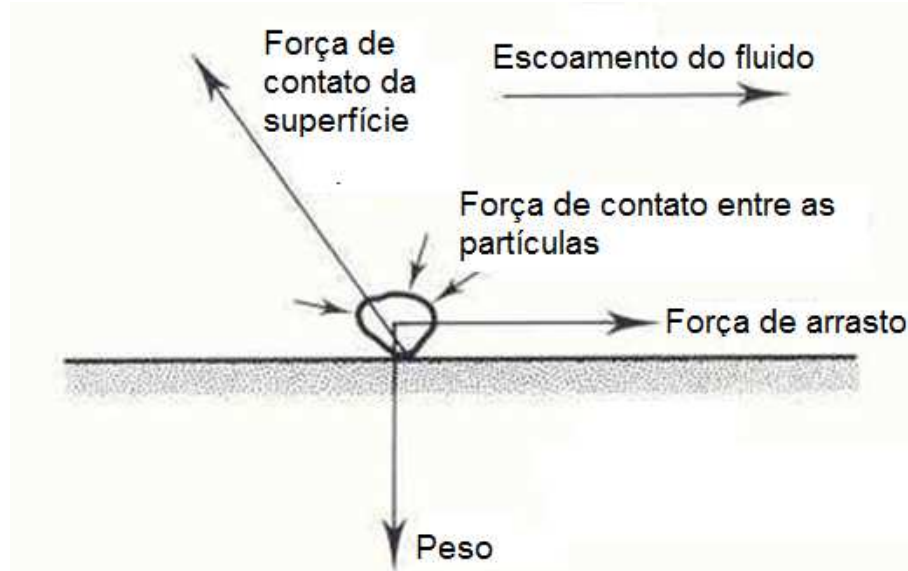


Figura 1 - Diagrama que apresenta as forças que podem agir na partícula no contato com uma superfície. Fonte: [10].

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 da energia cinética envolvida na colisão. [10]

A extensão do desgaste depende do número e da massa das partículas que atingem a superfície, bem como da forma, dureza, tamanho, velocidade, tempo e ângulo de impacto das partículas abrasivas no substrato. Assim como em abrasão, os mecanismos de desgaste por erosão podem envolver deformação plástica e fratura frágil. O processo de erosão em metais envolve usualmente deformação plástica; já no caso de materiais frágeis, esses podem ser arrancados devido à deformação ou à fratura [10].

2.1.1 Mecanismos dúcteis

O desgaste erosivo por mecanismos dúcteis é governado por deformação plástica, em que prevalecem o microcorte e microssulcamento. As maiores taxas de desgaste são verificadas para baixos ângulos de incidência, tipicamente entre 20° e 30°, caindo vertiginosamente até 1/3 em ângulo próximo de 90°.

Modelos realísticos que levam em conta a rotação das partículas (equação 1), em que é permitido que o ponto de ação das forças na partícula se mova durante o impacto, caracterizam a erosão, a saber:

$$E = \frac{k_1 \cdot \rho \cdot U^n}{H} f_1(\theta) \quad (1)$$

Onde k_1 é uma constante de desgaste; ρ é densidade do material; U é a velocidade da partícula; H é a dureza do material. A erosão E , por definição, é a massa de material removido por massa de partículas erosivas impactando a amostra. O expoente n varia de 2,0 a 2,5 e também é função do ângulo de impacto, $f_1(\theta)$.

Os modelos que levaram à equação 1 são assumidos apenas para baixos ângulos de incidência. Para ângulos retos ou próximos de 90° , o desgaste é mais influenciado pela deformação cíclica, e modelos mais complexos levam em conta a deformação plástica crítica do material. Nesses modelos, o expoente n da velocidade pode chegar ao valor de 3. Percebe-se que, em erosão, é forte a influência da velocidade de impacto. [10]:

A figura 2 mostra os principais formas de destacamento de material pelo mecanismos dúctil. Citando o sulcamento (quando as partículas são mais arredondadas deslocando material para a borda da indentação) e corte, onde este é dividido em duas partes, diferenciando-os pelo o sentido de giro da partículas angulosas (tipo 1 – ocorre quando a partícula está indentando a superfície no sentido da rotação e tipo 2 – ocorre quando a partícula está desgastando a superfície no sentido ao contrário da rotação).

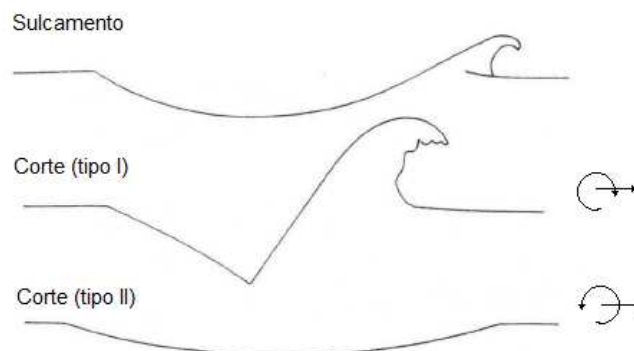


Figura 2 - Forma de deformação e destacamento de material caracterizado no mecanismos dúctil. Fonte: [10]

2.1.2 Mecanismos frágeis

Quando o impacto de uma partícula erosiva causa uma fratura frágil, o material é removido da superfície por formação e interseção de trincas laterais. Essas trincas são formadas por impacto de partículas duras e angulosas.

No impacto de partículas arredondadas e macias, tende a ocorrer uma deformação puramente elástica, além de trincas hertzianas, em que a trinca é de forma cônica formada na parte externa do círculo de contato, quando a carga aplicada excede um valor crítico (figura 3).

A dimensão do dano da trinca devido ao impacto de partículas é mais severa quando ocorre com ângulo normal à superfície e a erosão nessas condições é mais rápida. [10]

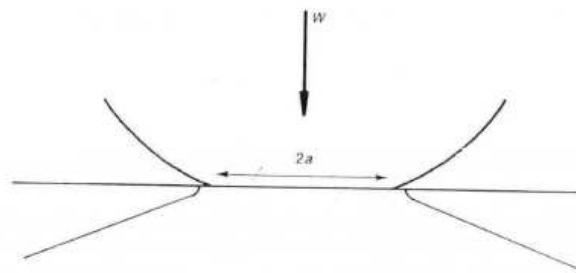


Figura 3 - A geometria da trinca cone Hertzian formada por um carregamento normal em uma esfera contra uma superfície planar de um material frágil. Fonte: [10]

Para partículas angulares, comumente encontradas na prática, modelos para erosão por fratura elasto-plástica são mais aplicáveis.

O material é removido pela interseção das trincas que são formadas de uma deformação plástica no ponto de impacto D , elevando a tensão da superfície até um ponto crítico e causando assim as trincas medianas (M). Estas, por sua vez, quando é aliviada a tensão, se fecham e dão início às trincas laterais (L) (figura 4), aumentando o seu tamanho até aflorarem na superfície.

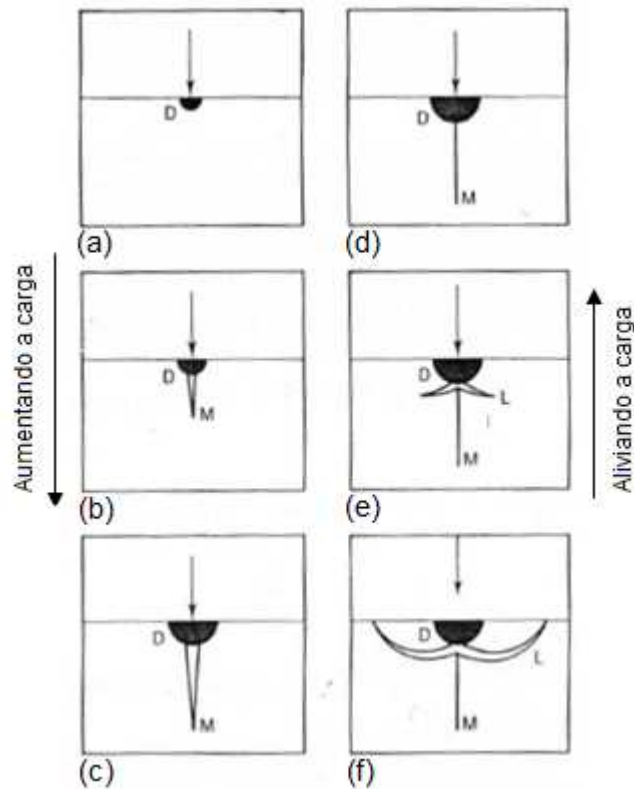


Figura 4 - Diagrama mostrando a formação de trinca em material frágil devido a indentação pontual. A carga normal aumentando de (a) para (c), e o alívio de carga de (d) para (f). Fonte [10]

O modelo dinâmico baseado nesse conceito (equação 2) prevê o volume de erosão, E/ρ , dado por: [10]

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

Onde E/ρ é o volume removido por unidade de massa do abrasivo, E a erosão, ρ a densidade do material, k_c a tenacidade à fratura do material a ser desgastado, r o raio da partícula e σ a densidade da partícula. Observa-se, pela equação 2, que a propriedade do material mais determinante na resistência à erosão por fratura frágil é a tenacidade à fratura, junto com a dureza [10]. Ao contrário do modelo de erosão por deformação plástica, este prevê a dependência do raio da partícula [8].

2.2 PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM O DESGASTE EROSIVO

Na busca de um melhor entendimento para a caracterização da erosão, foram estudados os principais fatores que influenciam o processo de desgaste como dureza, forma e tamanho da partícula, velocidade do impacto, temperatura do ensaio (ambiente).

2.2.1 Dureza da partícula

A dureza da partícula envolvida na erosão influencia a taxa de desgaste geralmente pela seguinte relação: partículas com baixa dureza em relação à superfície da amostra causam menor desgaste do que partículas mais duras.

Esse comportamento é ilustrado pela figura 5, em que se avalia a taxa de desgaste erosivo de um revestimento de WC-12%Co com três abrasivos de diferentes durezas (SiO_2 , Al_2O_3 e SiC), variando a razão de alimentação entre o oxigênio e o combustível na entrada da queima. Também variam dois ângulos (30° e 90°) e duas velocidades (25 e 45 m/s) [11].

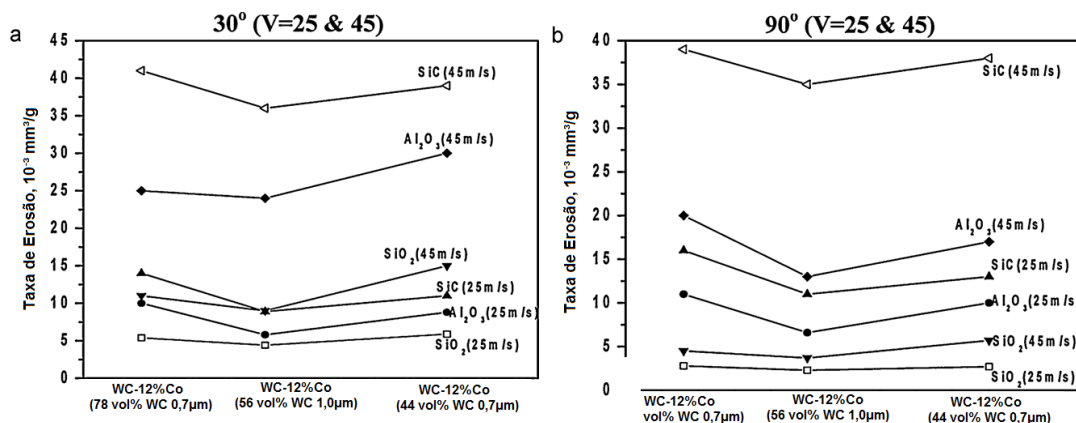


Figura 5 - Taxa de desgaste por erosão do revestimento WC-12%Co com função da razão do oxigênio e o combustível no ensaio para as condições: (a) ângulo de impacto de 30° , velocidade de 25 m/s e 45 m/s e (b) ângulo de impacto de 90° , velocidade de 25 m/s e 45 m/s. Fonte: [11]

O desgaste erosivo é mais sensível quando a razão da dureza da partícula, H_a , pela dureza da superfície, H_s , for menor que ~ 1 . Já para essa mesma razão, quando H_a é maior do que $1,2 H_s$ (figura 6), a pressão sofrida na superfície ultrapassa $3Y$ (dureza

de indentação), que faz com que o material da retirado da superfície cause assim o desgaste [10].

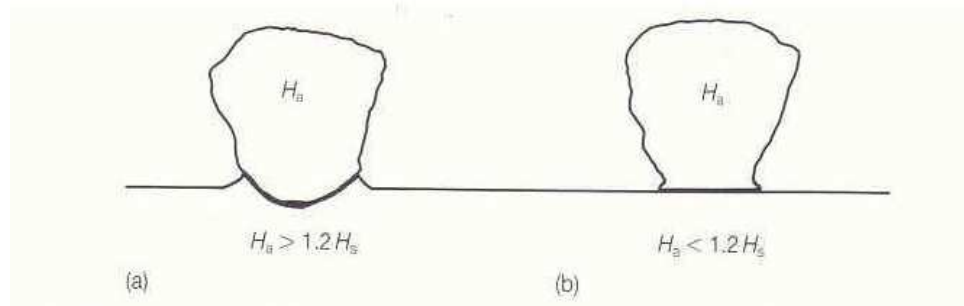


Figura 6 - Ilustração do contato entre uma partícula abrasiva sobre carga normal e uma superfície plana. (a) Se H_a é maior que $\sim 1,2 H_s$, a partícula causará indentação, (b) se H_a é menor que $\sim 1,2 H_s$, vai ocorrer escoamento plástico na partícula. Fonte: [10]

2.2.2 Forma da partícula

A maioria das partículas responsáveis pelo desgaste erosivo na prática possuem formato equiaxial. Porém, pode haver uma variação considerável na sua forma e na angulosidade das partículas.

Partindo do princípio de que partículas angulares causam maior desgaste do que partículas arredondadas, a taxa de desgaste depende fortemente da forma das partículas.

Uma descrição simples para definir a forma da partícula é medir o perímetro e a área da seção transversal da projeção da partícula, normalmente gerada por um microscópio óptico. Essa medição é nomeada de fator de esfericidade (F), definido como a razão entre a área atual da projeção da partícula A e a área definida pelo círculo formado pelo mesmo perímetro (P) da projeção (equação 3).

$$F = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (3)$$

Se F é unitário, a projeção é um círculo, partícula esférica; porém, para valores menores que a unidade, a partícula fica cada vez mais angulosa.

Sucessos em ensaios foram conseguidos, ao correlacionar o desgaste com o valor de F , que apresenta apenas uma medida grosseira do desvio da partícula a partir de uma esfera perfeita [10].

Outro parâmetro, chamado “parâmetro de ponta por ajuste quadrático” (SPQ), é baseado em localizar um limite da partícula por meio do centroide “O” e o raio médio de um círculo formado (figura 7).

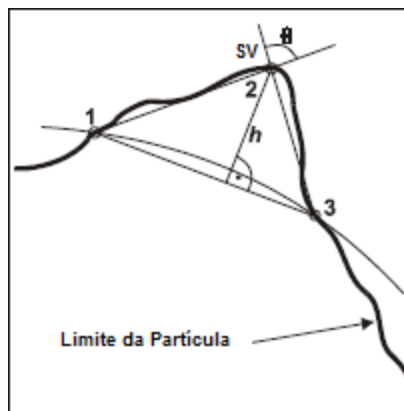


Figura 7 - Método de avaliar a forma da partícula SPQ, o qual ilustra a aspereza da partícula baseada na sua altura além do raio circunscrito na partícula. Fonte: [12]

As áreas fora do círculo são medidas para serem as áreas de interesse enquanto as áreas de dentro do círculo são omitidas.

Para cada saliência fora do círculo, isto é, ponta, o raio máximo local é encontrado, e este ponto é tratado como o vértice das pontas [12].

2.2.3 Tamanho da partícula

O tamanho do abrasivo é outro parâmetro da partícula que pode influenciar fortemente no desgaste erosivo. Segundo Misra e Finnie [13], em ensaios realizados com cobre e abrasivo de carbetto de silício (SiC) em desgaste abrasivo com deslizamento, rolamento de partículas e erosão, foi encontrado um tamanho crítico do abrasivo de 100 μm , aproximadamente, conforme mostra a figura 8 adiante.

Observa-se que esse tamanho é fundamental para o desgaste. Explicou-se que para partículas maiores do que 100 μm era formada uma camada próxima à superfície

com maior limite de escoamento (encruada) que o restante do material, uma camada mais dura que impedia um aumento na taxa de desgaste. Já para partículas menores do que $100\ \mu\text{m}$, acontece *size effect* (deformação plástica devido à alta pressão em uma pequena área), evidenciando a grande influência do tamanho da partícula na taxa de desgaste.

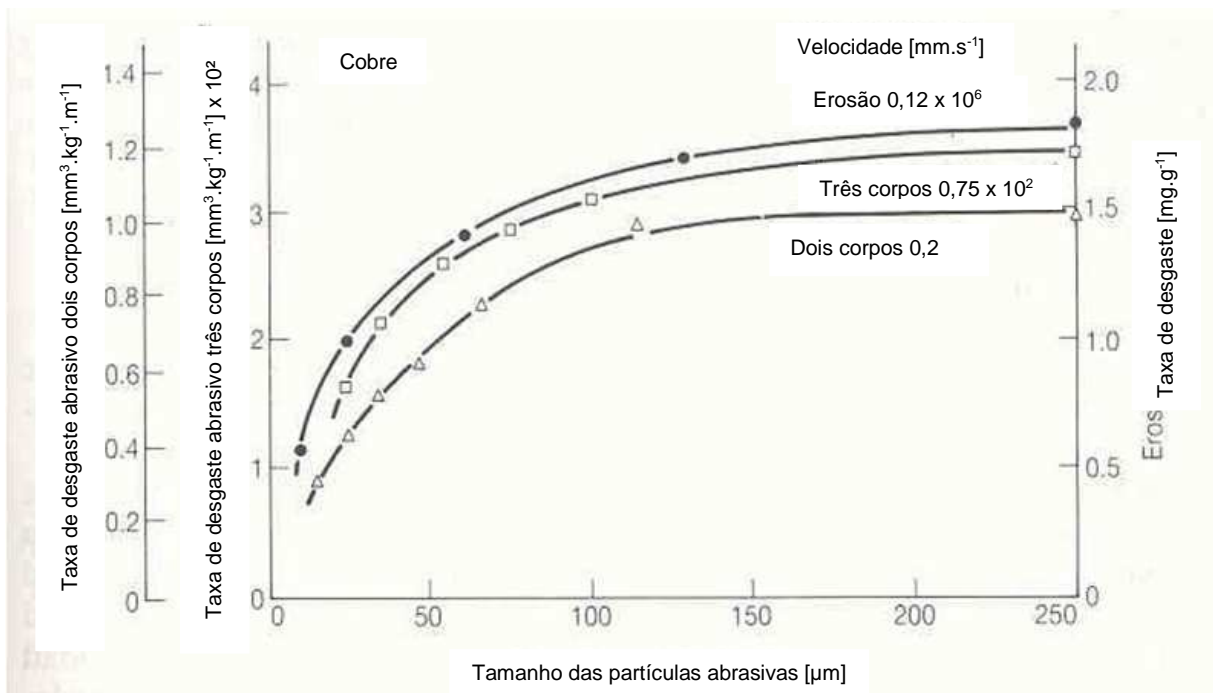


Figura 8 - Taxas de desgaste do cobre sobre condições de abrasão de dois e três corpos e na erosão, devido às partículas de carbonetos de silício de diferentes tamanhos. Fonte: [13].

2.2.4 Ângulo de impacto

A taxa de erosão em razão do ângulo de incidência está apresentada na figura 9. O ângulo de impacto influencia o tipo de mecanismo de remoção e a taxa de desgaste erosivo. O comportamento dos materiais a esses mecanismos pode ser dúctil ou frágil.

O comportamento frágil ocorre quando a máxima taxa de erosão acontece em ângulos de incidência próximos a normal. Já no comportamento dúctil, a máxima taxa de desgaste ocorre quando a incidência das partículas erosivas é oblíqua [14].

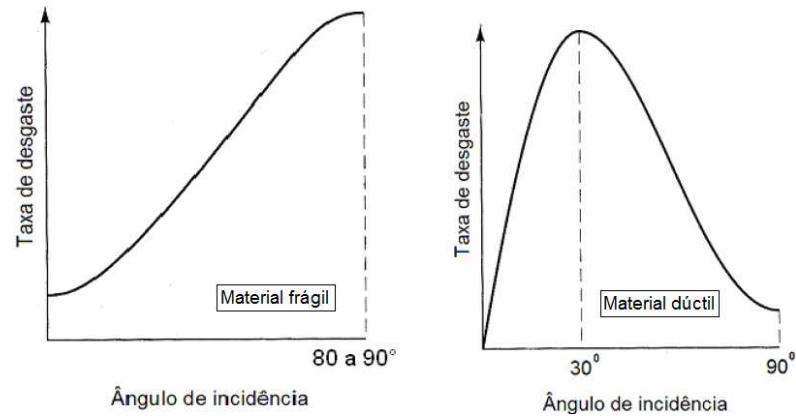


Figura 9 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis. Fonte: [15].

Em alguns casos, observa-se a insensibilidade dos materiais ao desgaste, quando se refere ao ângulo de impacto, pois pode haver uma competição de mecanismo frágil e dúctil. A figura 10 mostra que o comportamento clássico (puramente dúctil ou frágil) não é observado em muitos materiais. [16]

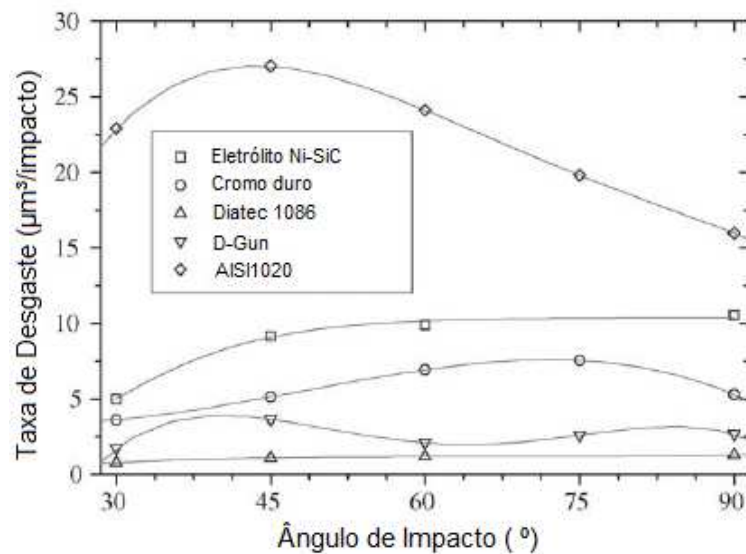


Figura 10 - Influência do ângulo de impacto, para alta energia de impacto (28 m/s), em diversos materiais. Fonte: [16].

2.2.5 Velocidade de impacto

A taxa de erosão é dependente da velocidade, conforme ilustra a figura 11.

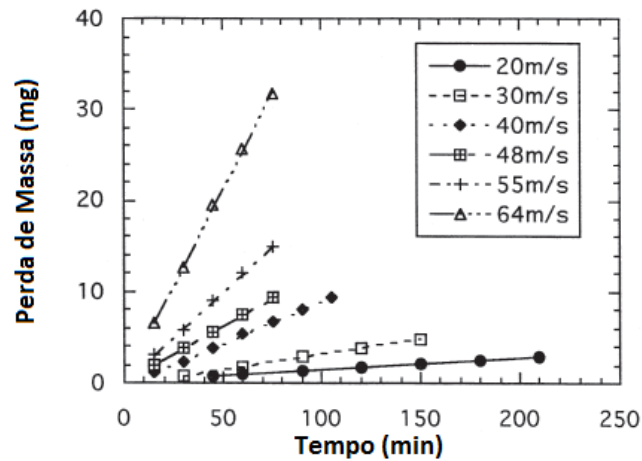


Figura 11 - Gráfico da perda de massa pelo tempo para a liga de aço temperado em água Fe-0,6%C. Condição da erosão: velocidade: variável; ângulo de impacto: 90°; temperatura: 25°C; abrasivo: 335µm Al₂O₃; taxa de partícula: 90 g/min. Fonte: [17].

A equação 4 descreve a correlação entre a taxa de erosão (E) e a velocidade (U), auxiliada pela constante k . No entanto, o expoente n da velocidade é independente do material-alvo e é regulado pelas condições de teste, incluindo características das partículas e do erosímetro. [17].

$$E = kU^n \quad (4)$$

O valor de n varia de 2 a 3,5 para materiais metálicos, podendo chegar a 6,5 para materiais frágeis [18].

As propriedades das partículas, tais como a dureza, o tamanho da partícula, sua forma ou composição, influenciam drasticamente no valor do expoente n . Por exemplo, a diferença no tamanho da partícula influencia a energia cinética a ser transferida para o alvo ao longo de um volume, causando, assim, variadas densidades de energia no material-alvo [19].

Outro fator que tem sido demonstrado e que afeta o expoente da velocidade é a temperatura. Foi encontrada uma transição do n com o aumento da temperatura em testes feitos em erosímetros com câmaras fluidizadas [20].

2.2.6 Temperatura do ensaio

O desgaste de material devido à erosão, tanto em temperatura ambiente quanto em elevada temperatura, é encontrado em várias situações da indústria. Porém, a taxa de erosão em temperaturas elevadas pode estar relacionada às outras propriedades específicas. Exemplos de diferentes comportamentos de taxa de desgaste são observados na figura 12.

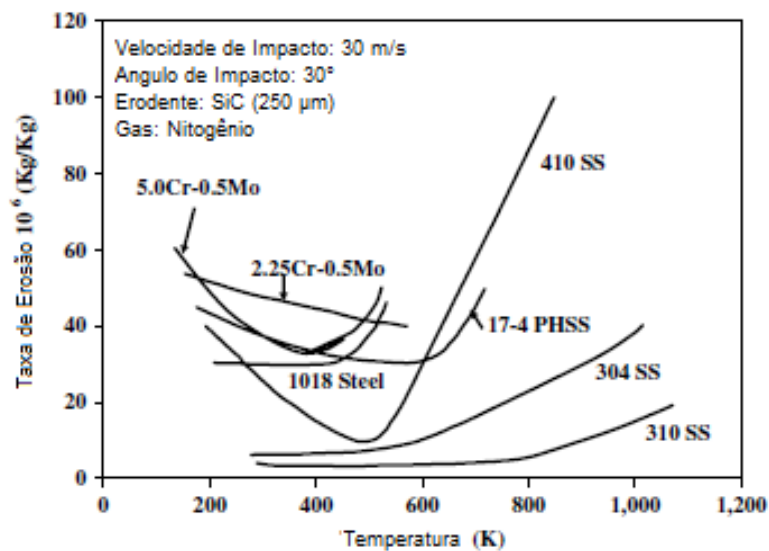


Figura 12 - Variação da taxa de erosão com a temperatura para algumas diferentes ligas. Fonte: [21]

Na figura 12, fica claro que o comportamento do material à erosão na temperatura elevada pode ser dividido em três grupos: o primeiro é aquele cuja taxa de erosão decresce com o aumento de temperatura até um ponto mínimo e depois começa a aumentar com a temperatura; o segundo é composto por metais, alguns com ângulos oblíquos e outros com ângulo normal, que exibem uma taxa de erosão independentemente da temperatura até uma temperatura crítica, na qual a taxa de erosão aumenta com a temperatura; o terceiro, que não se apresenta de forma clara na figura 12, estabelece que, com o aumento da temperatura, a taxa de erosão diminui ou aumenta de maneira uniforme e linear.

Esses comportamentos mencionados de erosão em alta temperatura, principalmente em ligas metálicas, se devem à natureza da interação entre a erosão e oxidação. Essa interação vai depender da espessura, morfologia, adesão e resistência das camadas de óxido que se formam nesses materiais [22].

Katsich et al. [23] confirmam essa teoria, ao dizerem que a erosão em temperatura elevada é regulada pelo efeito sinérgico entre oxidação e da erosão. A sinergia entre a erosão e a oxidação é determinada pelo tempo (equação 5) entre dois impactos sucessivos. No caso de partículas cônicas, com limite hemisférico de tamanho $2r$, massa m , com um ângulo θ , o tempo entre os impactos t_b pode ser obtido como:

$$t_b(\text{con}) = \frac{4r^3\sqrt{\rho H^2}}{3\alpha Q^3 U^4} \quad (5)$$

Onde Q é a taxa de partícula que impacta a amostra; U é a velocidade do impacto; α é uma constante de ordem unitária; ρ representa a densidade da partícula; H é a dureza do material.

Considerando esses fatores, como ilustra a figura 13, apresenta-se o mecanismo de erosão-oxidação em elevada temperatura. Esse é denominado erosão metálica, em que não ocorre oxidação na superfície ou a camada de óxido é muito fina e possui propriedades próximas à do metal, como maleabilidade para deformação, ou erosão oxidada, em que a camada de óxido é espessa e o dano puramente óxido.

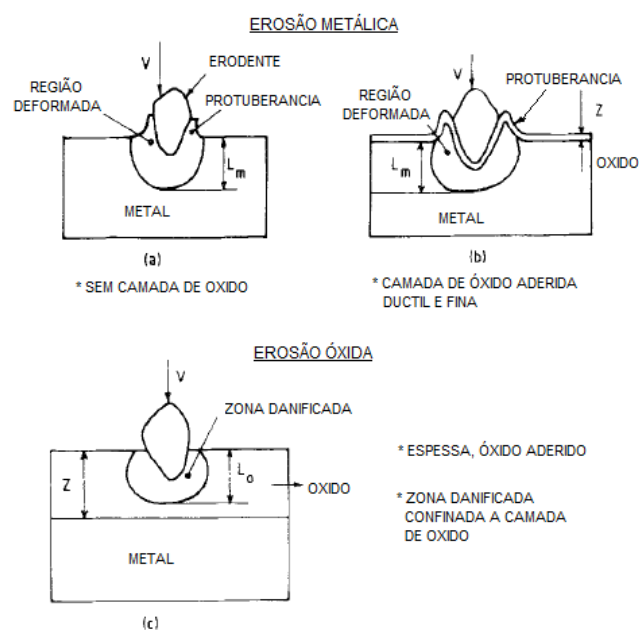


Figura 13 - Esquema dos comportamentos na erosão metálica: (a) e (b) com uma fina e dúctil camada de óxido; comportamento da erosão oxidada (c); camada espessa de óxido. Fonte: [22].

2.3 PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS WC E LIGANTES

2.3.1 Soldagem por aspersão térmica (HVOF)

De forma simplificada, a aspersão térmica consiste em um grupo de processos por meio dos quais se depositam sobre uma superfície previamente preparada camadas de materiais metálicos ou não metálicos (figura 14).



Figura 14 - Esquema do método de deposição por aspersão térmica (HVOF). Fonte: [24]

E para os processos de aplicação de aspersão térmica, os materiais depositados são levados a um estado fundido ou semifundido por meio de uma fonte de calor gerado no bico de uma pistola apropriada. E, logo após a fusão, o material na fase de solidificação (na forma de partículas) é acelerado por gases sob pressão contra o substrato que será revestido. Na colisão contra a superfície, as partículas deformam-se e aderem ao material base e na sequência as partículas já depositadas formam camadas, as quais são constituídas por pequenas partículas deformadas na forma de panquecas em direção paralela ao substrato formando lamelas [25].

Então, de acordo com essa definição, qualquer material que não se decomponha quando fundido pode ser utilizado como revestimento.

2.3.2 Soldagem por processo de detonação (D-Gun)

Esse processo é feito por uma pistola de detonação que consiste basicamente em um cano longo com água arrefecida com válvulas de entrada para gases e pó (figura 15).

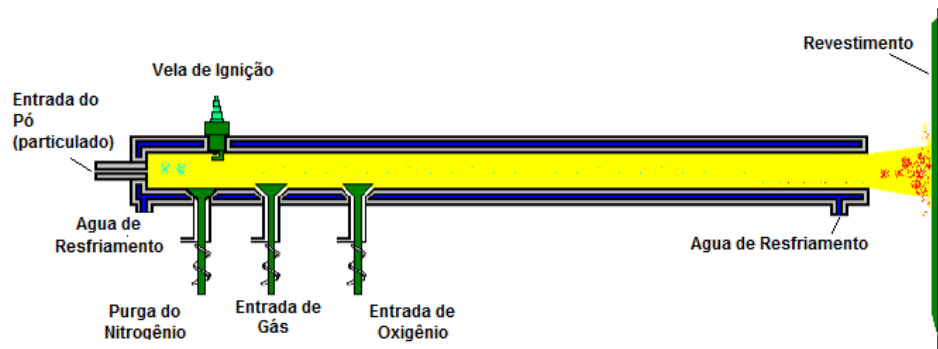


Figura 15 - Esquema do processo de deposição por explosão (D-Gun). Fonte: [26]

Oxigênio e combustível (acetileno mais comum) são alimentados para dentro do cilindro, com uma carga de pó. Uma faísca é usada para inflamar a mistura de gás e a detonação resultante aquece e acelera o pó a uma velocidade supersônica para o cano. Um impulso de azoto é usado para purgar o barril após cada detonação. Esse processo é repetido muitas vezes por segundo. A elevada energia cinética das partículas quentes de pó no impacto com o substrato resulta em uma acumulação de um revestimento muito densa e forte [26].

2.3.3 Soldagem por arco transferido por plasma com adição de pó – PTA-P

Plasma é o termo utilizado para descrever o gás que se elevou a uma temperatura tão alta que se ioniza e se converte em um condutor elétrico.

A deposição por plasma utiliza o calor de um arco plasma para fundir os materiais de revestimento, na forma de pó mais comum ou arame (figura 16). O processo é nominado como Plasma Transfer Arc (PTA).

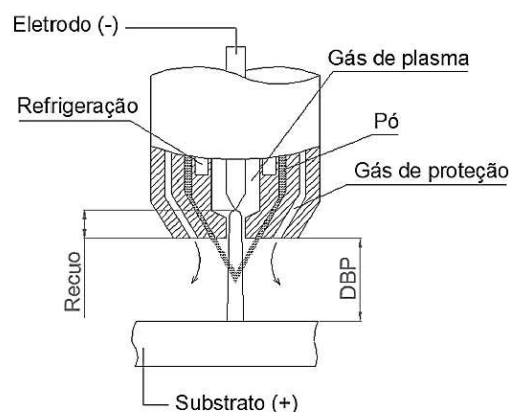


Figura 16 - Esquema do bico de solda utilizado no processo de deposição por PTA-P. Fonte: [27]

Esse processo por plasma adiciona-se à capacidade de aquecimento e fusão superficial do substrato. Neste caso, uma corrente secundária é estabelecida entre o eletrodo da tocha e a peça de trabalho condutora. O material de adição pode estar na forma de pó ou arame [24].

2.3.4 Deposição por manta sinterizada

O processo de deposição por manta sinterizada é descrito pela figura 17. Inicia-se na mistura dos pós-metálicos com pasta orgânica e adesivos em um misturador, seguindo em um processo de laminação (produção do tecido – manta metálica), determinando a espessura e a densidade da camada de depósito. Com a manta já laminada, aplica-se um adesivo de baixa temperatura no componente desejado. Por último, esse componente é levado a um forno a vácuo e feita uma brasagem, completando assim a fixação da manta [3].

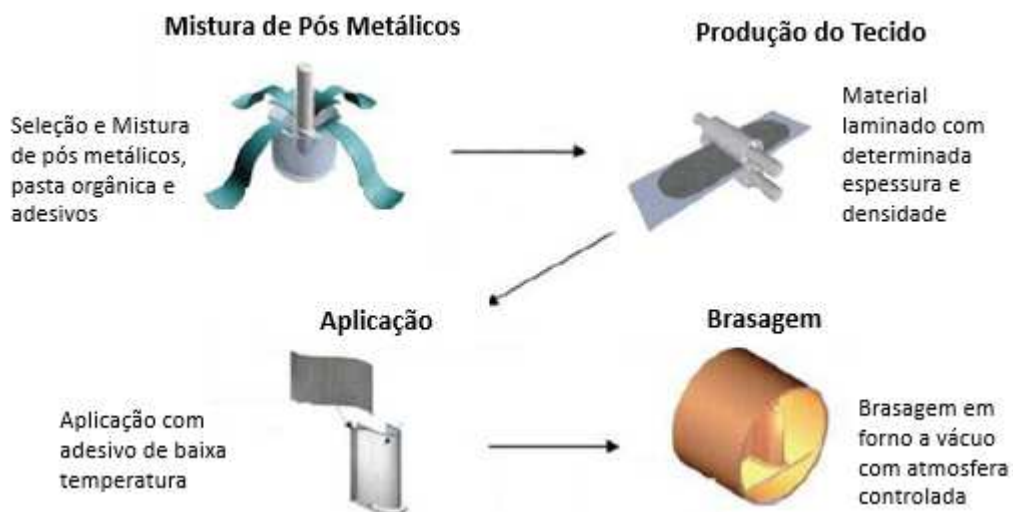


Figura 17 - Ilustração do método de deposição pelo processo de manta sinterizada. Fonte: [3]

Possui excelente resistência à abrasão, erosão e corrosão, combinadas com resistência ao impacto. É extremamente resistente ao desprendimento de cavacos, rachaduras e lascas. Isento de porosidades e trincas, garante superfície inteiriça em virtude de sua alta ligação intergranular.

É comumente aplicado em espessuras de 0,5 a 3,2 mm, mas pode ter superfícies mais espessas de acordo com solicitação específica.

2.3 COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO REVESTIMENTO

Em setores industriais, como geração de energia, produção e refino de petróleo e mineração, que se caracterizam pelo processamento contínuo em larga escala, o revestimento prévio das superfícies com materiais de alta resistência tem se mostrado como solução para sistemas sujeitos ao desgaste erosivo nessas superfícies.

Processos de fabricação desses revestimentos incluem deposição por manta sinterizada e soldagem, especialmente com carboneto de tungstênio, que possui uma elevada dureza, aproximadamente 2500 HV, elevando assim a resistência dos revestimentos [3].

Uma opção para o processo de deposição é a soldagem PTA-P (*Plasma Transferred Arc – Powder*), que, de forma livre, pode ser conceituado como “Procedimento e Aparato para Aporte de Pó Metálico, Depositado e Soldado com Plasma de Arco Transferido”.

A razão para isso reside em uma tentativa de melhor distinguir o processo de seu similar, PAW (*Plasma Arc Welding*) [28]. De maneira geral, o processo PTA-P, apesar de ter baixa diluição com metal base (em torno de 5%), possui excelente ligação metálica e baixo aporte de calor na peça [3].

Outra opção é manta sinterizada. O carboneto de tungstênio fica disperso em uma matriz que pode ser de níquel, cromo, cobalto, entre outros. Como características, apresentam ligação metalúrgica superior a 480 MPa, mínima diluição e uma baixa porosidade [3].

Na figura 18 são comparados ensaios de erosão segundo a norma ASTM G76, para diferentes materiais e processos de deposição do revestimento, entre os quais estão citados alguns revestimentos por manta, como os revestimentos WC200, WC219 e WC210.

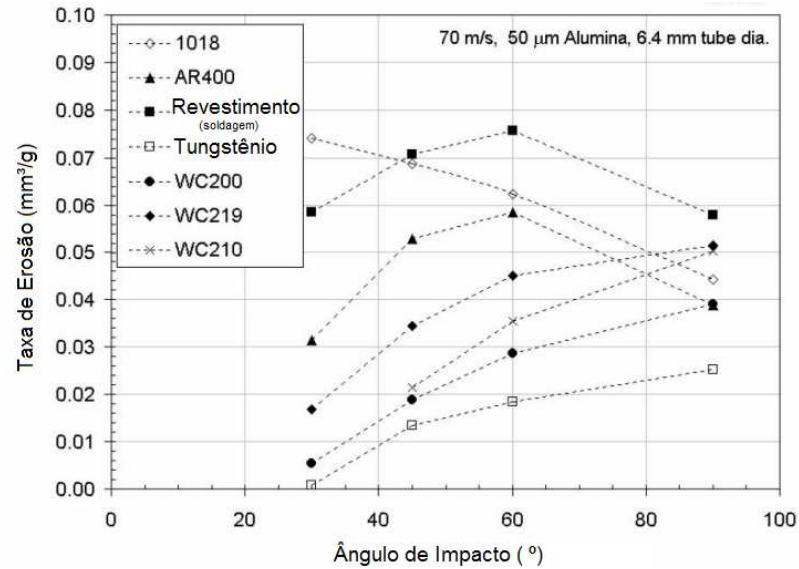


Figura 18 - Taxa de erosão para revestimentos depositados por manta (WC200, WC219 e WC210), para variados ângulos de impacto Fonte: [3]

Outros processos de deposição de revestimentos WC-Co-Cr incluem a aspersão térmica ou técnica de detonação (De-gun) [2].

Na aspersão térmica, a chama de alta velocidade (HVOF), oxigênio e combustível são misturados e queimados na câmara de combustão e com pressões que podem chegar até 12 bar, e produzem um jato de gás de alta velocidade. Os materiais em pó, normalmente com tamanho entre 5-65 μm , são injetados no fluxo de gás e acelerados de encontro ao substrato a ser revestido [29].

Já no processo de detonação, utiliza-se a energia de explosão de uma mistura oxiacetilênica, que aquece e impele o material, sempre sob a forma de pó, de encontro à superfície do substrato a ser revestido [30]. Assim, o processo de deposição influenciará diretamente a microestrutura obtida, que, com o tamanho, forma, fração volumétrica de WC e composição da matriz, afetará as propriedades mecânicas do revestimento [31].

Segundo Hawthorne et al. [32], o comportamento em erosão dos revestimentos com WC, que consistem em uma matriz frágil de WC e um ligante mais dúctil que pode ser Co ou Ni, é complicado devido à microestrutura heterogênea, gerada pelas transformações de segundas fases durante o processo de aspersão térmica. Até 50% do WC-Co, pode-se decompor e reagir durante o processo. As transformações mais comuns são WC em W_2C e WC-Co em Co_3W_3C [33]. Essas fases podem ser confirmadas pelo uso de difração de raio-X [34].

Para os variados processos existentes de aspersão térmica, os revestimentos depositados pelo processo HVOF são caracterizados por apresentar baixa descarbonetação. No seu trabalho, Kumari et al. [35] revelam que os revestimentos depositados por HVOF, como é observado o revestimento W1 na figura 19a e o revestimento W2 na figura 19b, apresentam alta fração volumétrica de carbonetos, associada à baixa descarbonetação. O W2 possui ainda carbonetos finos distribuídos uniformemente em sua microestrutura. Já os revestimentos W3 (figura 19c) e W4 (figura 19d), depositados por combustão pulsada (De-gun), apresentam uma baixíssima fração volumétrica de carbonetos que não estão distribuídos uniformemente no revestimento.

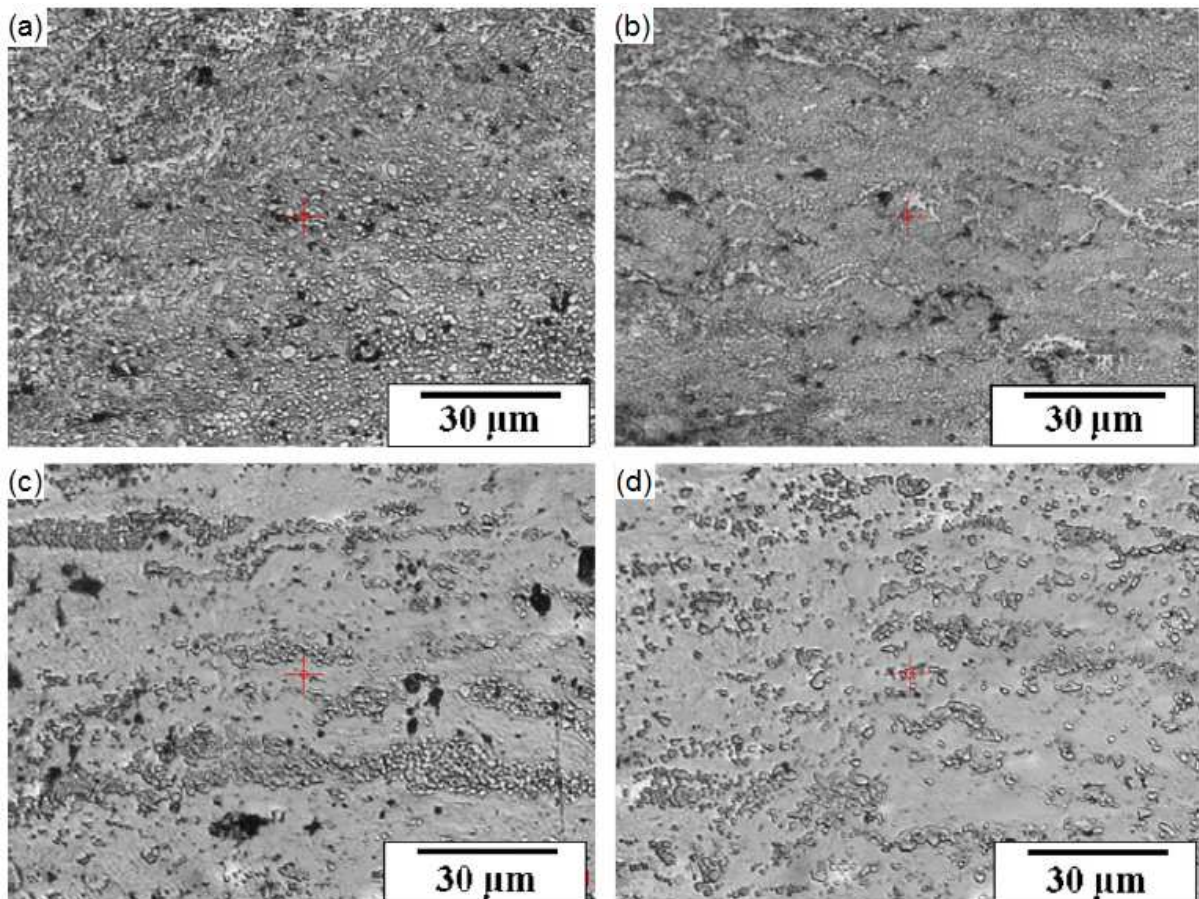


Figura 19 - Micrografia dos revestimentos. (a) W1, (b) W2, (c) W3, (d) W4. Fonte: [35].

Na figura 19, percebe-se claramente que a distribuição mais homogênea dos carbonetos influencia diretamente o livre caminho médio entre eles, de forma que, quanto maior a fração volumétrica de WC, menor será o livre caminho médio entre as fases duras. Em outras palavras, W1 e W2 apresentam uma alta retenção de WC primários, enquanto W3 e W4 possuem uma baixa retenção de WC, levando ao

aumento da fração volumétrica do ligante, com W e C dissolvidos nele [35]. Foi analisado o comportamento dos revestimentos em abrasão, em que o abrasivo usado foi alumina, e observou-se que, quanto menor for o livre caminho médio em WC, maior será a resistência à abrasão. Isso se deve ao mecanismo de desgaste nesses revestimentos, dominado preferencialmente pela remoção do ligante, seguido pela retirada do carboneto. A tabela 1 identifica essa relação.

Tabela 1 - Desgaste abrasivo relacionado com dureza e livre caminho médio (L.C.M.) dos revestimentos. Fonte: [35].

REVESTIMENTO	L.C.M (μm)	DUREZA (kgf/mm^2)	DESG. ABRASIVO (mg)
W1	0.27	1326	6.24
W2	0.08	1369	5.40
W3	3.67	1021	36.86
W4	0.96	1092	13.59

Ainda se tratando dos revestimentos W1, W2, W3 e W4, que possuem tamanho médio de WC de 0.63, 0.33, 0.75 e 0.96 μm , respectivamente, o baixo dano sofrido pelo revestimento W2, como resultado do pequeno livre caminho médio em WC, também está associado ao seu menor tamanho de carboneto. Isso o coloca na categoria dos revestimentos com carbonetos de tungstênio de ordem nanométrica.

Como pode ser observado na figura 20, diferentes fases podem estar presentes na microestrutura do revestimento depositado.

Carbonetos teoricamente grandes são aglomerados de WC nanométricos junto com pequenas quantidades de Co e Cr entre os carbonetos (área b).

Carbonetos angulares e esféricos (áreas A e E, respectivamente) também estão presentes. Duas fases distintas são encontradas na matriz: cinza-escuro (área D) e cinza-claro (área C), em que, de forma geral, apresentam composições similares [31].

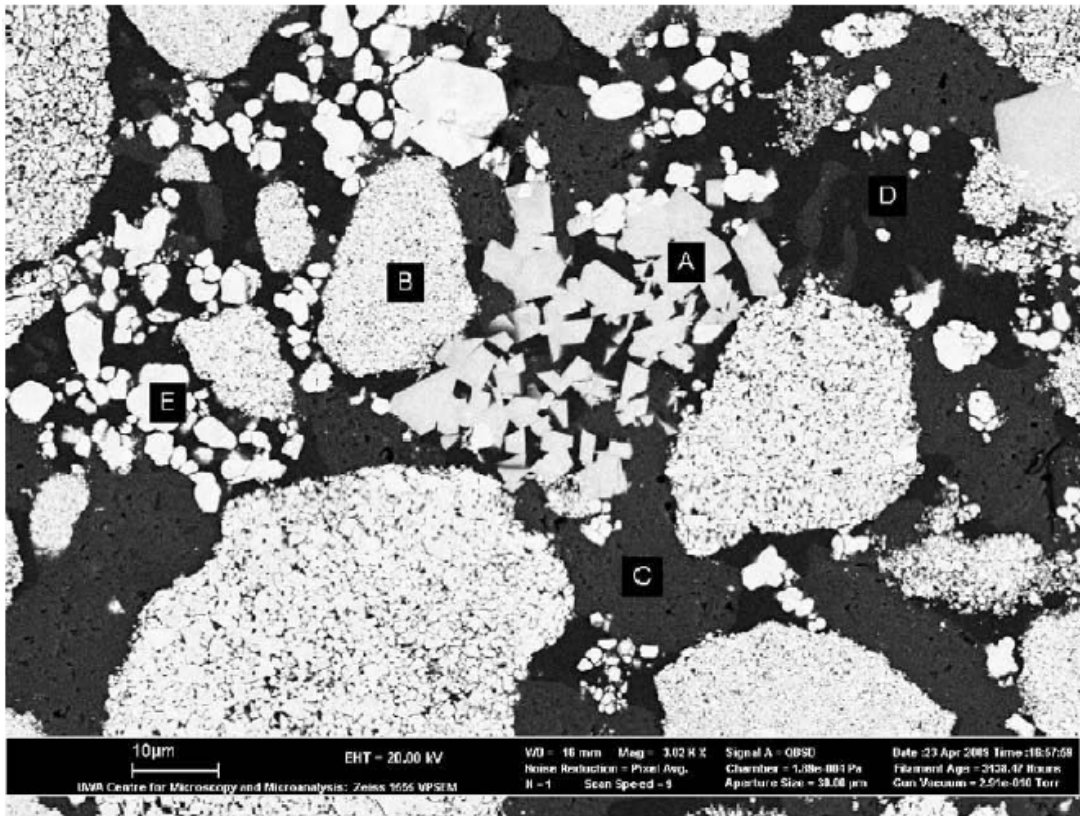


Figura 20 - Micrografia que mostra a microestrutura obtida do revestimento de WC-2. WC (apresentado nas áreas A e E); carboneto de tungstênio de ordem nanométrica é apresentado na área B. Fonte: [31].

Resultados de desgaste erosivo para o WC-1, WC-2 e WC-3, no qual o WC-1 tem a maior fração volumétrica de carbonetos, decrescendo para o WC-2 e WC-3, realizados segundo a norma ASTM G76 [8], mostram que a resistência à erosão nos revestimentos é proporcional à fração volumétrica de WC no ligante Co (figura 21) [36].

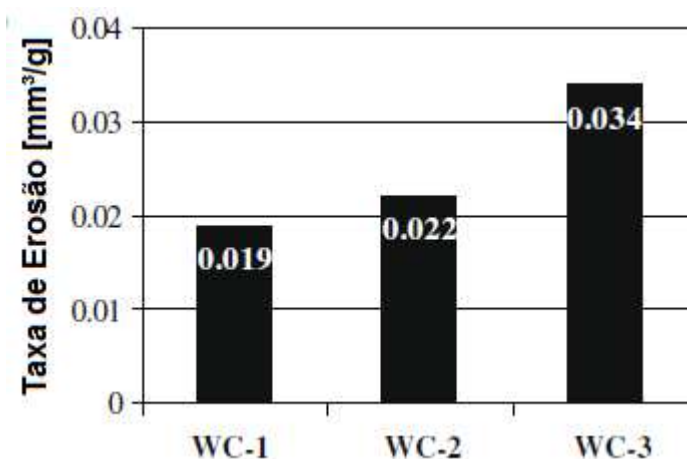


Figura 21 - Resultados de desgaste para revestimentos WC obtidos da norma ASTM G 76 (45° ângulo de impacto, alumina 50 μm, 70 m/s). Fonte: [36].

A influência do tamanho do carboneto na resistência ao desgaste erosivo também foi estudado por Thakur et al. [33]. Onde durante o processo HVOF foi usado o pó convencional de WC (CWC) ou pó nanométrico de WC (NWC). Os resultados mostraram que o revestimento NWC tinha valores maiores de dureza e tenacidade à fratura (K_{IC}) em relação ao CWC, o que caracterizou esse material com maior resistência ao desgaste erosivo que o revestimento CWC (figura 22).

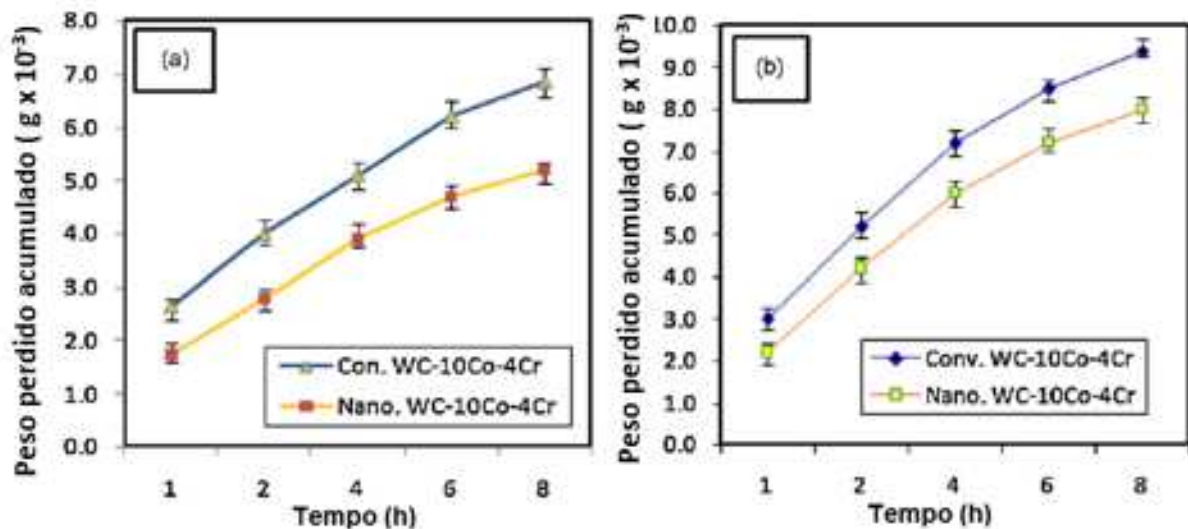


Figura 22 - Gráfico mostrando a perda de massa acumulada durante o ensaio de erosão em solução. Abrasivo: quartzo. (a) abrasivo 103-150 µm. (b) abrasivo 350-500 µm. Fonte: [37].

Na análise microestrutural desses revestimentos após os ensaios de erosão, ficou constatado que no CWC o ligante envolto do carboneto foi desbastado e o WC sem o suporte dado pelo ligante foi arrancado do material, gerando porosidades no ligante dúctil [37]. Esse poro pode ser visualizado na figura 23a. Na figura 23b, pode-se constatar que o revestimento NWC resistiu mais ao desgaste que o CWC. O aumento da concentração de abrasivo na solução causa a nucleação e propagação das trincas. Na figura 23c é mostrado esse comportamento no poro originado pela retirada do carboneto. Comparativamente, na figura 23d, no NWC, apenas indentações superficiais são claramente visíveis, e uma quantidade menor de WC arrancados imprime a esse material a melhor resistência à erosão. Na figura 23e, para uma alta ampliação, é verificado que a trinca se inicia na cratera do CWC. Conforme já foi mencionado, a alta K_{IC} do NWC diminui a propagação das trincas pelo impacto repetitivo do abrasivo. Na figura 23e é observado que há impedimento

de propagação das trincas no NWC, como causa do tamanho nanométrico do WC, o qual pode ter acontecido devido ao alto K_{Ic} da fase nanométrica.

Outras pesquisas obtiveram o mesmo comportamento. No trabalho de Liu et al. [38], foi investigada a influência do pó nano-WC-Co no revestimento WC-10Co-4Cr depositado por HVOF. O estudo foi feito em amostras que variavam a adição de nano-WC-Co na composição: adição de 0% a 5%, 10% e 15%. O revestimento com adição de 15% de nano-WC-Co apresentou a maior dureza dentre os materiais ensaiados, decrescendo à medida que diminui a concentração de nano-WC-Co. Associados à dureza, os ensaios de erosão mostram que, enquanto o HVOF-15% obteve a maior resistência ao desgaste entre os materiais, o HVOF-0% teve a menor (figura 24). O principal mecanismo de desgaste visto nesses revestimentos foram as microtrincas.

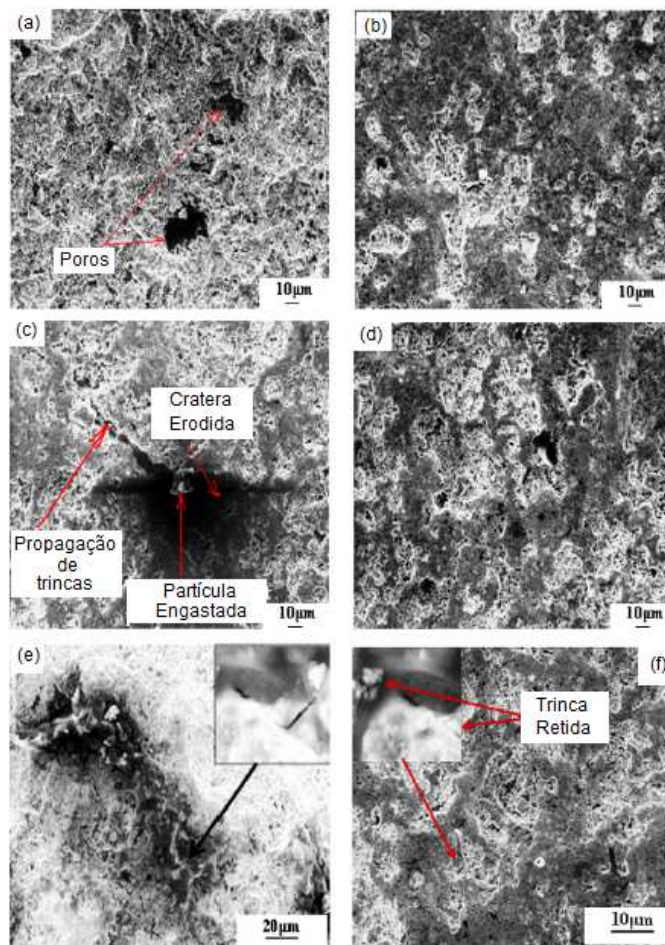


Figura 23 - Imagens que apresentam a superfície erodida de (a) CWC e (b) NWC erodidos com Si_2O (quartzo) em 10% de concentração. Em (c) e (d) com 30% de concentração de Si_2O ; (e) alta ampliação das trincas formadas na cratera do CWC com 30% de concentração de Si_2O ; (f) trinca retida no revestimento NWC. Fonte: [37].

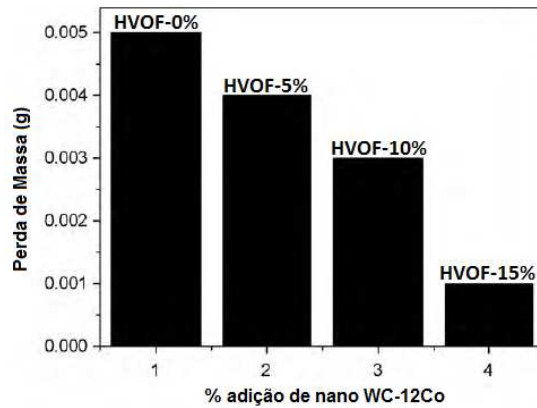


Figura 24 - Efeito da adição de %WC na resistência à erosão de revestimentos depositados por HVOF. Fonte: [38].

Allen et al. [39] observaram que, para revestimento de carbonetos ultrafinos WC-Co em erosão por jato de ar, o tamanho dos carbonetos e o espaçamento livre entre os carbonetos influenciam diretamente a resistência à erosão. Naquele trabalho [39], foram avaliados 12 categorias de revestimentos sinterizados relacionando-os com suas propriedades. Entre essas propriedades, analisa-se o tamanho do carboneto dos grupos ultrafino (U), fino (F), médio (S) e grosseiro (C), variando também a porcentagem de cobalto na matriz 6%, 8%, 10% e 15%, em que se percebe que, quanto mais finos do que grosseiros, menor é a taxa de desgaste erosivo (figura 25a); porém, quando se compara o espaçamento livre, percebe-se que, quanto menor o espaçamento livre entre os carbonetos, maior é a resistência ao desgaste (figura 25b).

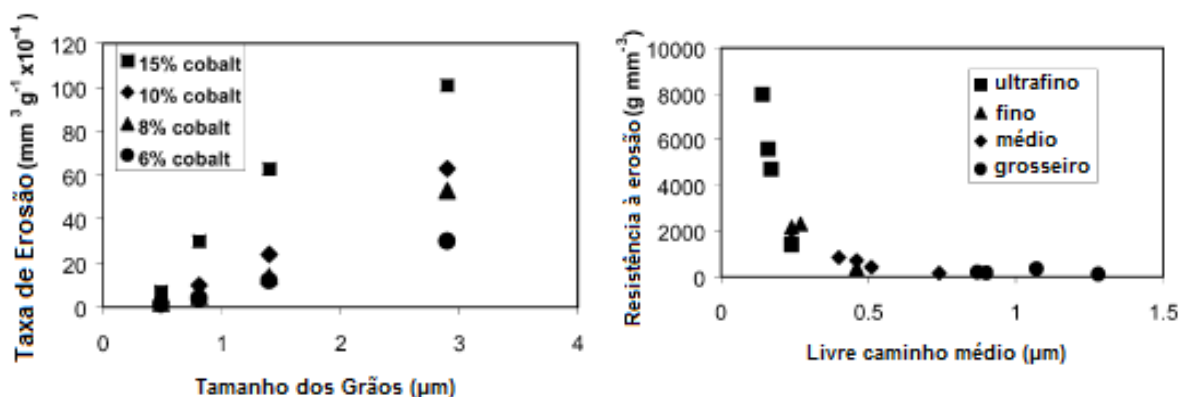


Figura 25 - (a) ilustração que expõe o efeito do tamanho do grão de WC na taxa de desgaste erosivo, variando a porcentagem de Co como ligante; (b) efeito do livre caminho médio na resistência ao desgaste erosivo, variando também o tamanho do carboneto. Fonte [39]

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS EMPREGADOS

Os revestimentos depositados sobre substrato de aços à base de carboneto (CREUSABRO 8000, CREUSABRO 4800, USI AR 400 e A36 – ANEXO A) foram produzidos por uma empresa mineradora local e enviados ao Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT), localizado na Universidade Federal do Espírito Santo (UFES). Todos os revestimentos possuíam 3 mm de espessura. A diante, serão apresentadas as amostras ensaiadas, bem como suas especificações e a preparação para o ensaio. Também será apresentada a caracterização dos abrasivos que foram utilizados nos ensaios.

3.1.1 Caracterização dos revestimentos

As amostras como recebidas perfazem revestimentos à base de WC-Co, especificados pela empresa local e depositados sobre aços ao carbono. Os revestimentos foram depositados sobre quatro substratos diferentes, cujas propriedades estão no ANEXO A. Também o processo de deposição dos revestimentos sobre os aços base difere entre as amostras. A tabela 3.1 apresenta a nomenclatura empregada neste trabalho.

Tabela 2 - Identificação das amostras com as respectivas especificações como recebidas e das mesmas amostras identificadas neste trabalho.

IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS COMO RECEBIDAS	IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS NO TRABALHO
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 USIAR 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

Os revestimentos das amostras PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400 são caracterizados como mostra a figura 26a; já o revestimento depositado por manta sinterizada é apresentado na figura 26b.

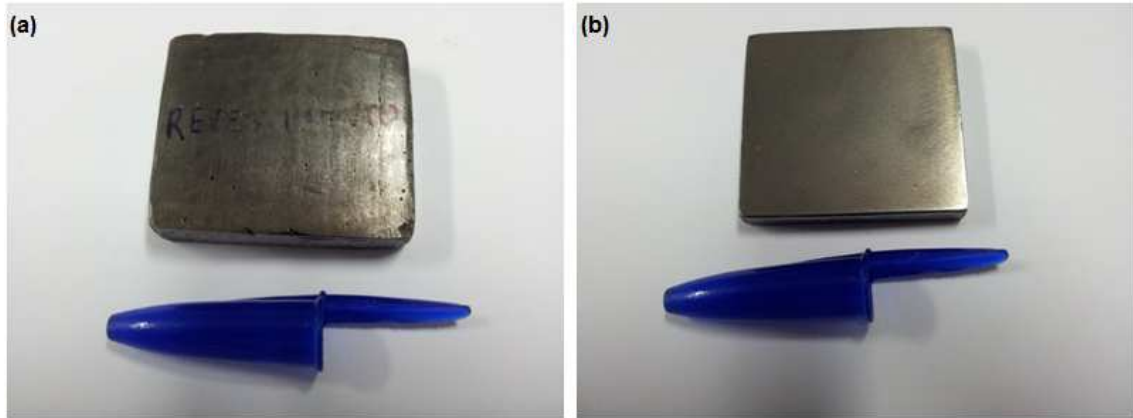


Figura 26 - Amostras dos materiais como recebidas: em (a) observa-se a superfície do revestimento realizado sobre o aço CREUSABRO 8000, em que foi utilizado como exemplo, pois caracteriza o mesmo revestimento sobre o aço CREUSABRO 4800 e o aço USIAR 400; em (b) apresenta-se a superfície do revestimento sobre o aço A36.

As amostras foram caracterizadas tanto em relação à diferença metalográfica (fração volumétrica dos carbonetos, caminho livre médio entre carbonetos e composição química dos revestimentos) quanto à parte superficial (rugosidade da superfície antes do ensaio e micrografia da superfície para verificar os mecanismos de desgaste), além da dureza e microdureza do revestimento). Todos os ensaios foram feitos nos equipamentos dos laboratórios da UFES.

a) Fração volumétrica dos carbonetos

Para quantificar a fração volumétrica dos carbonetos (V_F) nas amostras, usou-se o Microscópio Óptico Nikon Eclipse MA 200 do Lab. TRICORRMAT/UFES. A metodologia realizada está baseada na norma ASTM E562 – 08 [40]. Cita-se o procedimento no ANEXO B.

b) Livre caminho médio entre carbonetos

Obteve-se o Livre Caminho Médio (λ) entre carbonetos no Laboratório TRICORRMAT/UFES, no Microscópio Óptico Nikon Eclipse MA 200, medindo-os a partir da literatura [41]. ANEXO B.

c) Composição química semi-quantitativa dos revestimentos

A composição química dos revestimentos através do microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo EVO 40 – ZEISS, situado no Laboratório de Caracterização de Superfície de Materiais (LCSM) na UFES. Para analisar as matrizes, foi feita Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS) global. Já para avaliar a composição dos carbonetos, fez-se de forma pontual.

d) Rugosidade superficial dos revestimentos

De acordo com a norma ASTM G76, é necessário que as superfícies das amostras tenham uma rugosidade média inferior ou igual a 1 μm . Portanto, para que os ensaios de erosão permanecessem de acordo com a metodologia da norma, avaliou-se a topografia da superficial (rugosidade superficial de 3 mm) dos revestimentos no analisador tridimensional de superfície, marca Taylor Robson, situado no LCSM/UFES.

e) Dureza dos revestimentos

Visando relacionar a dureza de topo com o desgaste erosivo, realizaram-se medições de forma macro e microdureza (temperatura ambiente), ambas medidas no Lab. TRICORRMAT.

Fez-se a macrodureza, no durômetro modelo Wilson M.I.C.I., por meio do método Rockwell C. Essa escolha foi devida à alta dureza do WC, realizando 36 durezas em cada revestimento.

Para a medição da microdureza, utilizou-se o microdurômetro Pantec HXD – 1000TM. Fizeram-se doze durezas para cada fase nos materiais. Utilizando-se a carga de 300g nas medições, com exceção de uma nova fase encontrada no MS_A36, denominada de aglomerado de carboneto manométrico de tungstênio. Neste caso, utilizou-se a carga de 50g porque as medições de 300g geraram tamanhos impróprios para quantificar as durezas nesse microconstituente.

f) Caracterização microestrutural das superfícies antes e depois dos ensaios de erosão

Antes dos ensaios de erosão, realizaram-se macro e micrografias de topo com o microscópio óptico e MEV, buscando correlacionar os defeitos encontrados nos revestimentos (trincas, porosidades, heterogeneidades e poros) com os resultados dos ensaios de erosão.

3.1.2 Caracterização das partículas

Empregaram-se particulados diferentes para condições distintas de ensaio. As partículas foram alumina (IPT – 50 μm) e hematita (VALE – 297 μm).

Em pré-testes realizados no erosímetro, observou-se que a hematita se aglomerava à entrada do alimentador de partículas. Desse modo, foi necessário peneirar a hematina numa granulometria menor, utilizando uma peneira ASTM 60 – 250 μm .

Depois de os abrasivos terem sido testados na moega de alimentação, analisaram-se as suas características, como a morfologia e a sua distribuição granulométrica. A morfologia foi analisada no MEV antes e depois de sua utilização no ensaio de erosão.

Foi avaliada também a distribuição granulométrica das partículas. Essa análise teve seu procedimento realizado no Laboratório de Precipitadores Eletrostáticos, pertencente ao Departamento de Engenharia Ambiental, localizado na UFES, onde foram medidos pelo método da peneira (utilizando diferentes tamanhos de peneiras).

A dureza das partículas foi baseada na literatura [10], em que a dureza da alumina e a da hematita são, respectivamente, 1800 HV e 900 HV.

3.2 ENSAIOS DE EROSÃO

Com base nas amostras já caracterizadas e preparadas, antes do início do ensaio, é realizada a preparação do equipamento, devendo ser aferido fluxo de partículas que vão adentrar o escoamento, no qual a introdução do abrasivo no equipamento é feita por uma esteira de transporte movimentada por um motor em um circuito PWM (*Pulse-Width Modulation*), em que é controlado o fluxo de 2 mg/s.mm² dado pela literatura [8] e a velocidade de impacto das partículas dada pelo método dos dois discos [41] em que se faz uma correlação da velocidade medida com a pressão de ar dada por um manômetro da forma U instalado na tubulação de alimentação de ar. O erosímetro utilizado nos ensaios pertence ao TRICORRMAT/UFES, figura 27, e foi validado segundo a norma ASTM G76 [8] por [4].

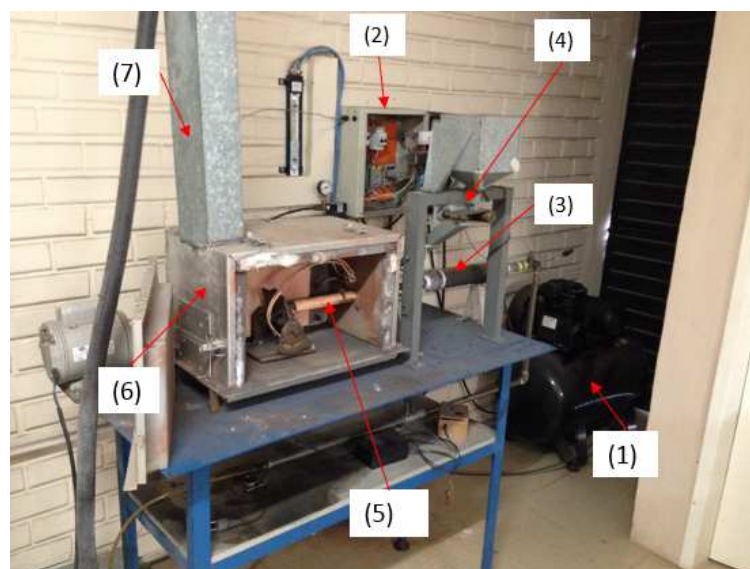


Figura 27 - Esquema do erosímetro a jato de ar utilizado nos ensaios: (1) alimentação de ar; (2) tratamento de controle de ar; (3) aquecimento e controle da temperatura; (4) alimentação de partícula; (5) aceleração das partículas; (6) câmara de ensaios; (7) saída de gases.

3.2.1 Condições ensaiadas

As condições de ensaios previstos para os materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36 estão citadas na tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros para cada uma das condições ensaiadas

	PARTÍCULA	VELOCIDADE DE IMPACTO	ÂNGULO DE IMPACTO	TEMPERATURA AMBIENTE
Condição I	Alumina	70 m/s	90°	23°C
Condição II	Hematita	70 m/s	90°	400°C
Condição III	Hematita	70 m/s	30°	400°C

Para cada condição, cinco amostras de cada revestimento deveriam ser ensaiadas.

Na tabela 3, para a condição I foram ensaiadas, como previsto, cinco amostras de cada revestimento em temperatura ambiente, registrada em 23 °C. Para as condições II e III foram realizados, devido à dificuldade, apenas dois ensaios para cada revestimento. A temperatura utilizada foi de 375°C, pois houve dificuldade de exceder essa temperatura com as resistências elétricas do erosímetro e também de manter a inércia térmica, pois era muito instável para temperaturas superiores a 375°C, dificultando a realização dos ensaios.

A velocidade do fluxo é medida pelos métodos

A seguir é apresentado o procedimento adotado para cada condição.

1º) Condição I

Para a condição I, os ensaios seguiram esta ordem:

- 1) com o erosímetro preparado, as amostras foram limpas com acetona no ultrassom Unique Ultra Cleaner 1400 durante dez minutos, passadas no álcool e secadas (temperatura um pouco acima da temperatura ambiente para facilitar a evaporação) e pesadas na balança de precisão Sartorius CP225D. Depois, a amostra foi posicionada no porta-amostra com a superfície perpendicular à direção do fluxo de partículas (ângulo de 90°);
- 2) pôde-se, então, regular o diferencial de pressão no manômetro U com o mesmo valor daquele observado para determinar a velocidade das partículas,

isto é, com o mecanismo dos discos paralelos instalados. Em seguida, acionou-se o circuito PWM que fazia a inserção das partículas no escoamento. O tempo de ensaio deve ser medido a fim de que se controle a entrada destas partículas durante dez minutos, conforme determina a norma;

- 3) após a conclusão do ensaio, a amostra foi retirada, levada ao ultrassom novamente, em que foi limpa, durante dez minutos, em acetona e depois, por dez minutos, em álcool. Em seguida, a amostra foi secada como na limpeza antes do ensaio e repesada, encontrando assim a diferença de massa obtida durante o ensaio de erosão.

2º) Condição II

Nesta condição, devido ao fato de os ensaios serem a quente, antes da realização dos ensaios propriamente ditos, era necessário quantificar a massa dos materiais, PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36, que iriam variar em sua massa devido à oxidação.

Fez-se, então, aquecimento da amostra no erosímetro para a mesma temperatura real de ensaio (375°C), deixando as amostras no mesmo tempo de ensaios conforme a norma ASTM G76, porém sem alimentação de partículas no fluxo de ar.

Com isso, a diferença de massa relativa oxidação (equação 6) foi associada à perda de massa por erosão. 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. (ANEXO C)

$$\left| \begin{array}{c} \text{Diferença} \\ \text{de Massa} \\ \text{devido a} \\ \text{oxidação} \end{array} \right| = \left| \begin{array}{c} \text{Massa medida} \\ \text{antes do} \\ \text{ensaio} \end{array} \right| - \left| \begin{array}{c} \text{Massa medida} \\ \text{após o ensaio} \\ \text{sem abrasivo} \end{array} \right| \quad (6)$$

Foi medida a velocidade do fluxo de ar com particulado, à temperatura de 375°C, quando se notou que a variação na velocidade fora desprezível (ANEXO D).

Portanto, a mesma leitura da vazão no manômetro U garantia a reprodutibilidade das partículas para ensaios tanto a frio quanto a quente. Realizadas essas etapas iniciais nos ensaios a quente para a condição II e condição III, os ensaios obedeceram à seguinte ordem:

- 1) com o erosímetro preparado, as amostras foram limpas com acetona no ultrassom Unique Ultra Cleaner 1400 durante dez minutos, mergulhadas no álcool e secadas (temperatura um pouco acima da temperatura ambiente para facilitar a evaporação) e pesadas na balança de precisão Sartorius CP225D. Depois a amostra foi posicionada no porta-amostra com a superfície perpendicular à direção do fluxo de partículas (ângulo de 90°);
- 2) pôde-se, então, regular o diferencial de pressão no manômetro U com o mesmo valor daquele observado para determinar a velocidade das partículas com o mecanismo dos discos paralelos instalados. Posteriormente, iniciou-se o aquecimento do conjunto ar, câmara de erosão, porta-amostra e amostra, primeiramente aquecendo a amostra até 375°C (aproximadamente duas horas e meia). Após esse aquecimento, acionou-se o circuito PWM que fazia a inserção das partículas no escoamento. Os ensaios então foram realizados num tempo de dez minutos como estabelecido pela norma ASTM G 76 [8]. Em seguida, desligou-se o circuito térmico e esperou-se o resfriamento da amostra até a temperatura ambiente (aproximadamente duas horas), para então abrir a câmara de ensaio;
- 3) após a conclusão do ensaio, a amostra foi retirada, levada ao ultrassom novamente, no qual foi limpa, durante dez minutos, em acetona e depois, por dez minutos, em álcool. Em seguida, a amostra foi secada como na limpeza antes do ensaio e repesada. Encontrou-se, assim, a diferença de massa que teve durante o ensaio de erosão.

3º) Condição III

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

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, serão apresentados os resultados obtidos neste trabalho e as respectivas discussões a eles pertinentes.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

Objetivando-se correlacionar a microestrutura dos revestimentos com a taxa de erosão e os micromecanismos de desgaste, aferiu-se a fração volumétrica dos carbonetos; o livre caminho médio entre carbonetos; a composição química dos revestimentos; a rugosidade superficial dos revestimentos; a dureza dos revestimentos; a caracterização microestrutural da superfície.

4.1.1 Fração volumétrica dos carbonetos

São apresentados, na figura 28 abaixo, os resultados da fração volumétrica dos carbonetos do revestimento para todos os revestimentos com o índice de certeza de 95% (IC 95%).

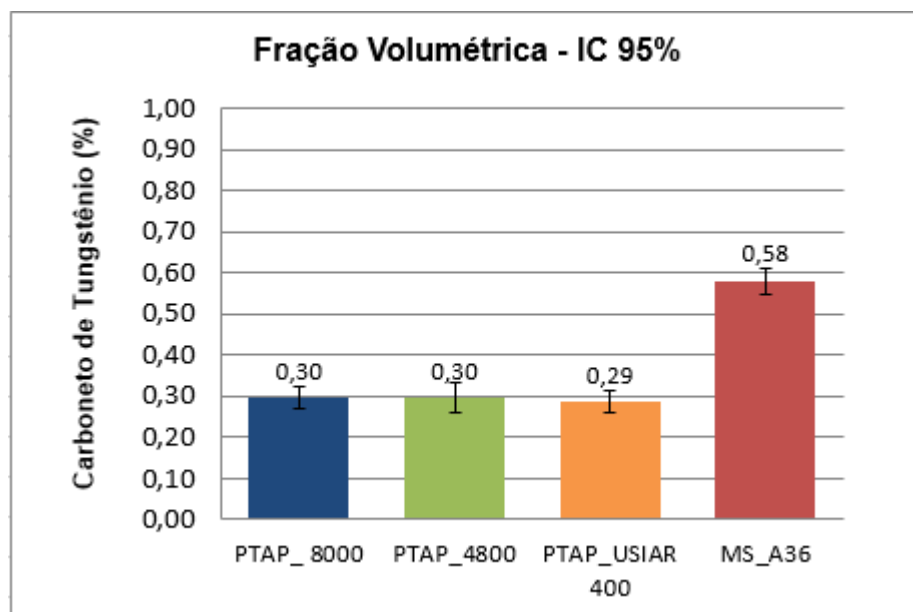


Figura 28 - Fração volumétrica de carbonetos na matriz de ligante para os materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.

Observa-se que os materiais revestidos por PTAP (PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400) possuem a mesma fração volumétrica de carbonetos na matriz. Já o revestimento MS_A36 mostrou ter mais carboneto de tungstênio do que ligante. Por sua vez, apresenta ter aproximadamente duas vezes a quantidade de carboneto de tungstênio a mais do que nos outros revestimentos.

4.1.2 Livre caminho médio entre carbonetos

No intuito de caracterizar melhor a microestrutura dos revestimentos, além da fração volumétrica, foi mensurado também o Livre Caminho Médio (espaçamento livre entre carbonetos), cujo resultado está apresentado na figura 29.

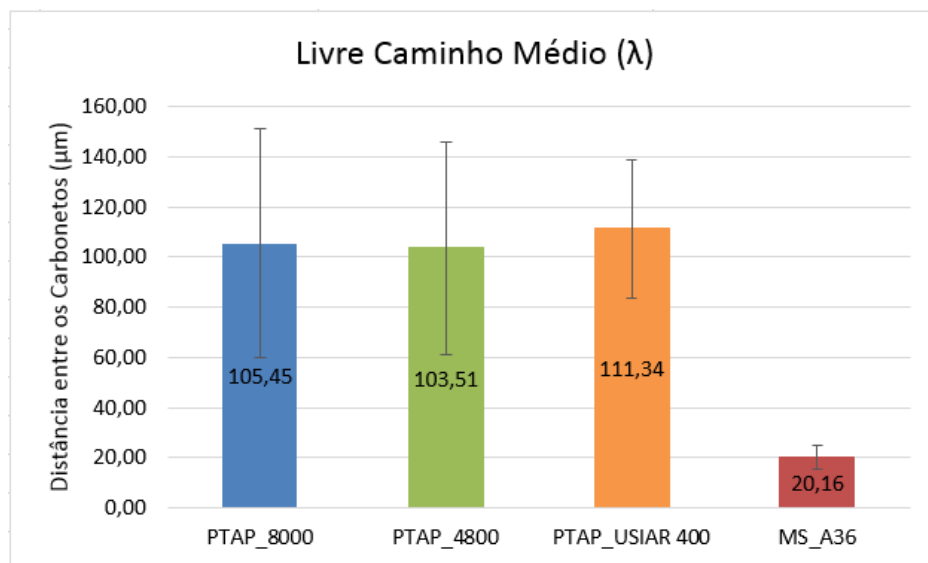


Figura 29 - Livre caminho médio (λ) entre carbonetos dos materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.

Evidenciou-se que os revestimentos depositados por PTAP possuem a mesma distância entre carbonetos, pois estatisticamente os valores estão iguais na figura 29.

No revestimento MS_A36 foi observado que seu livre caminho médio é pequeno, isto é, chega a ser cinco vezes menor do que os valores medidos nos outros três revestimentos depositados por PTAP.

4.1.3 Composição química semi-quantitativa dos revestimentos

Uma vez que o carboneto é constituído basicamente de tungstênio, o que foi confirmado por meio de EDS pontuais (figura 30a), houve maior interesse em analisar a composição química do ligante. Isso foi feito por meio de EDS globais (figura 30b).

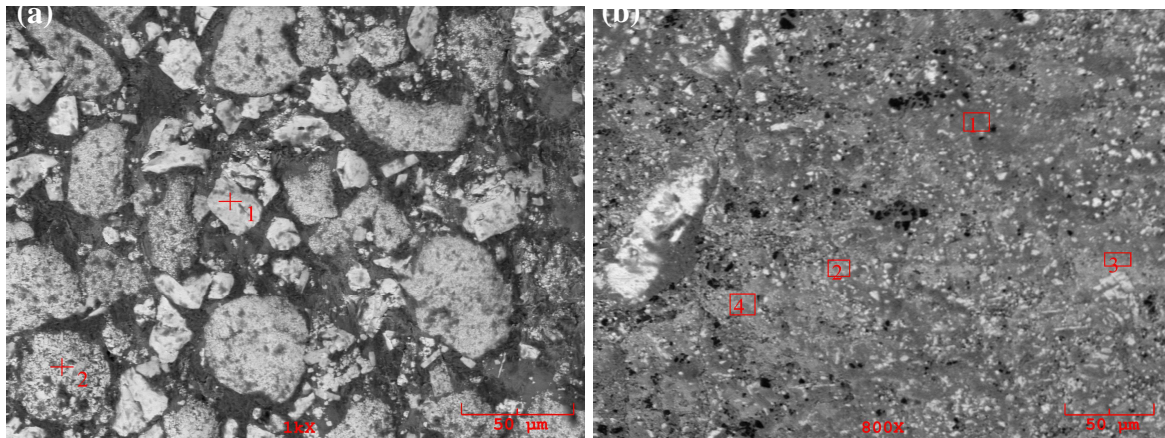


Figura 30 - Micrografias utilizadas para a coleta da análise química (EDS). (a) Micrografia do MS_A36 (1000x) esboçando os EDS pontuais dos carbonetos. (b) Micrografia do PTA_8000 (800x) esboçando os EDS globais do ligante.

Através dos EDS, utilizando-os para quantificar a composição química nos ligantes, obtiveram-se os seguintes resultados (figura 31).

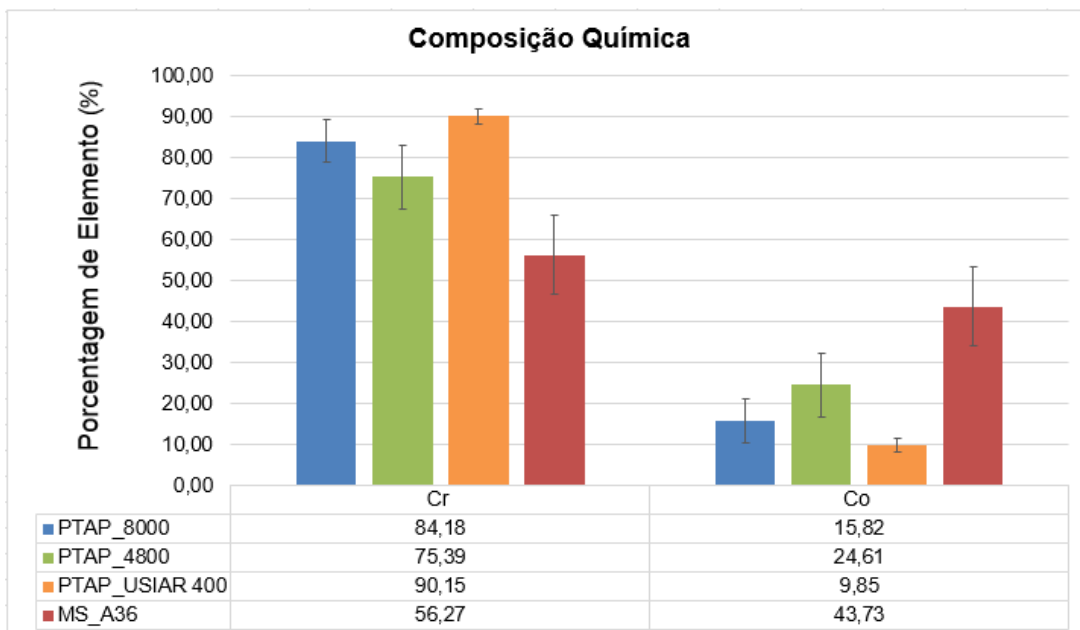


Figura 31 - Análise da composição química em peso percentual (wt%) do ligante feita por EDS global nos materiais PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.

De acordo com a análise química, entende-se que a classificação dos revestimentos como recebida estava errada, pois, de acordo com o fornecedor, os revestimentos eram a base de WC-Co. Observou-se, assim, que, no ligante dos revestimentos, a composição química, além do Co, possui Cr.

Para os revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400, o teor de Cr encontra-se em maior quantidade do que o Co. Porém, para revestimento MS_A36, estatisticamente, os elementos Co e Cr encontram-se equilibrados, isto é, com uma leve tendência de o Cr estar em maior porcentagem, nominando assim os revestimentos como WC-Cr-Co.

4.1.4 Rugosidade superficial dos revestimentos

Para manter a metodologia da norma ASTM G76 [8], caracterizaram-se as amostras quanto à rugosidade média (R_a) superficial dos revestimentos (figura 32). Consta-se que as superfícies dos revestimentos para todas as amostras, tanto os revestidos pelo processo PTAP quanto os pela manta sinterizada, encontram-se dentro do valor estipulado pela norma – rugosidade inferior ou igual a $1\ \mu\text{m}$.

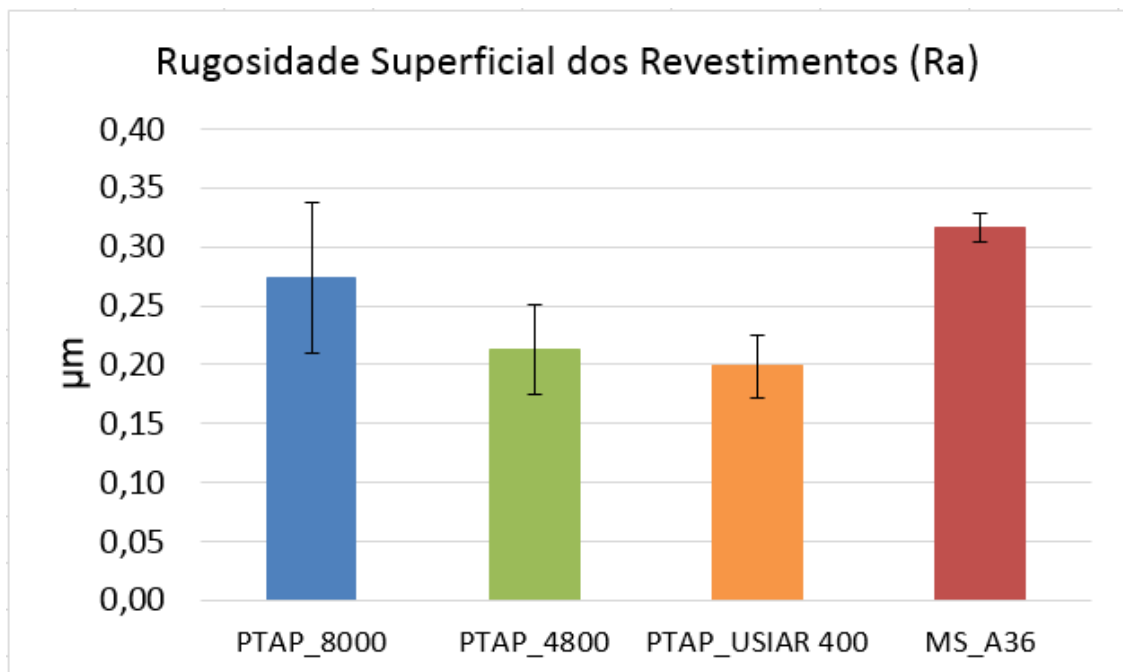


Figura 32 - Rugosidade superficial média dos revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36.

4.1.5 Dureza dos revestimentos

Nos ensaios de dureza Rockwell, os revestimentos apresentaram-se semelhantes (figura 33).

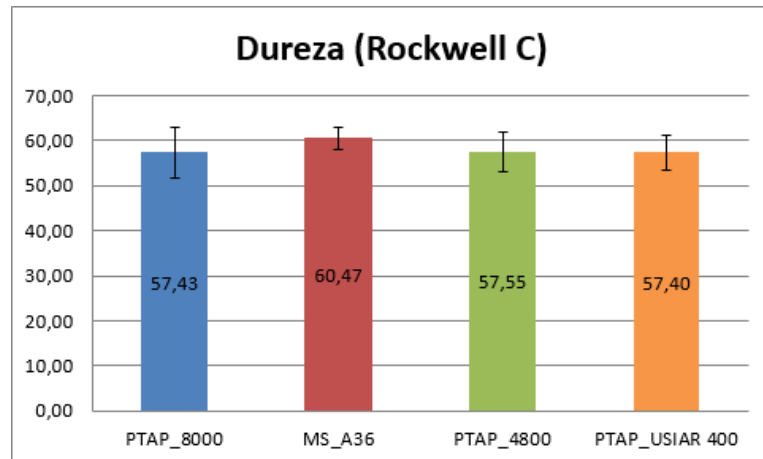


Figura 33 - Dureza Rockwell C feita nos revestimentos das amostras de PTAP_8000, MS_A36, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400.

Porém, ao analisar a microdureza dos revestimentos, quantificaram-se as fases presentes. Dessa maneira, verificaram-se as diferenças na microestrutura dos revestimentos. (Figura 34).

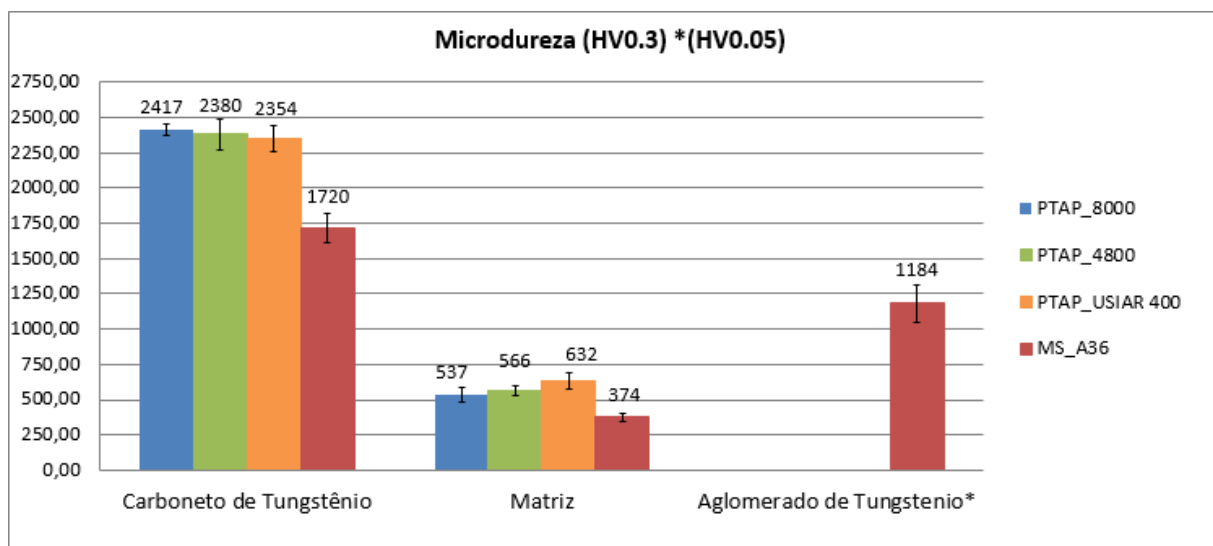


Figura 34 - Microdureza feita nos microconstituintes dos revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36 (indentações feitas na matriz, nos carbonetos e particularmente na terceira fase encontrada no MS_A36, denominada como aglomerado de tungstênio).

Para os revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400, respectivamente nessa ordem, percebe-se uma leve tendência decrescente na

microdureza dos carbonetos de tungstênio, porém na matriz foi observado o aumento dos valores de microdureza.

Com esses valores de microdureza nos microconstituintes, entende-se que o equilíbrio das macrodurezas é baseado na fração volumétrica dos carbonetos de tungstênio distribuídos nos ligantes, pois a dureza da matrizes encontram dentro dos valores do Cromo e do Cobalto, conforme a literatura [40].

O revestimento MS_A36, a microdureza do carboneto e do ligante, foi bem abaixo dos outros revestimentos. Entretanto, encontrou-se um terceiro microconstituente, chamada de aglomerado de carboneto tungstênio (figura 35), dotado de carbonetos de tungstênio menores, chegando até a medidas de ordem nanométricas, que por si teve uma microdureza intermediária entre dureza da matriz e o carboneto desse revestimento. Esse microconstituente foi comparado com os carbonetos da figura 20, encontrados por [31].

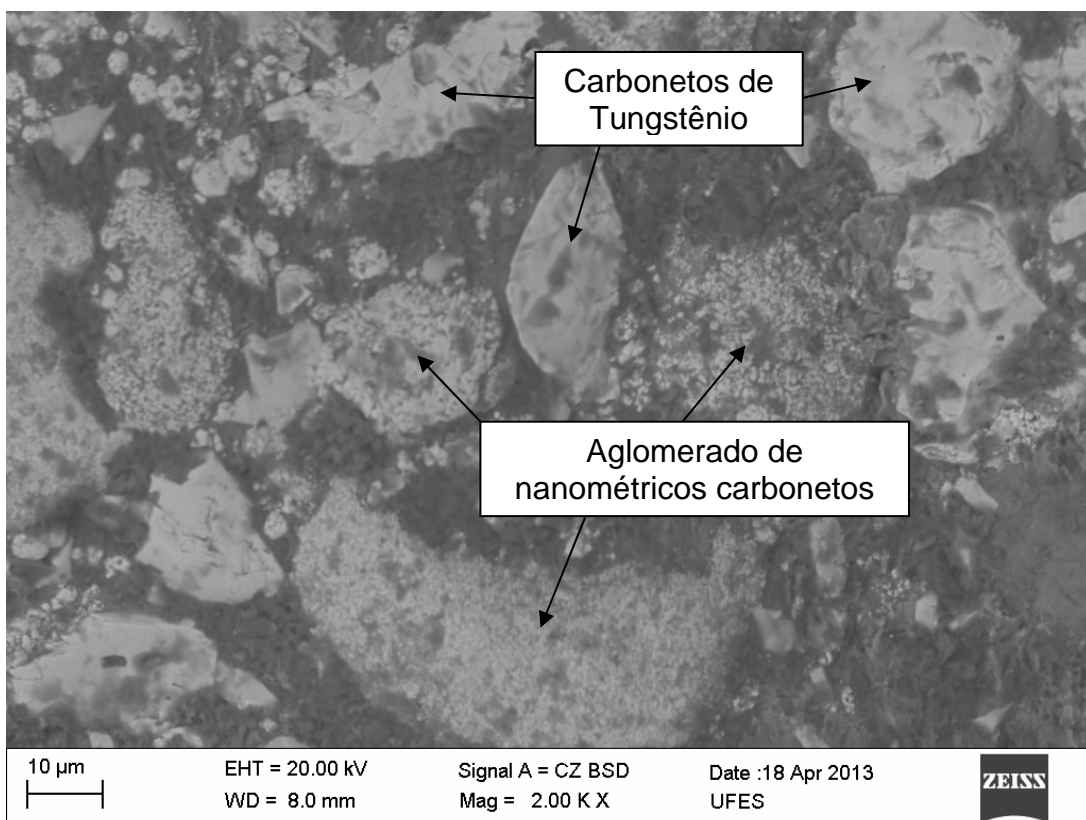


Figura 35 - Microestrutura presente na amostra MS_A36. Podem-se observar o aglomerado de carbonetos de tungstênio de ordem nanométrica de tungstênio e os carbonetos convencionais, ambos na cor clara, além do ligante presente na cor escura.

4.1.6 Caracterização microestrutural da superfície

Analisaram-se também as superfícies dos revestimentos para apresentar as suas características, como heterogeneidade, poros, distribuição granulométrica e trincas (figura 36).

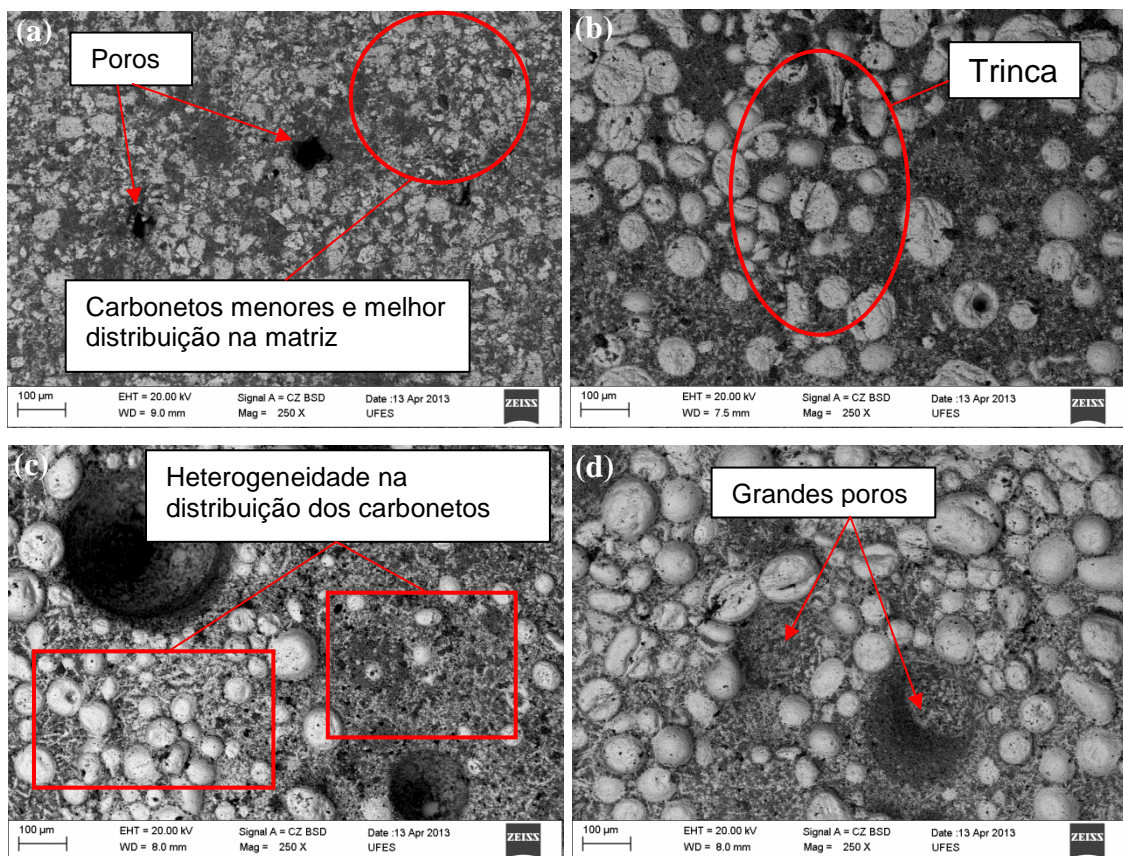


Figura 36 - Micrografia via MEV: (a) revestimento MS_A36 que identificam poros pequenos e homogeneidade na distribuição dos carbonetos; (b) revestimento PTAP_8000 apresenta trincas na superfície; (c) revestimento PTAP_USIAR 400 que ilustra a heterogeneidade da distribuição dos carbonetos na matriz, (d) e revestimento PTAP_4800 apresentando grandes poros.

As imagens acima indicam os defeitos encontrados nos revestimentos estudados, dentro dos quais se observou uma melhor qualidade na distribuição dos carbonetos na matriz do revestimento MS_A36 (figura 36a), evidenciando-se também a presença de poros menores e em menor quantidade, comparados aos revestimentos depositados por PTAP.

Foi constatado também que, em todos os revestimentos depositados por PTAP (PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400), se confirmou a presença de trincas (figura 36b), heterogeneidades (figura 36c) e grandes poros (figura 36d). Mais

especificamente no revestimento PTAP_8000, observou-se uma maior densidade de trincas na superfície próxima à interface dos passos de solda (figura 37).

Para os revestimentos depositados por PTAP, observou-se que os carbonetos de tungstênio eram mais esféricos do que os carbonetos de tungstênio encontrados na manta sinterizada, em que esses eram mais angulosos e menores.

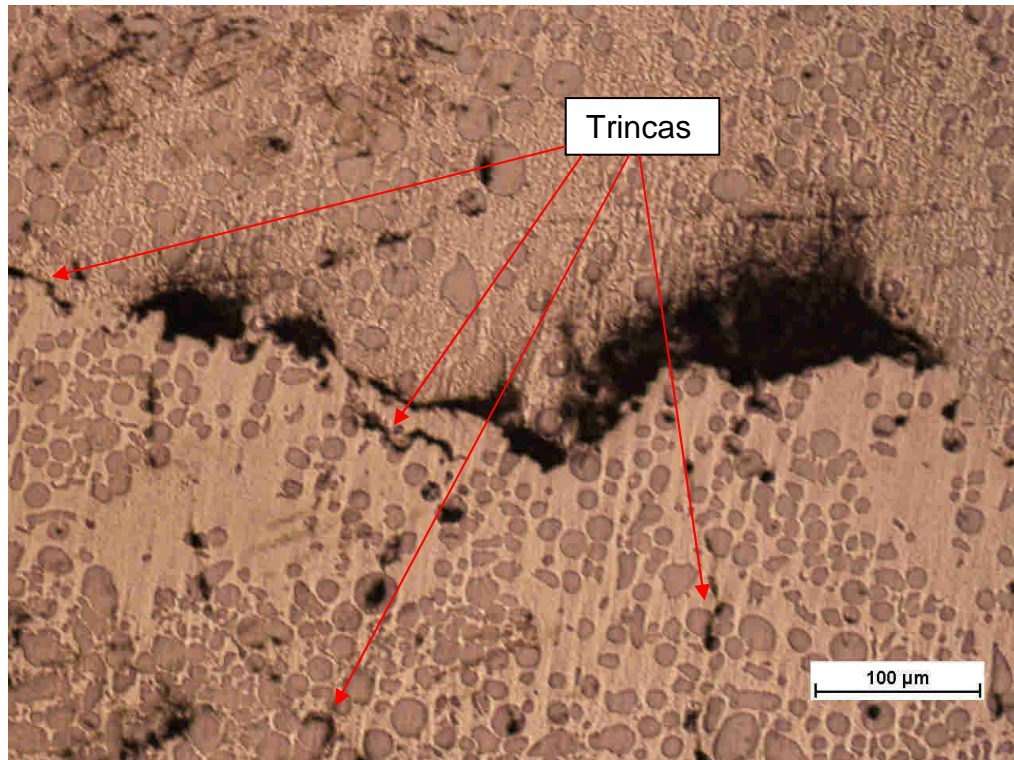


Figura 37 - Micrografia no microscópio óptico, ilustrando as trincas no revestimento PTAP_8000 próximas à interface dos passos de solda.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS PARTÍCULAS

Para a caracterização das partículas, analisou-se a granulometria dos abrasivos (alumina e hematita) antes dos ensaios de erosão. Também foi analisada a morfologia dos abrasivos (micrografia óptica e fator de esfericidade), porém essas análises ocorreram tanto antes quanto depois dos ensaios de erosão.

4.2.1 Tamanho das partículas

Quantificou-se a frequência percentual do tamanho das partículas, usando granulometria por peneiramento, em que se obtiveram os valores para a construção da curva granulométrica de partículas de alumina (figura 38) e de hematita (figura 39).

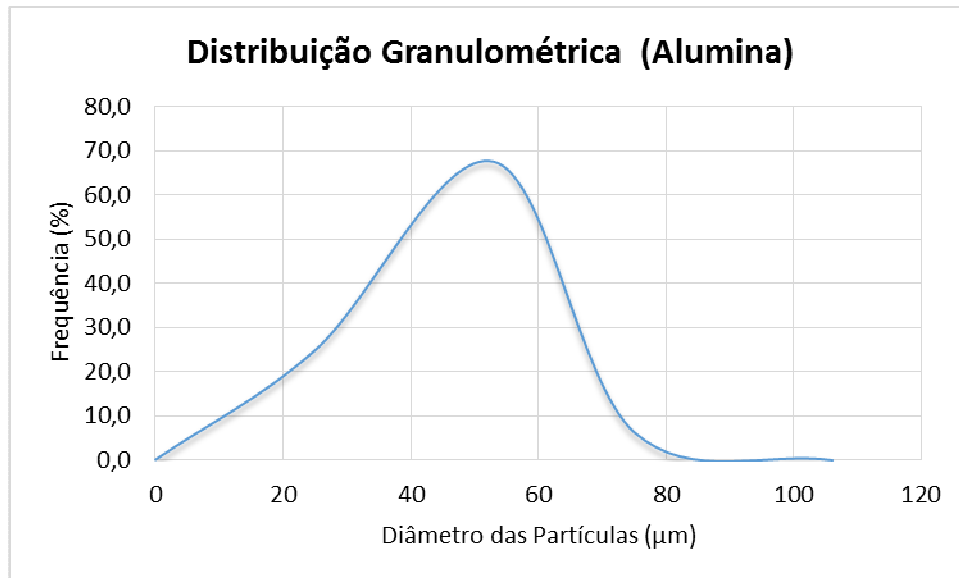


Figura 38 - Gráfico com a distribuição granulométrica da alumina, com 67,6% a 53 µm.

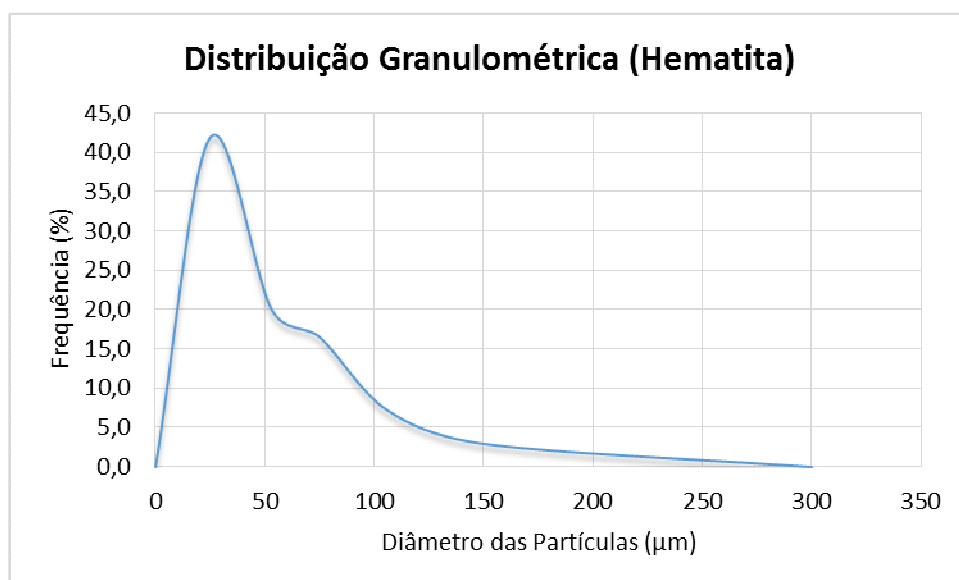


Figura 39 - Gráfico com a distribuição granulométrica da hematita, com 41,8% a 25 µm e 16,5% a 75 µm.

Por meio da distribuição granulométrica das partículas, a alumina apresentou sua maior faixa percentual, que é de 67,6% no tamanho de 53 µm, explicitando que os

valores estão próximos à referência como recebida do IPT, que era registrado 50 μm . Nas partículas de hematita, evidenciaram-se na sua distribuição granulométrica duas faixas percentuais: uma de 41,8% no tamanho de 25 μm e a outra com um valor menor de 16,5% para o tamanho de 75 μm .

4.2.2 Morfologia das partículas

A morfologia das partículas foi analisada qualitativamente no MEV, resultando nas figuras 40a (alumina antes do ensaio de erosão), 40b (hematita antes do ensaio de erosão), 40c (alumina após o ensaio) e 40d (hematita após o ensaio). Observou-se que os abrasivos, tanto a alumina quanto a hematita, tiveram suas arestas um pouco fragmentadas durante o ensaio.

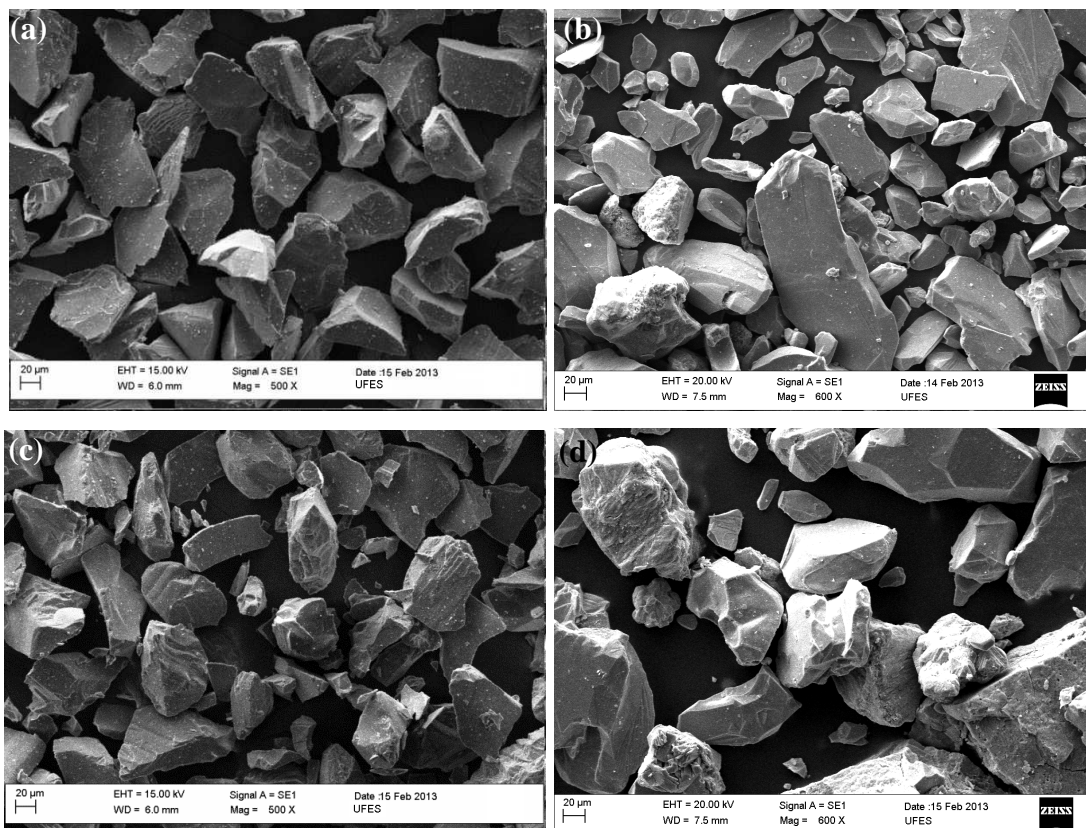


Figura 40 - Microscopia feita nas partículas antes e após a realização dos ensaios. (a) alumina virgem, (b) hematita virgem, (c) alumina após o ensaio, (d) hematita após o ensaio.

Visando quantificar o desgaste dos abrasivos (alumina e hematita) e tendo os valores das áreas e perímetros dos abrasivos adquiridos no MEV, calcularam-se os

seus fatores de esfericidade usando a equação 3. Os resultados obtidos estão apresentados na figura 41.

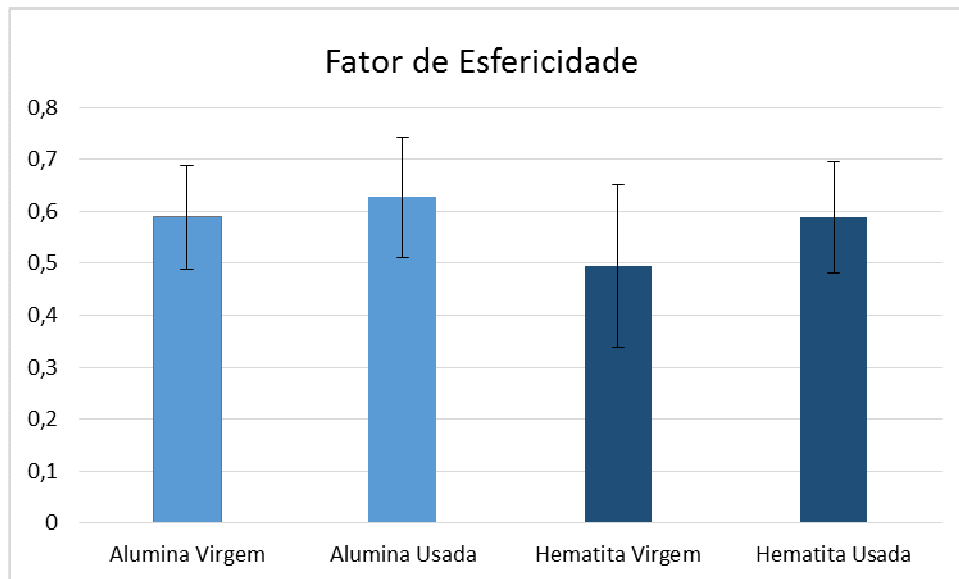


Figura 41 - Fator de esfericidade das partículas de alumina e hematita antes (virgem) e depois do ensaio (usada).

Observa-se que, pela tendência da média, os valores do fator de esfericidade são maiores quando medidos após os ensaios de erosão, confirmando que as partículas ficaram mais equiaxiais, consequência da perda de arestas durante os impactos.

4.3 COMPORTAMENTO EM EROÇÃO DOS REVESTIMENTOS

Após a análise dos revestimentos e da caracterização das partículas, o estudo foi direcionado para a discussão dos resultados obtidos nos ensaios de erosão (figura 42).

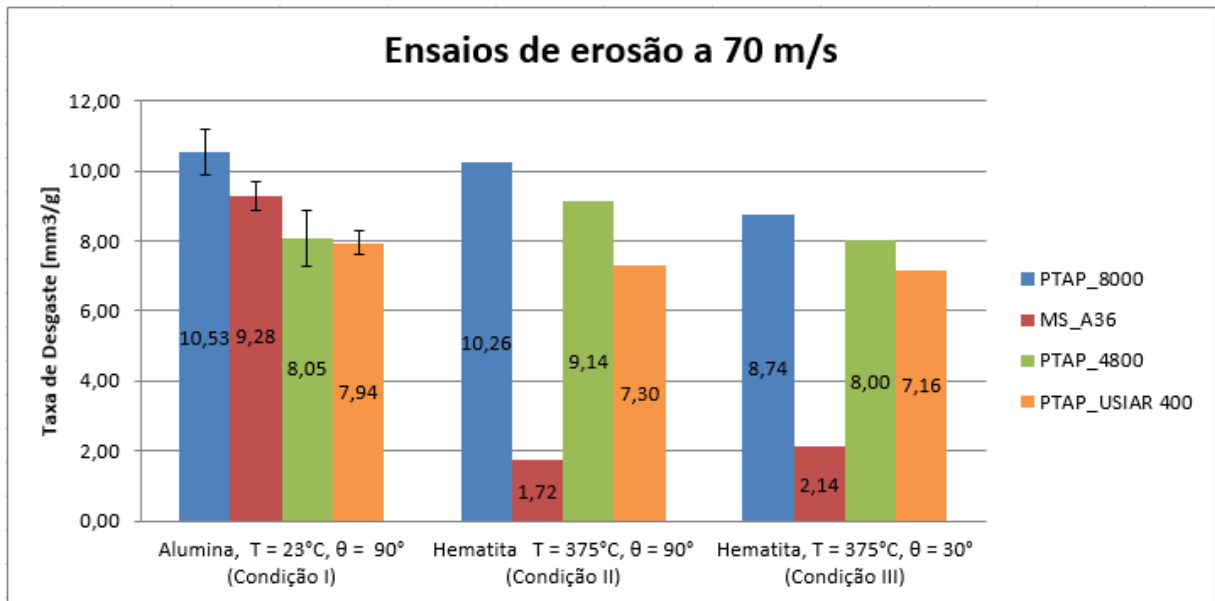


Figura 42 - Gráfico que indica a taxa de desgaste, em mm³/g, a 70 m/s nas três condições: condição I – alumina, 23°C e 90°C; condição II – hematita, 375°C e 90°C; condição III – hematita, 375°C e 30°C) realizado para os quatro materiais (PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 400 e MS_A36).

Nota-se que para todas as três condições existe uma relação decrescente das médias, referente à taxa de desgaste, nos revestimentos depositados por PTAP, na respectiva ordem: PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400. Isso pode ser explicado pelo aumento da dureza do ligante desse revestimento na ordem citada, não pode negligenciar que as durezas foram medidas em temperatura ambiente, portanto, essa e as correlações referente a dureza e microdureza do revestimento que são levantadas neste trabalho, não devem ser absoluta.

Para os ensaios na condição I, consta-se também uma grande variação do desvio-padrão na taxa de desgaste erosivo, principalmente para as amostras que foram revestidas pelo processo de deposição PTAP, que pode ser explicado devido à heterogeneidade, trinca e porosidade nelas apresentadas. [28, 31 e 33]

Já para o MS_A36, nos ensaios realizados com hematita como abrasivo, foi observada uma resistência ao desgaste até quatro vezes maior do que o ensaio realizado com alumina como abrasivo.

4.3.1 Condição I

Para a condição I (figura 43), a severidade do desgaste para todos os revestimentos é explicada pela similaridade nos micromecanismos atuantes nos revestimentos.

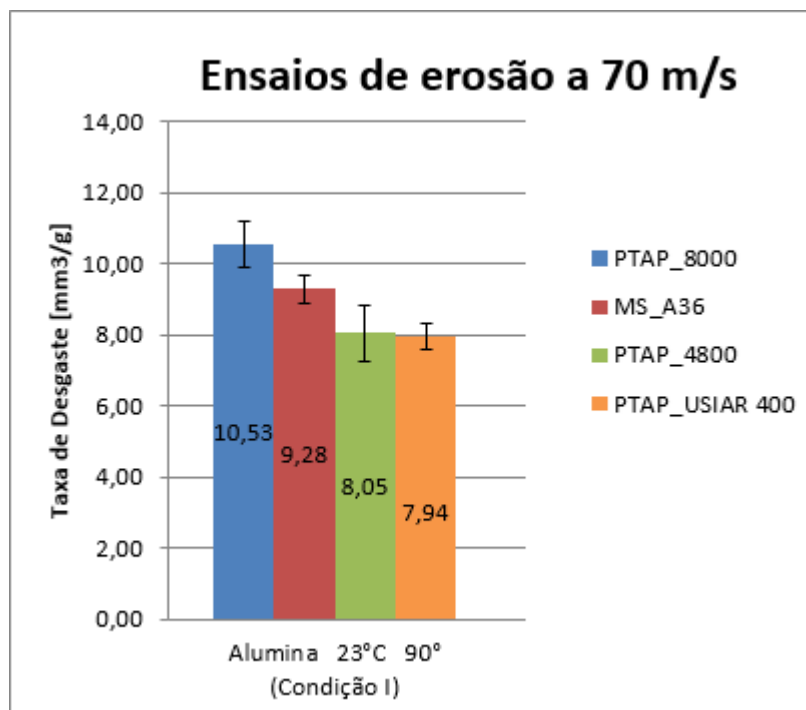


Figura 43 - Condição I – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – alumina; temperatura do ensaio – 23°C; ângulo de impacto – 90°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.

Baseando-se na literatura citada [10], sabe-se que a dureza da alumina é superior à dureza da hematita acarretando, assim, microtrincamento nos carbonetos, além dos micromecanismos dúcteis (microcorte e microsulcamento) no ligante.

Com isso, percebe-se que o revestimento PTAP_8000 apresentou a taxa de desgaste maior do que os outros revestimentos, devido à maior densidade de trincas encontradas na superfícies, facilitando assim o destacamento de material.

Já no revestimento MS_A36, o desgaste foi mais pronunciado do que nas condições II e III, pois a dureza da alumina é maior do que as encontradas (carboneto de tungstênio, aglomerado de carboneto manométricos de tungstênio e matriz) no seu revestimento. [10]

Os resultados podem ser observados de acordo com as fotos abaixo de cada revestimento.

- PTAP_8000

Observam-se nas figuras 44, 45 e 46 o microssulcamento na matriz, tirando a sustentação dos carbonetos até arrancá-los, e os microtrincamentos nos carbonetos, em que acarretou uma maior taxa de desgaste no PTAP_8000.

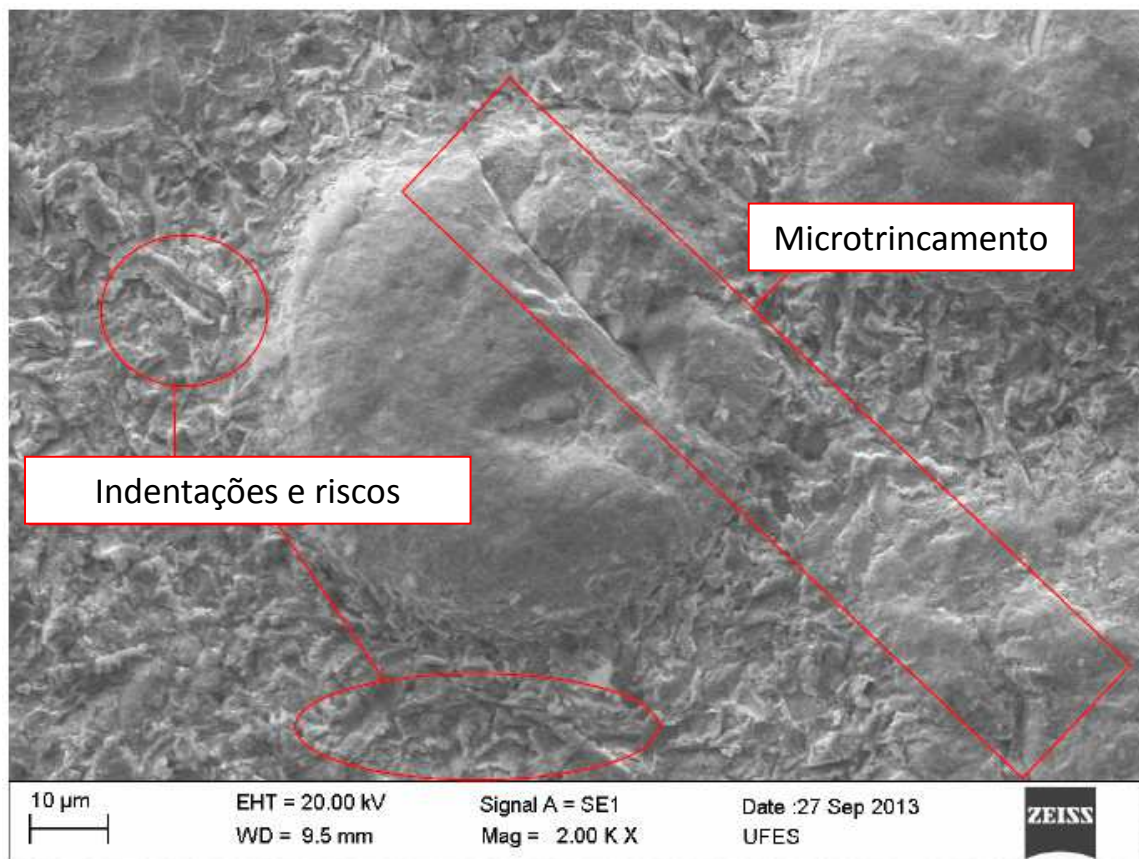


Figura 44 - Micrografia dos micromecanismos encontrados no revestimento PTAP_8000 na condição I dos ensaios de erosão. Observa-se o microssulcamento desgastando a matriz ao redor dos carbonetos e as microtrincas no revestimento e no carboneto.

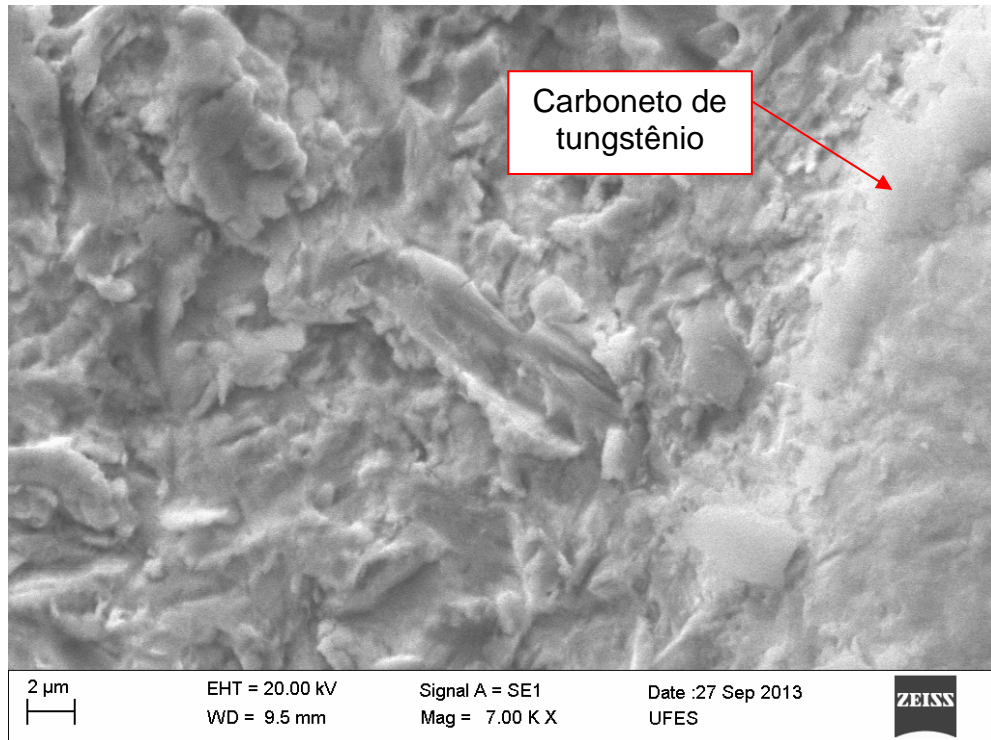


Figura 45 - Micrografia dos micromecanismos de desgaste dúctil em torno do carboneto do revestimento PTAP_8000 na condição I

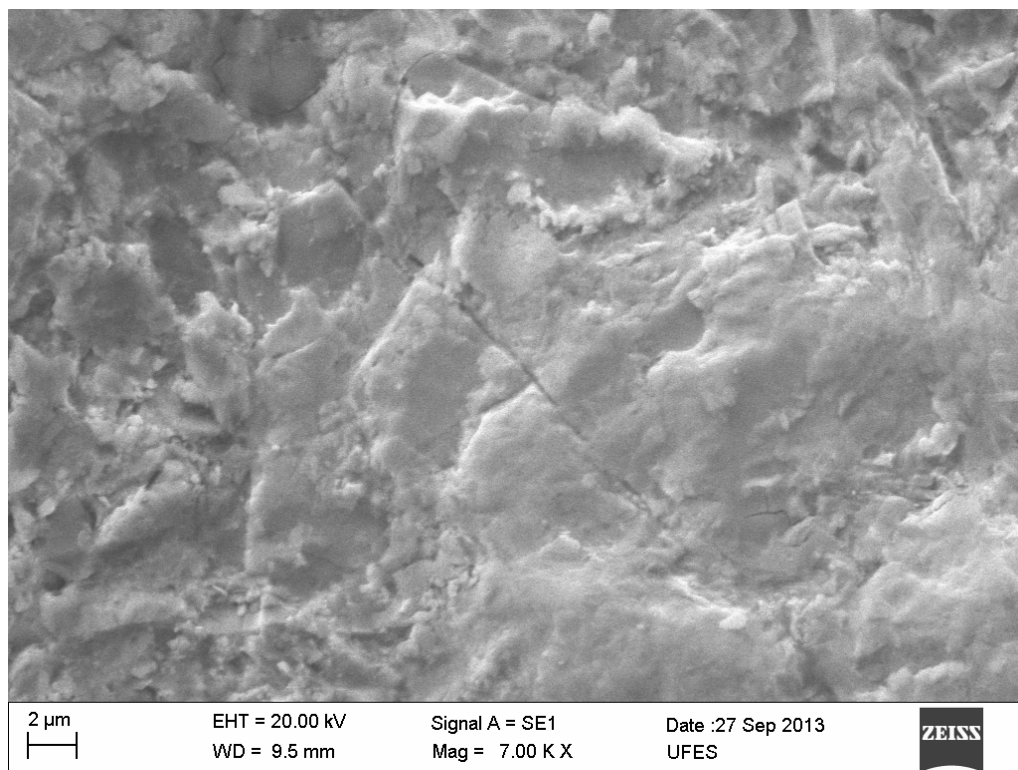


Figura 46 - Micrografia de uma microtrinca no carboneto de tungstênio do revestimento PTAP_8000 na condição I.

- MS_A36

Encontra-se no revestimento MS_A36 microssulcamento na matriz e nas fases mais duras (carboneto de tungstênio e o aglomerado de carbonetos nanométricos de tungstênio) e apresentam-se microindentações devido à superioridade da dureza da alumina comparada à dureza dessas fases duras citadas. São esboçados esses micromecanismos nas figuras 47, 48, 49 e 50.

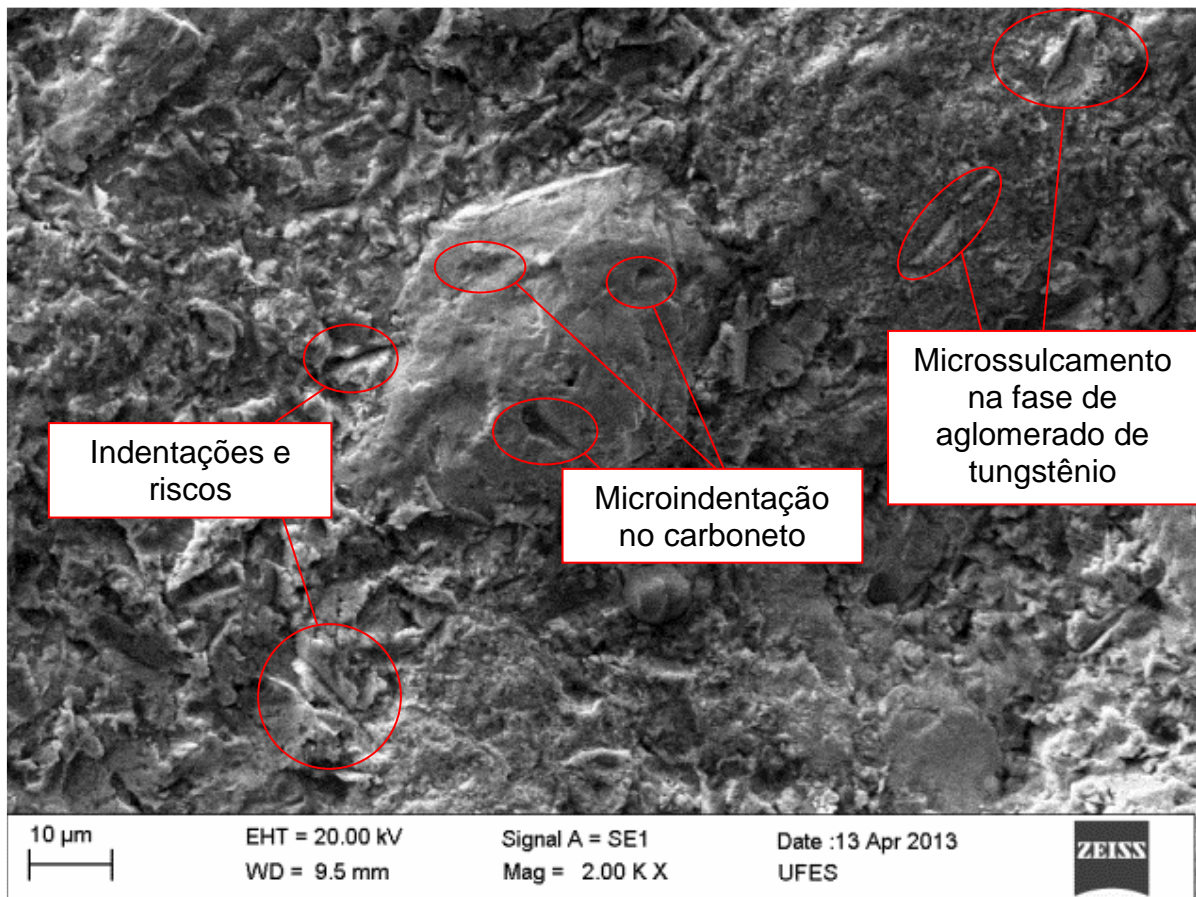


Figura 47 - MEV do revestimento MS_A36, a qual esboça os micromecanismos (microindentação nos carbonetos e microssulcamento na matriz e na fase de aglomerado de tungstênio nanométrico, para a condição I).

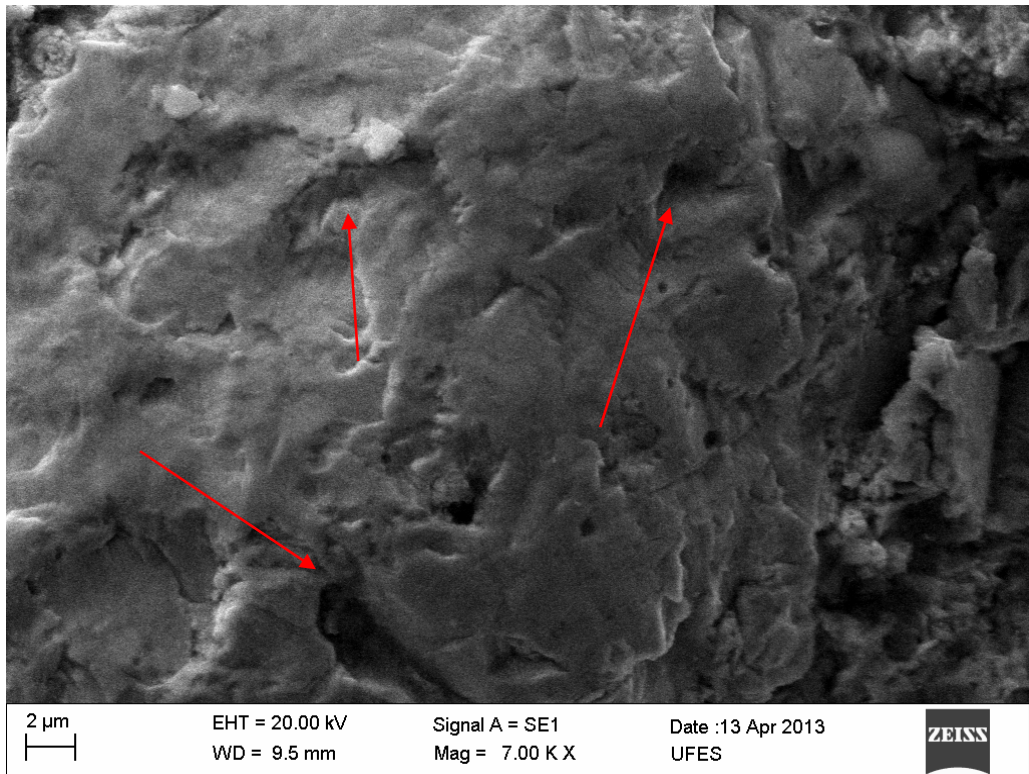


Figura 48 - Imagem micrográfica das microindentações no carboneto de tungstênio do revestimento MS_A36, para a condição I.

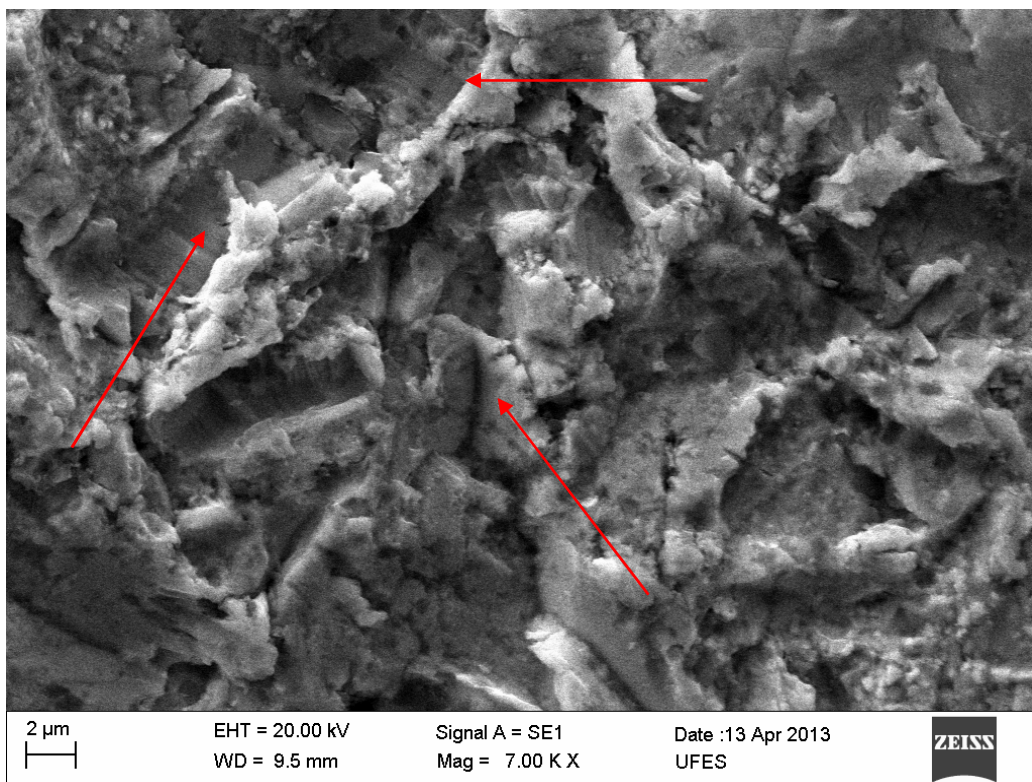


Figura 49 - Imagem micrográfica da matriz do MS_A36 onde ilustram os microsulcamentos ocasionados pelos impactos sucessivos da alumina na condição I.

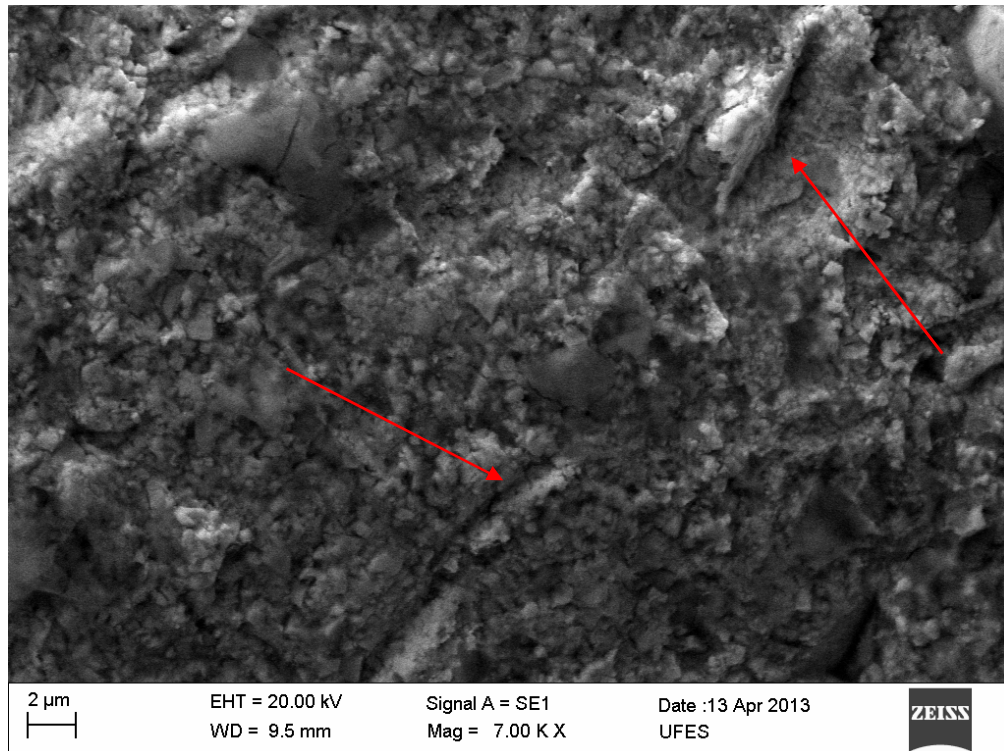


Figura 50 - MEV dos microsulcamentos do revestimento MS_A36 localizado no microconstituente aglomerado de carboneto de tungstênio nanométrico devido aos impactos da alumina na condição I.

- PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400

Os micromecanismos encontrados no revestimento PTAP_4800 e no PTAP_USIAR 400 são similares. Quando comparados ao revestimento PTAP_8000, já citado acima, apresentam melhores resistências ao desgaste erosivo. Essas melhorias são explicadas devido à menor densidade de trincas nestes revestimentos – PTAP_4800 e PTAP_USIAR.

Os micromecanismos são mostrados nas figuras 51 e 52.

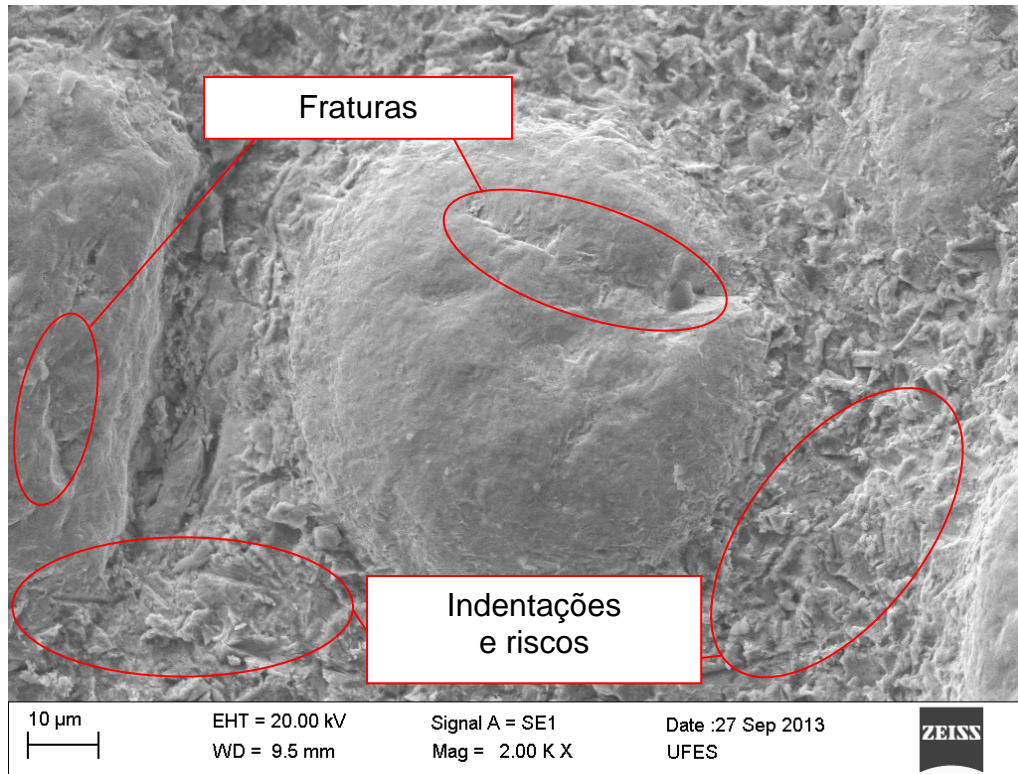


Figura 51 - Micromecanismos analisados no MEV, na condição I ensaiada no PTAP_4800. Fraturas nos carbonetos que foram arrancados devido ao desgaste da matriz por micromecanismo dúctil.

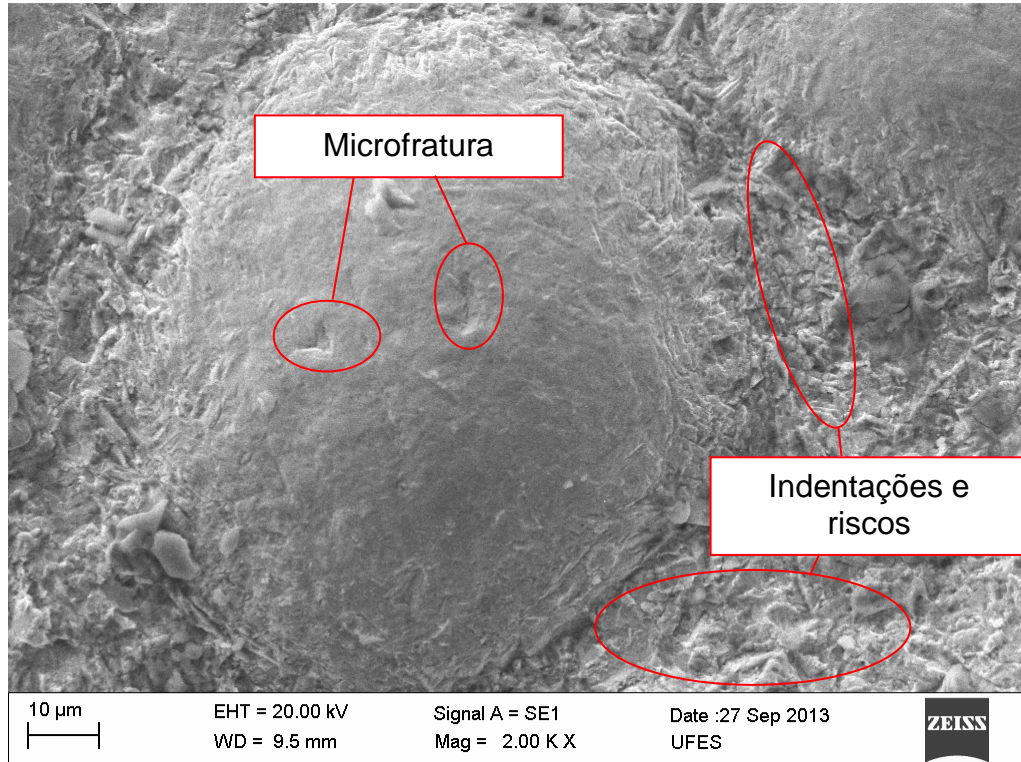


Figura 52 - MEV na condição I ensaiada no PTAP_USIAR 400. Microfratura nos carbonetos e micromecanismo dúctil na matriz.

4.3.2 Condição II

Para a condição II (figura 53), a severidade do desgaste foi elevada para os revestimentos depositados por PTAP, pois apresentava elevados valores de livre caminho médio, explicado pela figura 25b.

Compreende-se que a dureza da hematita é superior à dureza da matriz desses revestimentos e que seus livres caminhos médios são próximos. Isso fez com que os mecanismos de desgastes fossem similares aos da condição III.

Já o revestimento MS_A36 mostrou ter uma grande resistência à erosão, comparado aos materiais revestidos por PTAP nessas condições, ficando quatro vezes mais resistente.

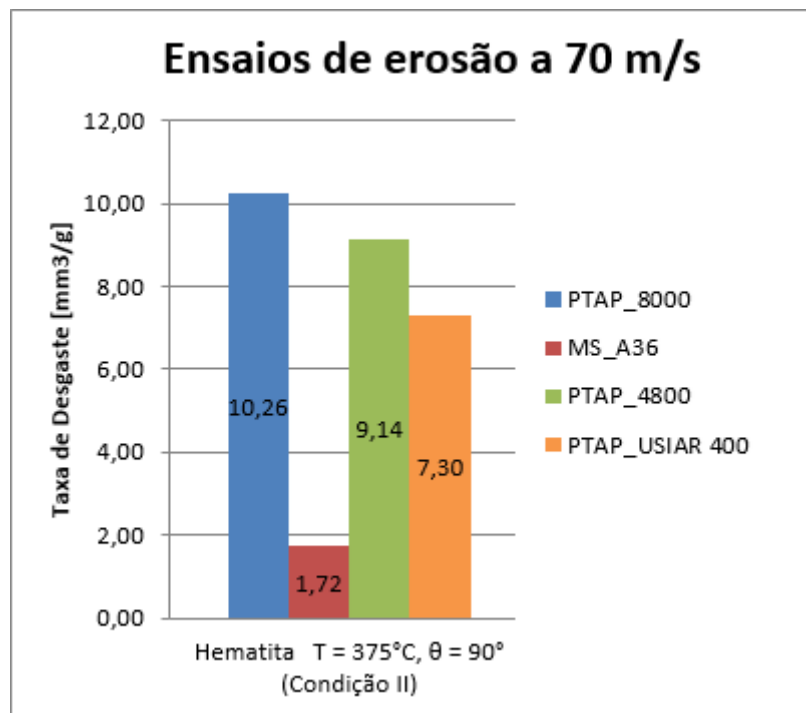


Figura 53 - Condição II – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – hematita; temperatura do ensaio – 375°C; ângulo de impacto – 90°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.

- PTAP_8000

Como na condição I, o revestimento PTAP_8000 apresentou uma elevada densidade de trincas na superfície, isto é, comparando-o com os outros revestimentos. Essa elevada densidade de trincas, facilitou o destacamento de material pelos seguintes micromecanismos: microtrincas encontradas nos carbonetos de tungstênio, esgotamento plástico (impacto repetitivo na matriz) e indentações e rios (microcorte e microsulcamento na matriz), retirando o sustento dos carbonetos. (Figuras 54 e 55).

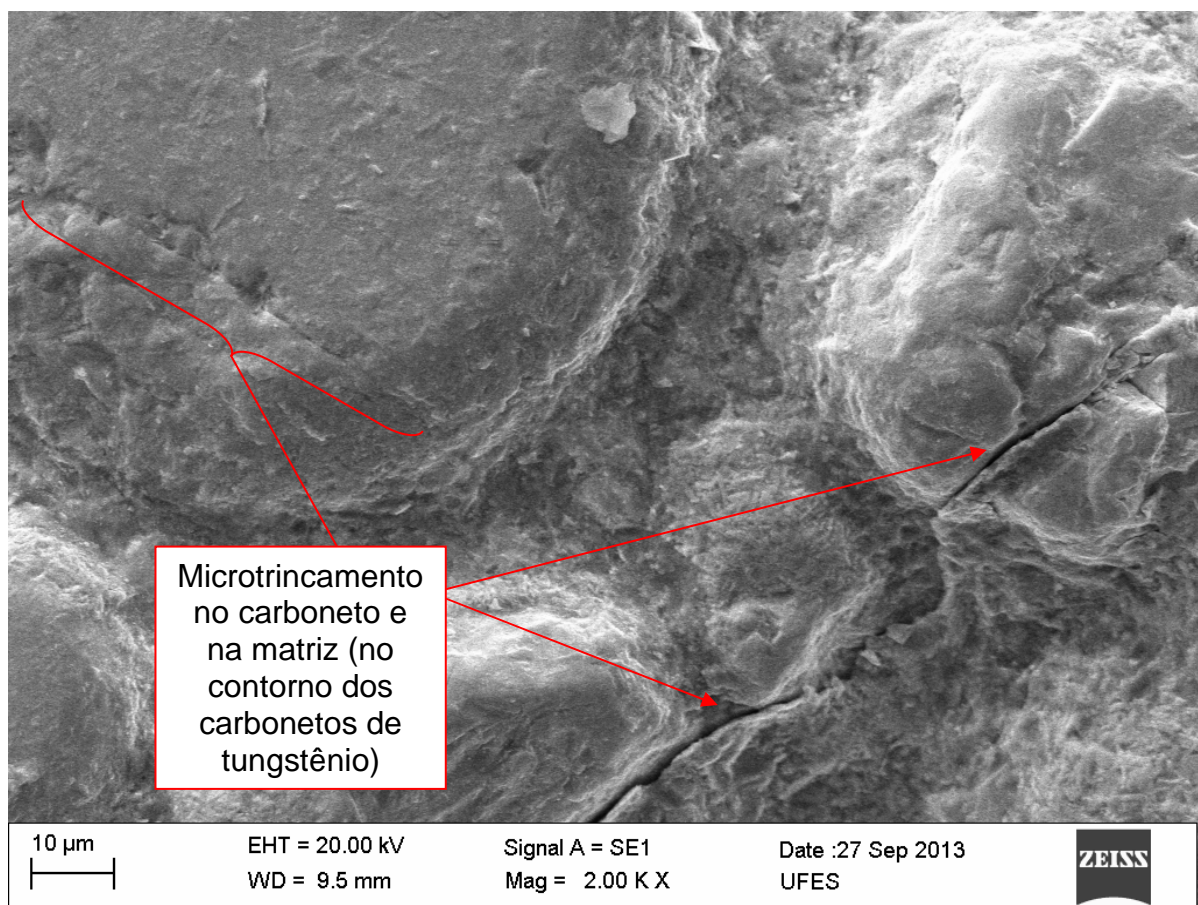


Figura 54 - MEV na condição II ensaiada no PTAP_8000. Microtrincamento nos carbonetos e na matriz.

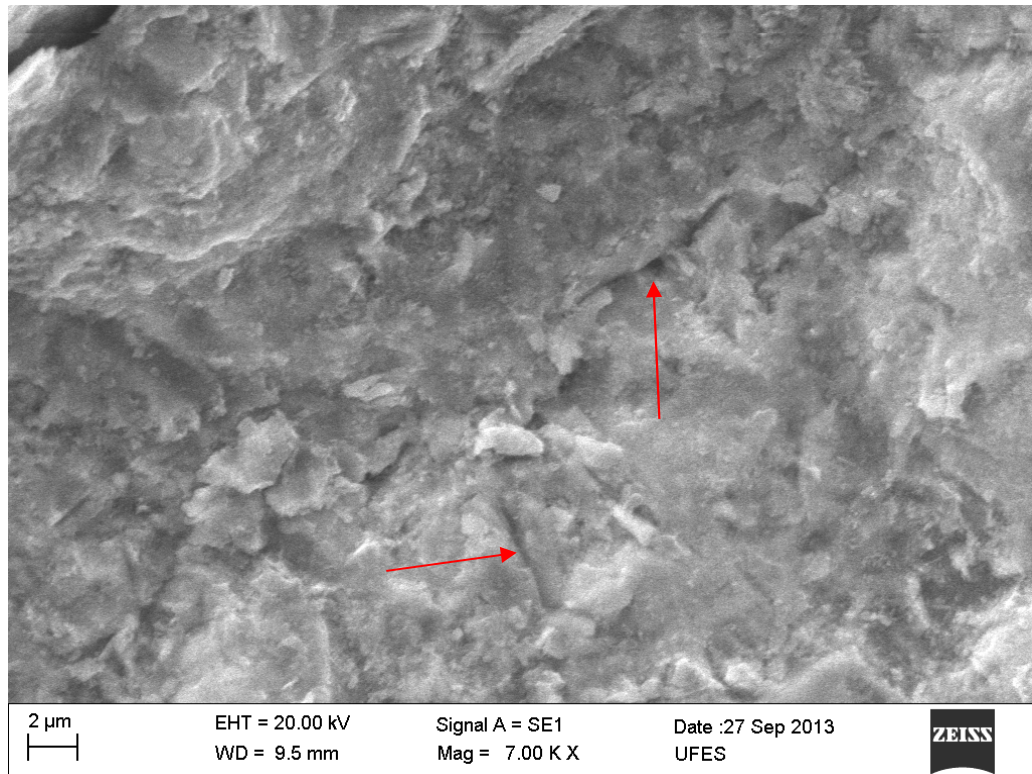


Figura 55 - Condição II – MEV da matriz do revestimento PTAP_8000, ilustrando os micromecanismos dúcteis na matriz.

- PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400

Como já mencionado, houve uma similaridade nas condições II e a condição III referente aos micromecanismos.

Na figura 56 são apresentados também alguns carbonetos de tungstênio trincados, como podem ser observados no revestimento PTAP_4800 (figura 56a) e no revestimento PTAP_USIAR 400 (figura 56b).

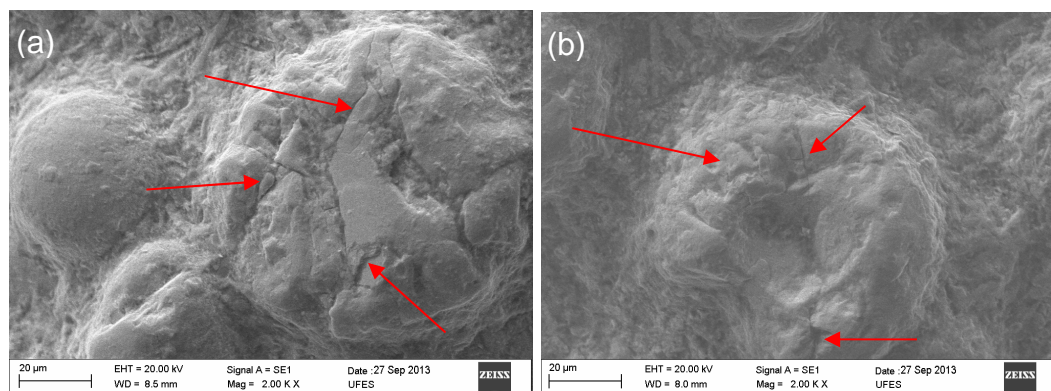


Figura 56 - Microscopia realizada no MEV após os ensaios feitos na condição II, exibindo os microtrincamentos nos carbonetos (a) PTAP_4800 e (b) PTAP_USIAR 400.

Já na matriz, a figura 57 apresenta os microsulcamentos nos revestimentos, PTAP_4800 (figura 57a) e PTAP_USIAR 400 (figura 57b).

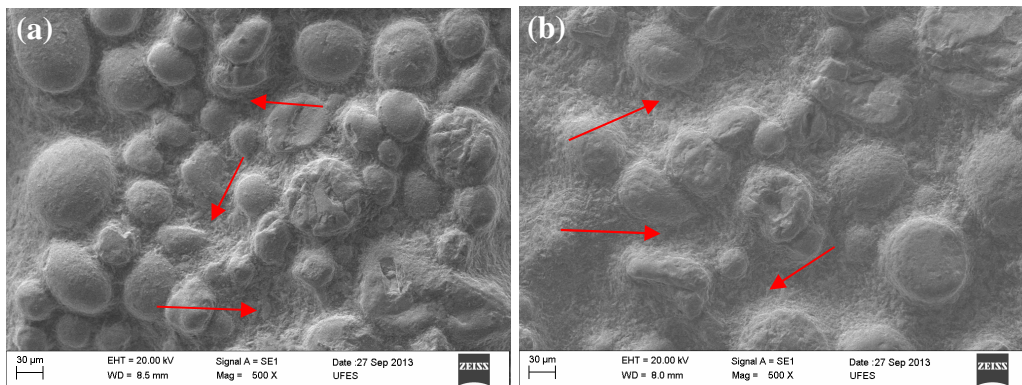


Figura 57 - MEV os carbonetos de tungstênio expostos devido aos microsulcamentos na matriz (a) PTAP_4800 e (b) PTAP_USIAR 400, ambos os materiais ensaiados na condição II.

- MS_A36

O comportamento do revestimento MS_A36, referente à resistência ao desgaste erosivo, foi superior aos de outros revestimentos, depositados por PTAP, na condição II. Essa resistência é dada pelo seu menor livre caminho médio (aproximadamente 20,16 μm), quando comparado ao livre caminho médio dos outros revestimentos; ademais, é menor que o tamanho dos abrasivos da hematita, isto é, que se encontra em maior quantidade dada pelo ensaio de granulometria – 25 μm , podendo ser observado na figura 25b.

O revestimento MS_A36 também possui alta fração volumétrica de carbonetos (duas vezes maior do que a fração volumétrica dos outros revestimentos), na qual tanto o carboneto quanto o aglomerado de carbonetos nanométricos de tungstênio possuem durezas superiores à dureza da hematita, dando, assim, elevada resistência ao desgaste [27, 31 – 35].

Como mostrado na figura 58, verifica-se que o destacamento maior de material foi pelas partículas menores na matriz (figura 59), já nos carbonetos (figura 60) e nos aglomerados de carbonetos nanométricos de tungstênio (figura 61), não se observou o grau de microindentação como apresentado na condição I.

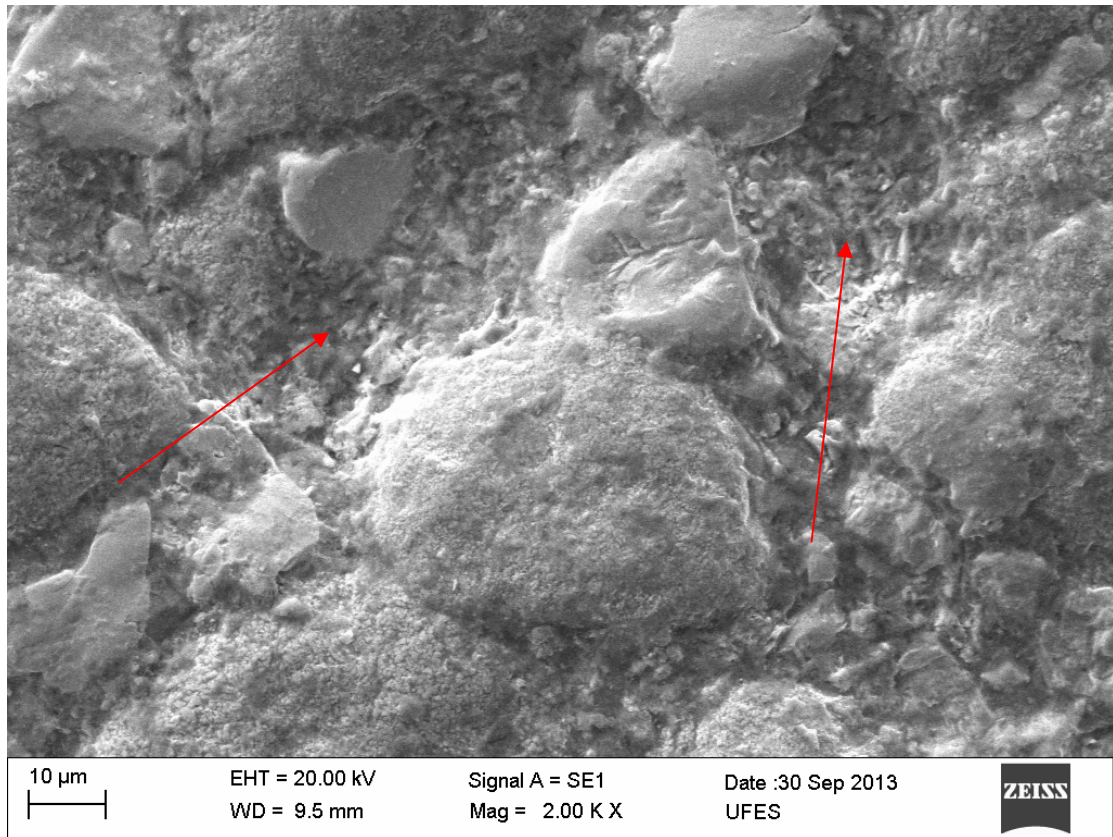


Figura 58 - Micrografia do revestimento MS_A36 obtida por MEV, ilustrando os micromecanismos de microssulcamento na matriz, após os ensaios de desgaste erosivo na condição II.

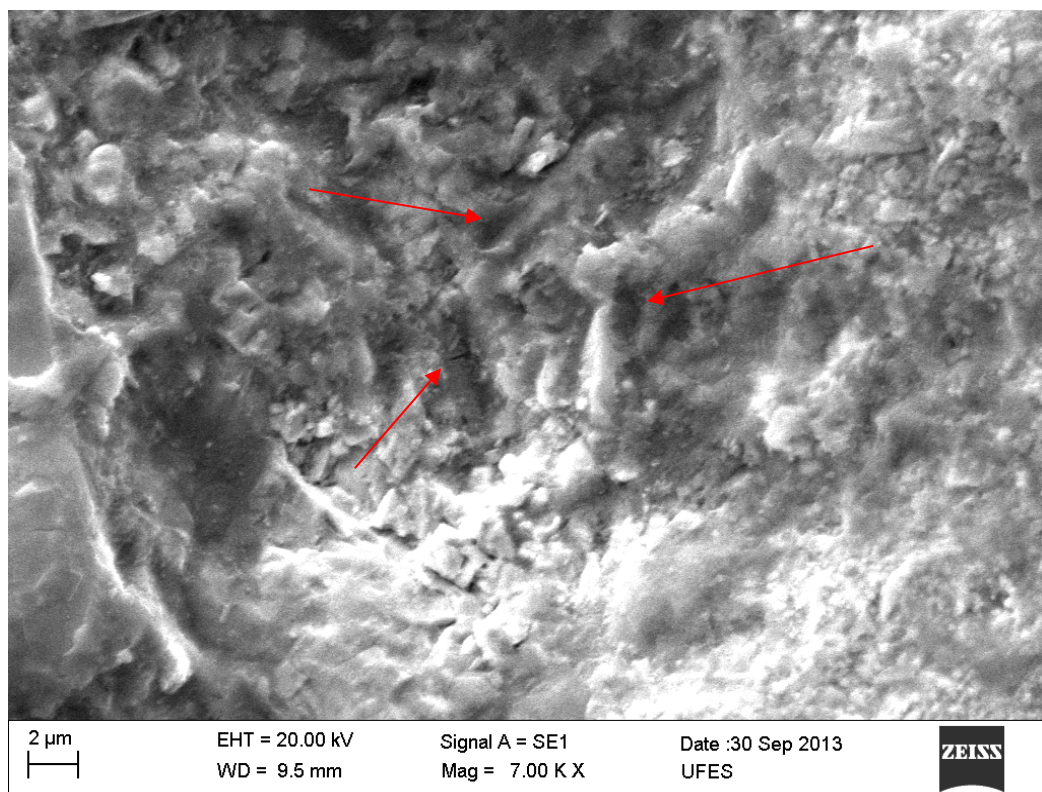


Figura 59 - Microscopia da matriz no revestimento MS_A36 em que foi microssulcada pelas partículas de hematita nos ensaios de erosão realizados na condição II.

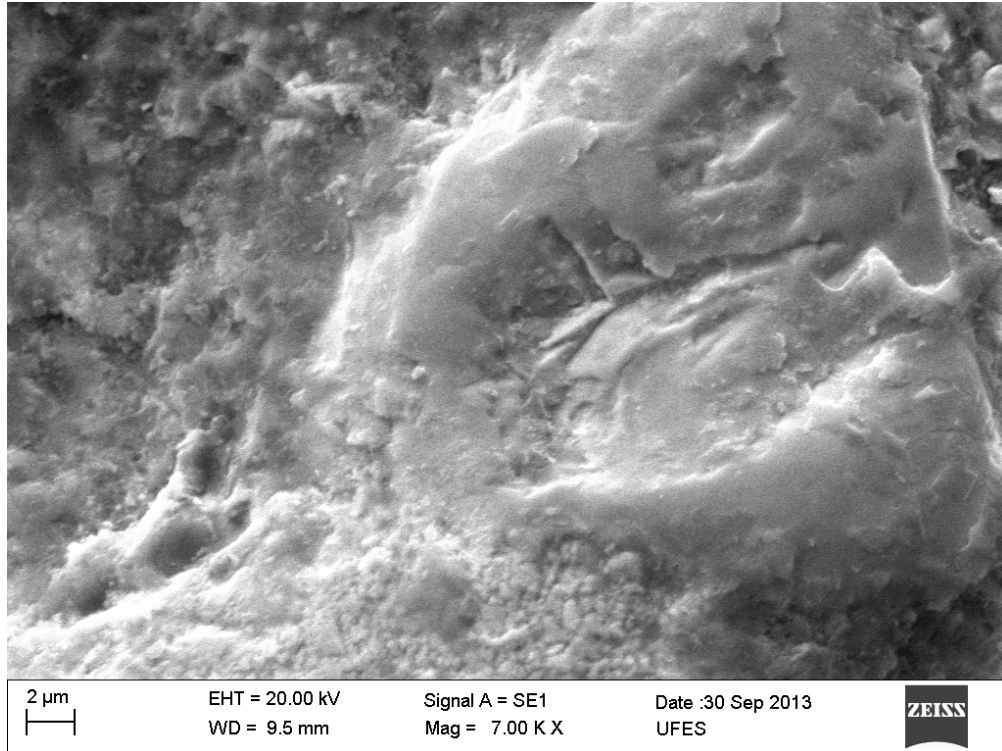


Figura 60 - Micrografia do carboneto de tungstênio do revestimento MS_A36 obtida por MEV após o ensaio de erosão na condição II. Não se observou microindentação como a encontrada para a condição I.

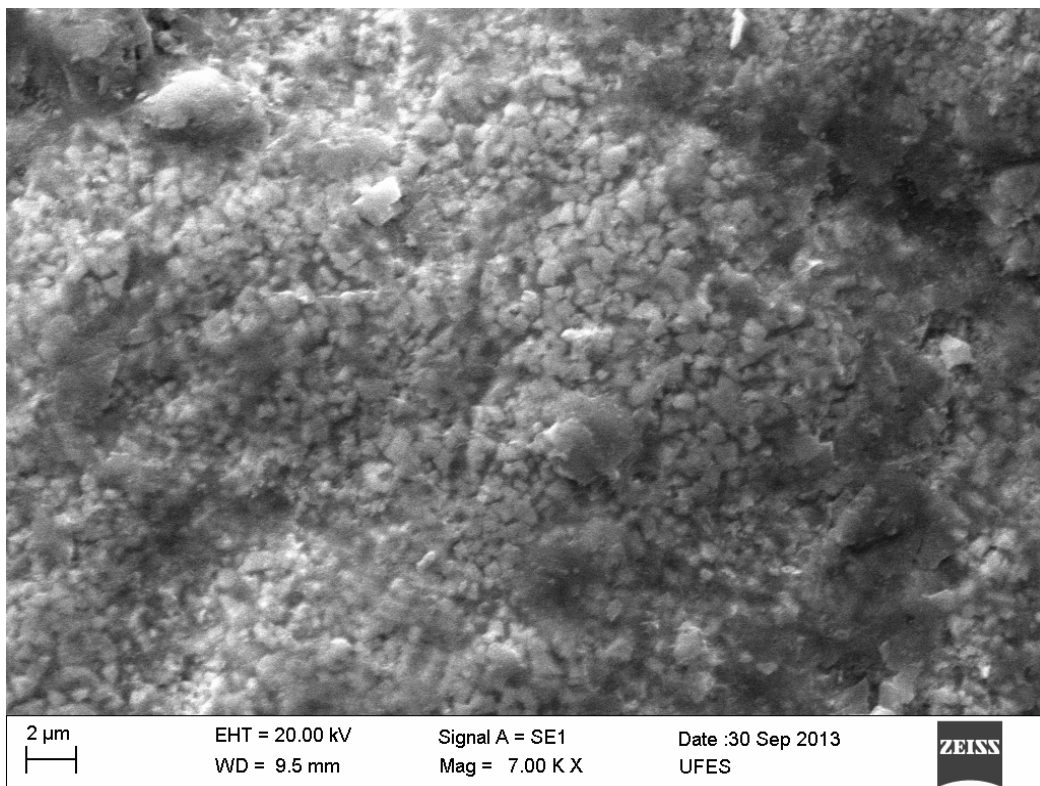


Figura 61 - MEV que ilustra o aglomerado de carbonetos nanométricos de tungstênio, do revestimento MS_A36, após o ensaio de erosão na condição II. Observa-se também a ausência de microsulcamento.

4.3.3 Condição III

Para a condição III (figura 62), não houve diferença da condição II quanto à influência do ângulo no comportamento de desgaste [15]. Porém, de acordo com a literatura [16], afirma-se que acontece nesse caso uma competição de micromecanismos entre fraturas frágeis e dúcteis.

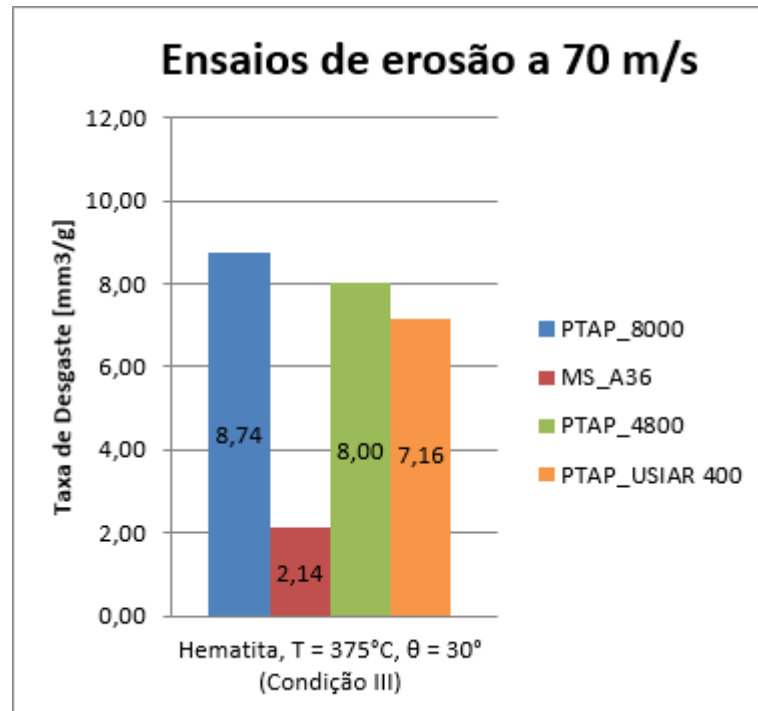


Figura 62 - Condição III – taxa de desgaste por erosão; velocidade da partícula – 70 m/s; abrasivo – hematita; temperatura do ensaio – 375 °C; ângulo de impacto – 30°; revestimentos ensaiados - PTAP_8000, PTAP_4800, PTAP_USIAR 4000 e MS_A36.

- PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400

Na condição III, as amostras revestidas por PTAP têm o mesmo comportamento de desgaste erosivo, citado nos seus micromecanismos, em que se constatou que o desgaste foi acarretado por microcorte e microsculmento, devido à inclinação das amostras. Isso é elucidado nos materiais PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400 na respectiva ordem das figuras 63a, 63b e 63c.

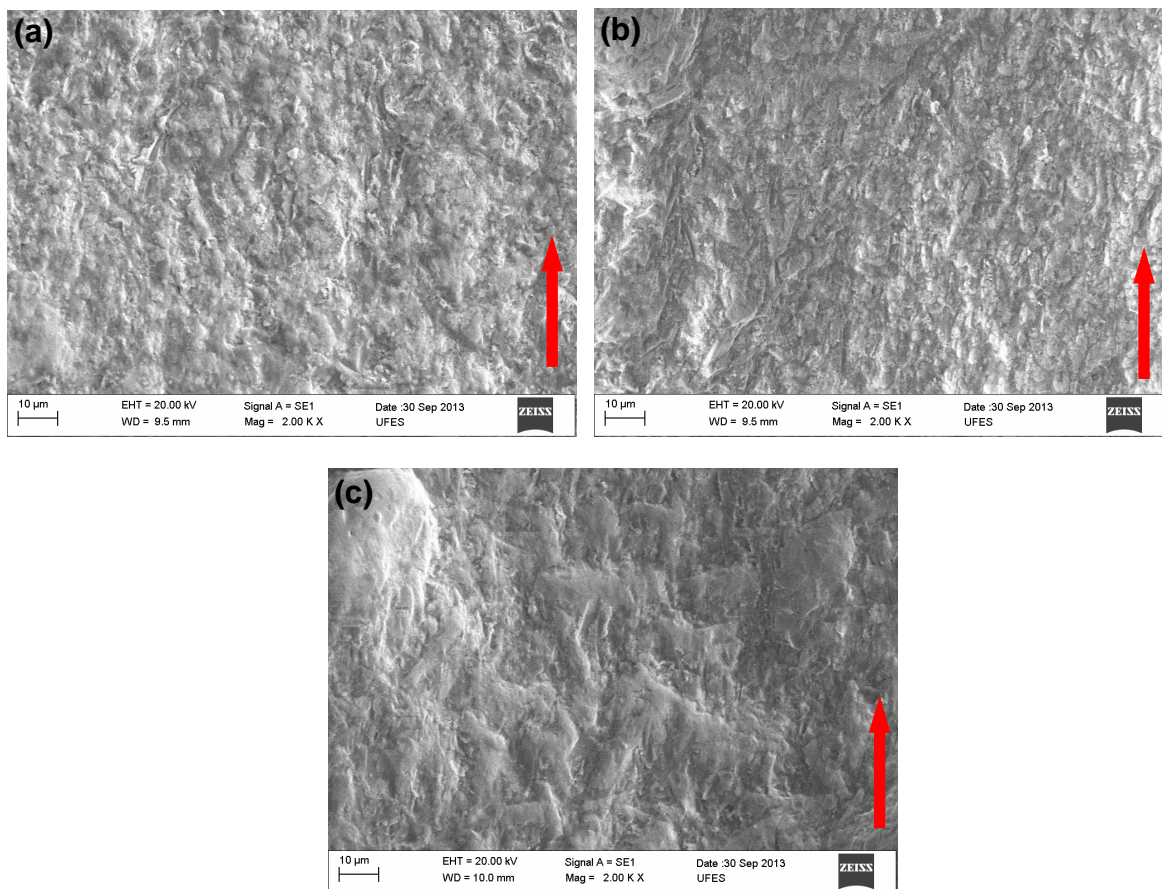


Figura 63 - Micrografia do mecanismo de desgaste por erosão nos revestimentos revestidos por PTAP na condição III (ângulo raso de 30°), apresentando microsculcamento e microcorte na direção em que as partículas incidiram nas amostras (a) PTAP_8000, (b) PTAP_4800 e (c) PTAP_USIAR 400.

A figura 64 revela os carbonetos de tungstênio dos revestimentos por PTAP expostos, ligado diretamente à inclinação da amostra, caracterizada pela direção preferencial do desgaste nos carbonetos.

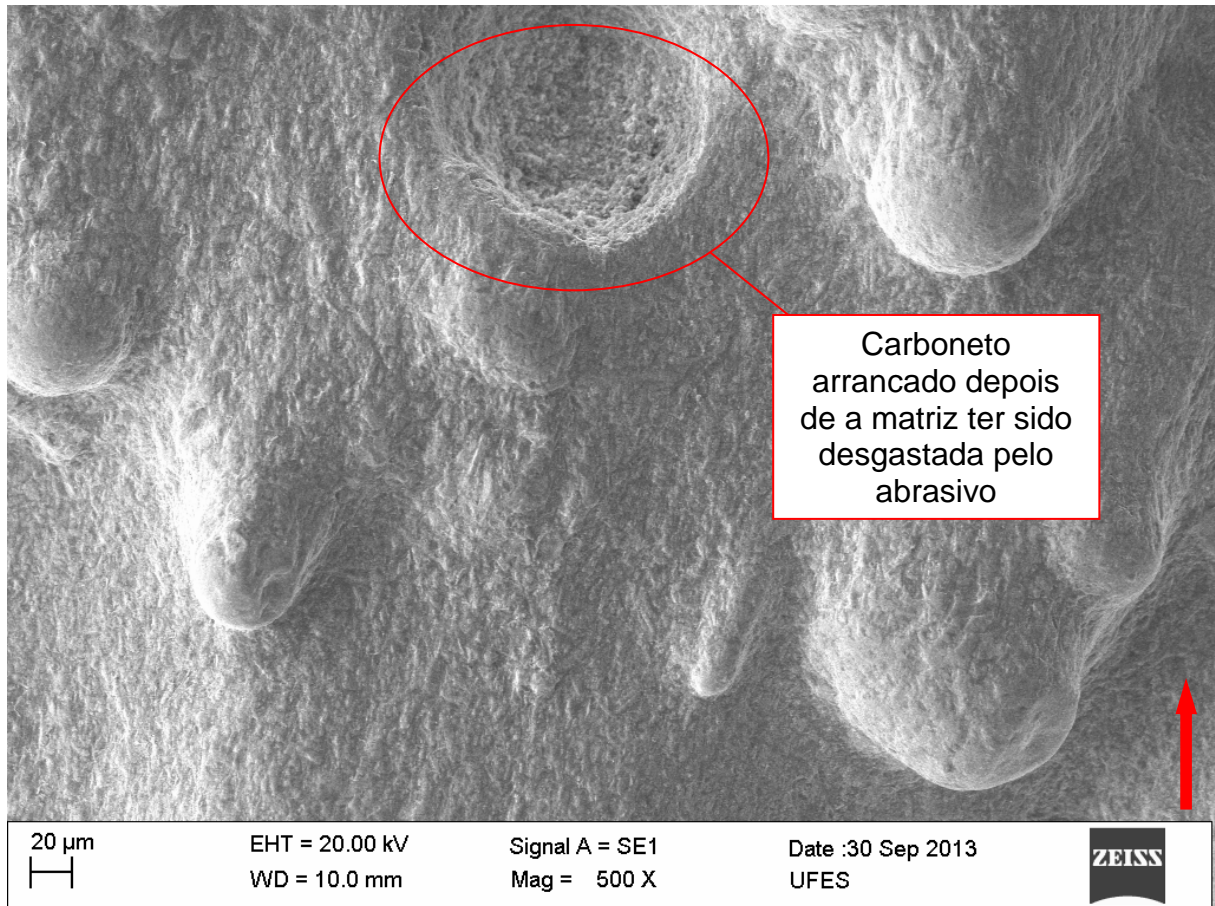


Figura 64 - MEV que mostra o desgaste no revestimento PTA_4800, na condição III, como exemplo. Isso também aconteceu nos revestimentos PTAP_8000 e PTAP_USIAR 400, em que a matriz foi escareada pelo abrasivo ao redor dos carbonetos, indicando ainda um carboneto arrancado. A seta vermelha indica a direção do jato de partículas.

- MS_A36

O revestimento MS_A36, quando comparado aos outros revestimentos devido a sua diferença na microestrutura, mais uma vez apresenta uma melhor resistência à erosão.

Essa melhor resistência no MS_A36 ocorre pela sua maior fração volumétrica de carbonetos de tungstênio, como também seu menor livre caminho médio entre carbonetos (figura 25b), e ainda entra em conta o menor tamanho dos carbonetos

(figura 25a). Isso pode ser comparado na figura 65a (MS_A36) e na figura 66b (o revestimento PTAP_USIAR 400).

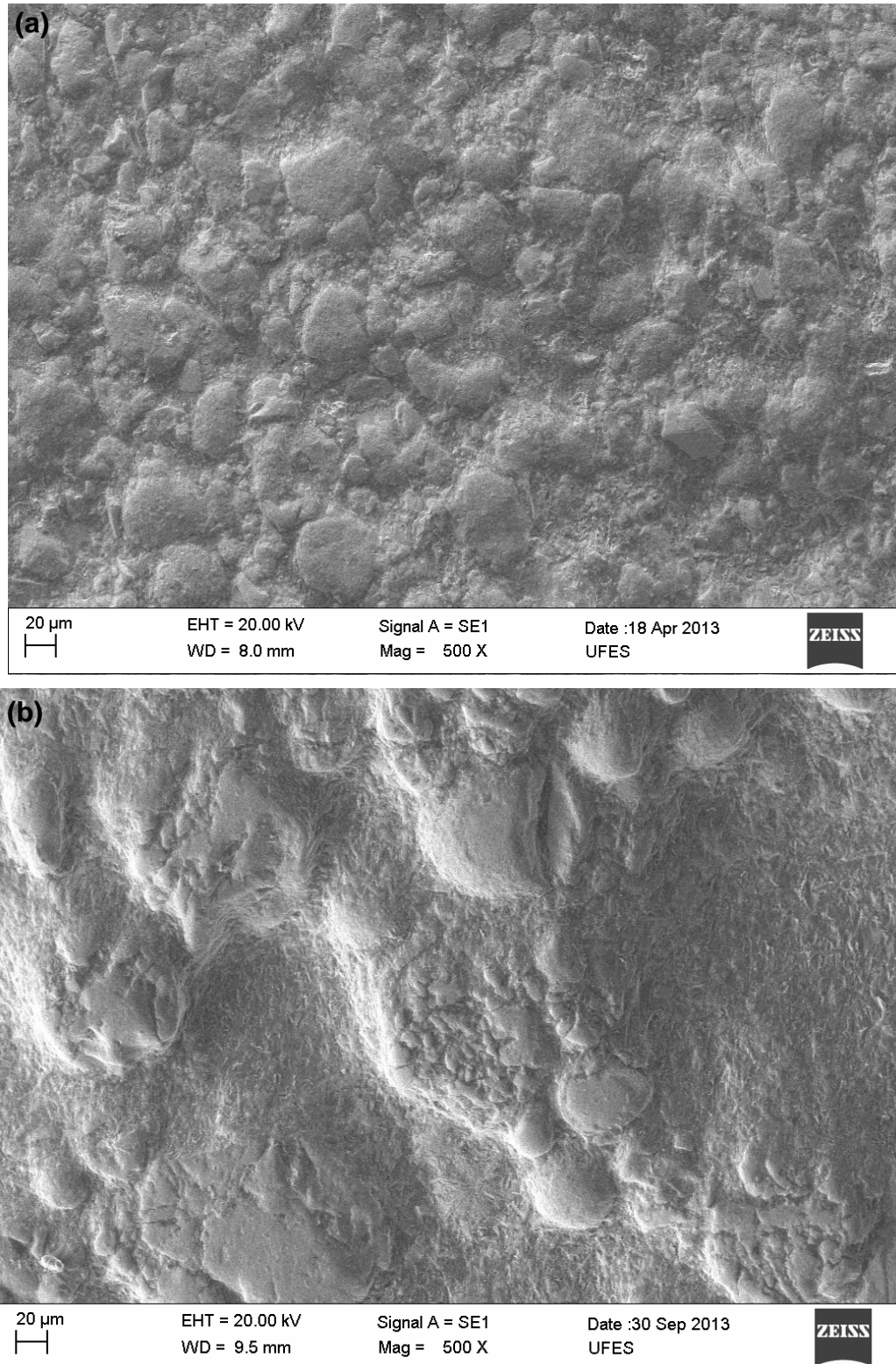


Figura 65 - Microscopia das amostras após o ensaio de desgaste por erosão na condição III, apresentando a diferença entre a homogeneidade entre os revestimentos por manta sinterizada (a) MS_A36 e PTAP (b) PTAP_USIAR 400 e manta sinterizada e sua influência no mecanismo de desgaste.

De acordo com a figura 65a, pode ser vista a melhor distribuição dos carbonetos na matriz, além da diferença qualitativa na maior quantidade de carbonetos e do livre caminho médio entre eles, comparado ao revestimento por PTAP (figura 65b), em que foram manifestados na micrografia os micromecanismos de desgaste, como microcorte e microsulcamento e microtrincamento nos carbonetos.

Para uma melhor aproximação, a figura 66 esboça o microcorte e o microsulcamento no revestimento MS_A36, em que, mesmo assim, a taxa de desgaste é inferior à dos outros revestimentos.

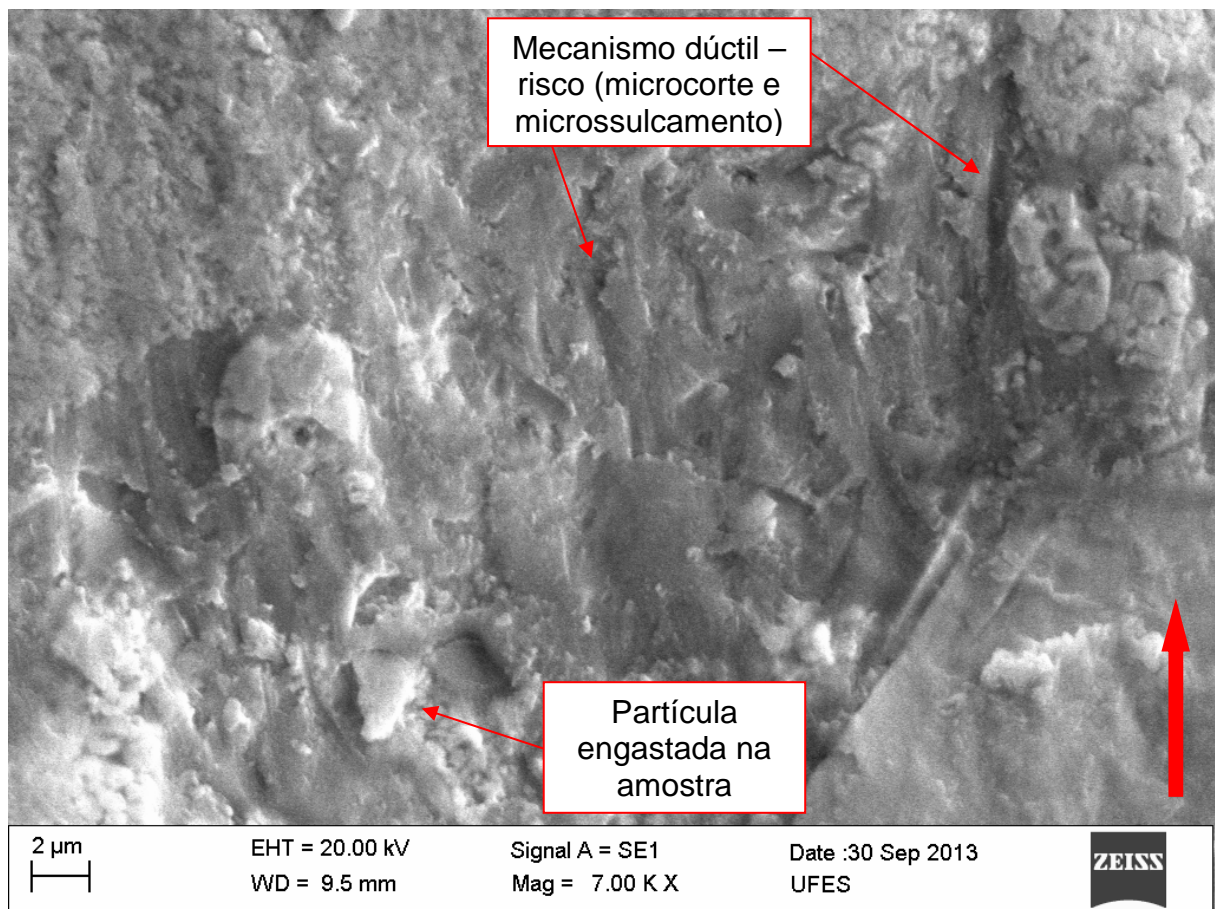


Figura 66 - MEV do revestimento MS_A36, depois de ter sido ensaiado na condição III, em que apresenta uma partícula de hematita engastada na amostra. Apresenta também os micromecanismos atuantes no revestimento, como microsulcamento e microcorte, direcionados pelo sentido do jato de partícula especificado pela seta vermelha à direita.

CONCLUSÕES

Nesta dissertação foram apresentados revestimentos WC-Co-Cr depositados pelo processo de deposição PTAP e por manta sinterizada. Observou-se que, nos ensaios de erosão, a microestrutura influencia o evento erosivo.

Com base nos resultados, concluiu-se que:

- (1) os revestimentos depositados por PTAP apresentaram carbonetos mais esféricos e maior heterogeneidade dos carbonetos na microestrutura. Ademais, poros maiores e em maiores quantidades, com maiores densidades de trincas superficiais;
- (2) foram identificados carbonetos menores, mais angulares e com melhor distribuição no revestimento depositado por manta sinterizada. Também foi descoberto um novo microconstituente (aglomerado de carboneto de ordem nanométrica).
- (3) nos ensaios com abrasivo de alumina, a taxa de desgaste foi elevada em todos os revestimentos. Nos carbonetos ocorreu microtrincamento (fratura frágil). Já os ligantes apresentaram indentações múltiplas, causadas pelo choque repetitivo de partículas, levando ao esgotamento plástico e riscamento (microsulcamento e microcorte) e arrancando os carbonetos pela falta de sustentação da matriz;
- (4) nos ensaios de erosão a quente (hematita, ângulo de impacto 90°), foi observada a diminuição da ocorrência de microtrincas nos carbonetos. Nesse ângulo de impacto, houve a predominância de micromecanismos dúcteis, evidenciados pelo desgaste ao redor dos carbonetos;
- (5) nos ensaios com ângulo raso (30°), as microtrincas nos carbonetos não foram claramente identificadas. Já nos ligantes, os micromecanismos dúcteis foram pronunciados (indentações múltiplas e riscamento – microcorte e microsulcamento), sendo a perda de carbonetos dada pela falta de sustentação (proporcionada pelos ligantes) na direção do fluxo de partículas;
- (6) o revestimento MS_A36, em alta temperatura (375°C), apresentou menor taxa de desgaste, pois possui uma melhor distribuição dos carbonetos

(homogeneidade), um menor caminho livre médio entre os carbonetos e a maior fração volumétrica, comparado aos outros revestimentos. Os referidos carbonetos apresentaram também maior dureza quando comparados com a hematita;

(7) ficou comprovado, mais uma vez, que a resistência ao desgaste não é ligada apenas à dureza, depende também de outras propriedades do material.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS POSTERIORES

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

1. analisar as fases quanto à parte da composição química dos carbonetos dos revestimentos depositados por PTAP (raio-X), visando explicar melhor a diferença da taxa de desgaste dos revestimentos PTAP_8000, PTAP_4800 e PTAP_USIAR 400;.
2. realizar ensaios com alumina e hematita buscando completar as condições como: ângulo e temperatura, aumentando a gama de condição e facilitando a comparação dos resultados.

5 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 DOWNSON, D. **History of Tribology**. Longman, 1998.
- 2 HAUGEN, K. et al. **Sand erosion of wear-resistant materials: Erosion in choke valves**. *Wear*, Vol. 186-187, 1995. p. 179-188.
- 3 **TUNGSTEK DO BRASIL. Processos de fabricação – Carbetto de Tungstênio em placas de desgaste e em manta**. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <http://tungstek.com.br/site/>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 4 EWALD, H.; **Estudo do Desgaste por Erosão de Ligas Metálicas Utilizadas em Sistemas Mecânicos de Plantas Siderúrgicas**. Vitória: Dissertação, PPGEM, Universidade Federal do Espírito Santo, 2011.
- 5 SANTANA, S.A.; De MELLO, J.D.B. **Proc. of the III Seminário Brasileiro de Materiais Reistentes ao Desgaste**. Fortaleza, 1994, 147-156.
- 6 KULU, P. et al. **Solid Particle erosion of thermal sprayed coatings**. *Wear*, Vol. 258, 2005. p. 488-496.
- 7 SUNDARARAJAN, G.; SHEWMON, P. G. **A new model for the erosion of metals at normal incidence**. *Wear*, 1983. p. 237-258.
- 8 ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G76: Conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jet**. West Conshohocken: Pennsylvania, 2002.
- 9 DA SILVA, L. R. **Estudo do Desgaste por Erosão de Ligas Metálicas Utilizadas em Sistemas Mecânicos de Plantas Siderúrgicas**. Vitória: Projeto de Graduação, DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, 2011.
- 10 HUTCHINGS, I.M. **Tribology – Friction and Wear of Engineering Materials**. London: Arnold, 1992.
- 11 BABU, P.S et al. **The influence of erodent hardness on the erosion behavior of detonation sprayed WC-12Co coatings**. *Wear*, 2011. p. 903-913.
- 12 STACHOWIAK, G.W.; HAMBLIN M.G. **A multi-scale measure of particle abrasivity**, *Wear*, 185, 225-233, 1995.

- 13 MISRA, A.; FINNIE, I. **On the size effect in abrasive and erosive wear.** *Wear*, 65, 1981. p. 359-373.
- 14 FINNIE, Ian. **Some reflections on the past and future of erosion.** *Wear*, 1995. p. 1-10.
- 15 ZUM GAHR, Karl-Heinz. **Microstructure and wear of materials**, Elsevier, (1997).
- 16 WHEELER, D.W.; WOOD, R.J.K. **Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves.** *Wear*, 258, 2005. p. 526-536.
- 17 LINDSLEY, B.A.; MARDER, A.R. **The effect of velocity on the solid particle erosion rate of alloys.** *Wear*, 1999. p. 510-516.
- 18 PREECE, C.M.; MACMILLIAN, N.H. **Erosion.** *Materials Science*, 7, 1977. p. 95-121.
- 19 BAHADUR, S.; BADRUDDIN, R. **Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion.** *Wear*, 138, 1990. p. 189-208.
- 20 STACK, M.M.; STOTT, F.H. **The significance of velocity exponents in identifying erosion-corrosion mechanisms.** *Journal de Physique, Colloque C9, Supplement au Journal de Physique*, 111, 3, 1993. p. 687-694.
- 21 LEVY, A.V. et al. **Proc. Int. Conf. on Wear of Material.** (Vancouver, Canada) ed K. C. Ludema (New York: ASTM), p. 708.
- 22 ROY, M. **Elevated temperature erosive wear of metallic materials.** *Journal of Physics D: Applied Physics*, 39, 2006. R101-R124.
- 23 KATSICH, C. et al. **Erosive wear of hardfaced Fe-Cr-C alloys at temperature.** *Wear*, Vol. 267, 2009. p. 1856-1864.
- 24 **COMERSUL. Solução em Aspersão Térmica.** Texto disponibilizado em 30 set. 2013. < <http://www.comersul.com.br/secao.php?nome=aspersao-termica/>>. Acesso em: 30 de setembro 2013.
- 25 **RIJEZA Metalurgia. Revestimento depositado por Aspersão Térmica.** Texto disponibilizado em 30 set. 2013.< <http://www.rijeza.com.br/pesquisas/artigos-tecnicos/revestimentos-depositados->

- [por-aspersao-termica-hipersonica-hvof-como-alte/](#)>. Acesso em: 30 de setembro 2013
- 26 **Surface Engineering. Detonation Thermal Spraying Process.** Texto disponibilizado em 30 set. 2013. < <http://www.gordonengland.co.uk/ds.htm/>>. Acesso em: 30 de setembro 2013.
- 27 DEUIS, R. L. ; YALLUP, J.M., SUBRAMANIAN, C. **Metal-matrix composite Coatings PTA surface.** Science and Techonology, 58, p. 299-309, 1998
- 28 DÍAZ, V.V. et al. **Uma contribuição ao processo de soldagem plasma de arco transferido (PTA) para posições forçadas.** Soldagem & Inspeção, Vol. 16, 2011.<http://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-92242011000100005&script=sci_arttext>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 29 WOOD, R.J.K. **Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings.** International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. Vol. 28, 2010. p. 82-94.
- 30 KAELER, L.F. et al. **Estudo eletroquímico da influência dos parametros de deposição de revestimentos de carbo de tungstênio aplicados por d-gun.** 7ª Conferência sobre tecnologia de equipamentos, 2003.
- 31 STACHOWIAK, G.B.; STACHOWIAK, G.W. **Tribological characteristics of WC-based claddings using a ball-cratering method.** Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 28, 2010. p. 95-105.
- 32 HAWTHORNE, H.M. et al. **Comparison of slurry and dry erosion behavior of some HVOF thermal sprayed coatings.** Wear, Vol. 225-229, 1999. p. 825-834.
- 33 STEWART, D.A. et al. **Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting pownders.** Acta Materialia, Vol. 48, 2000. p. 1593-1604.
- 34 RAMNATH, V.; JAYARAMAN, N. **Characterisation and wear performance of plasma sprayed WC-Co coatings.** Materials Science and Technology, Vol. 5, 1989. p. 382-388(7).
- 35 KUMARI, K. et al. **Effect of Microstructure on abrasive wear behavior of thermally sprayed WC-10Co-4Cr coatings.** Wear, Vol. 268, 2010. p. 1309-1319.

- 36 JULIOT, C.H.; BUCHOLZ, D.W. **Erosion resistance of infiltration brazed tungsten carbide cladding**. Presented at 2005. In: TAPPI engineering, pulping and environmental conference, 2005.
- 37 THAKUR, L. et al. **An investigation on erosion behavior of HVOF sprayed WC-CoCr coatings**. Applied Surface Science, Vol. 258, 2011. p. 1225-1234.
- 38 LIU, S.L. et al. **Influence of nano-WC-12Co powder addition in WC-10Co-4Cr-HVAF sprayed coatings on wear and erosion behavior**. Wear, Vol. 269, 2010. p. 362-367.
- 39 Allen, C. et al. **The wear of ultrafine WC-Co hard metals**. Wear, Vol. 250, 2001. p. 604-610.
- 40 ASTM – **AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS**. E562 - 08: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. West Conshohocken: Pennsylvania, 2011.
- 41 VOORT, G.F.V. **Metallography - Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 1984.
- 42 RUFF, A.W.; IVES, L.K. **Measure of solid particle velocity in erosive wear**. Metallurgy Division, National Bureau of Standards, 1975.
- 43 **SANDVIK. Sandvik Materials Technology**. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <http://www.smt.sandvik.com/en-au/materials-center/material-datasheets/>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.
- 44 **CEMAÇO. Centro Manufactureiro do Aço**. Texto disponibilizado em 11 set. 2013. < <http://www.cemacobr.com.br/br/produtos-e-servicos/>>. Acesso em: 11 de setembro 2013.

ANEXO A

A.1 MATERIAIS

De acordo com os materiais que foram ensaiados neste trabalho, esta subseção visa apresentar os materiais que compõem as amostras quanto a propriedades mecânicas, conceitos, entre outros.

As amostras são revestidas, onde o ensaio acontece sobre o revestimento, que foi especificado como carboneto complexo de tungstênio. A deposição do carboneto foi sobre quatro metais-base diferentes: CREUSABRO 4800, CREUSABRO 8000, USI AR 400 e Aço A36.

A tabela A.1 especifica a composição química para cada substrato utilizado.

Tabela A. 1 - Composição química dos aços que foram usados como substrato para os revestimentos.

Elemento Químico	Composição dos materiais (%)			
	CREUSABRO 8000 [43]	CREUSABRO 4800 [43]	USI AR 400 [44]	A36 [44]
C	≤ 0.28	≤ 0.20	≤ 0.27	≤ 0.25
Mo	≤ 0.20	≤ 0.40	≤ 0.40	-
Mn	≤ 1.30	≤ 1.60	≤ 1.50	0.80 - 1.20
Cr	≤ 0.70	≤ 1.90	≤ 0.80	-
P	-	-	≤ 0.03	≤ 0.04
S	≤ 0.002	≤ 0.005	≤ 0.015	≤ 0.05
Ti	-	≤ 0.20	≤ 0.045	-
Ni	0.04	0.20	-	-
Si	-	-	≤ 0.40	0.15 - 0.40
Nb	-	-	≤ 0.05	-
B (ppm)	-	-	≤ 50	-

A. 1.1 CREUSABRO

O nome creusabro é uma marca, cujo aço é fabricado pela ArcelorMittal. Diferentemente da maioria dos aços, o creusabro é temperado em óleo e combinado com uma formulação química cuidadosamente projetada, que o torna uma referência no setor de desgaste, principalmente, por abrasão. Sua dureza elevada com uma resistência adicional, obtida por meio do efeito TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade), melhora consideravelmente sua resistência ao desgaste em serviço.

A aplicação do creusabro está presente em diversos campos industriais como: pedreiras, construção e movimentação de terra, mineração, cimenteiras, açúcar e álcool e siderurgia.

As diferentes categorias presentes no creusabro, dadas neste trabalho por CREUSABRO 4800 e CREUSABRO 8000, mostram que diferentes composições e microestruturas presentes surgidas durante a fabricação causaram diferentes aplicações a esses aços. Basicamente, a diferença entre os aços CREUSABRO 4800 e CREUSABRO 8000 está na dureza desses aços, em que o CREUSABRO 4800 alcança uma dureza até 400 HB e o CREUSABRO 8000 alcança uma dureza maior que o primeiro em serviço, chegando até 540 HB [43].

A. 1.2 USI AR 400

São aços estruturais que têm como principal propriedade a resistência ao desgaste por abrasão. Os graus fabricados pela Usiminas são USI AR 360 / 400 / 500. No caso deste trabalho, o USI AR 400 apresenta dureza Brinell mínima de 400HB. Esses aços apresentam ainda boa soldabilidade e são aplicados em caçambas, tremonhas, transportadores de minérios, altos fornos e ventiladores industriais [44].

A. 1.3 Aço A36

Aço de boa soldabilidade, baixa resistência mecânica e baixa usinabilidade. Esses aços não apresentam as mesmas características mecânicas e metalúrgicas apresentadas pelos aços especiais, pois, em seus processos de fabricação, não são controlados o tamanho de grão austenítico, os níveis de gases dissolvidos, o grau de pureza. As faixas de composições químicas dos aços comerciais são variadas, tendo um baixo controle do processo de fabricação. O campo de aplicação desse aço é vasto, podendo ser empregado na indústria agrícola, de máquinas e equipamentos, de construção estrutural. Sua dureza encontra entre 114 e 145 HB [44].

ANEXO B

B.1 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DOS CARBONETOS

O procedimento para mensurar a fração volumétrica carbonetos de acordo com a norma [38] 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):

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

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

$$s = \frac{1}{n_m - 1} \sum [P_c(i) - \bar{P}_c]^2 \quad \text{B.2}$$

- 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 B1, com os fatores multiplicantes (t):

$$95\% IC = t \cdot \frac{s}{\sqrt{n_m}} \quad \text{B.3}$$

Tabela B. 1 – Multiplicadores para 95% de Intervalo de Confiança. [38]

Nº de Campos n	t	Nº de Campos n	t
5	2,776	19	2,101
6	2,571	20	2,093
7	2,447	21	2,086
8	2,365	22	2,08
9	2,306	23	2,074
10	2,262	24	2,069
11	2,228	25	2,064
12	2,201	26	2,06
13	2,179	27	2,056
14	2,160	28	2,052
15	2,145	29	2,048
16	2,131	30	2,045
17	2,120	40	2,02
18	2,110	60	2
		∞	1,969

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

5º. Depois de ter calculado o Intervalo de Confiança (IC), faz-se o cálculo da Fração Volumétrica (V_F):

$$V_F = \bar{P}_C \pm 95\% IC \quad \text{B.4}$$

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

$$\% PR = \frac{95\% IC}{\bar{P}_C} \cdot 100 \quad \text{B.5}$$

Onde todas as precisões relativas foram acima de 20%.

B.2 LIVRE CAMINHO MÉDIO ENTRE OS CARBONETOS

O procedimento do Livre Caminho Médio (λ) foi dado de acordo com a literatura [39], cujos passos foram estes:

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 $L = 1500,35 \mu\text{m}$ para os materiais com revestimento PTA e $L = 400,02 \mu\text{m}$ para o revestimento MS_A36, já que o tamanho dos carbonetos era diferente.

$$N_L = \frac{N_C}{L} \quad \text{B.6}$$

2º. Depois é medido e calculado o Livre Caminho Médio (λ):

$$\lambda = \frac{1 - V_F}{N_L} \quad \text{B.7}$$

ANEXO C

Para contabilizar a diferença de massa do substrato devido à oxidação dele, em relação à massa perdida diretamente na erosão do revestimento, foi realizada a seguinte metodologia:

- 1) Com o erosímetro preparado, as amostras foram limpas com acetona no ultrassom Unique Ultra Cleaner 1.400 durante dez minutos, passadas no álcool e secadas (temperatura um pouco acima da temperatura ambiente para facilitar a evaporação) e pesadas na balança de precisão Sartorius CP225D. Depois a amostra é posicionada no porta-amostra.
- 2) Realizou o tempo de ensaio em alta temperatura (375°C) durante dez minutos, após o período de aquecimento, e retirou a amostra quando chegou à temperatura ambiente, em que foi analisada a sua variação referente às respectivas oxidações, tanto na superfície do jato do ar (revestimento) quanto no substrato.

As análises mostram apenas oxidação nos substrato das amostras (tabela C.1).

Tabela C. 1 – Diferença de massa relacionada à oxidação dos substratos, mostrando o valor em porcentagem da amostra que foi oxidado.

Material	Massa medida antes do ensaio (g)	Massa medida da após o ensaio (fluxo sem abrasivo) (g)	Diferença de massa (g)	Porcentagem da amostra (%)
PTAP_8000	135,5491	135,5457	0,0034	0,00251
PTAP_USIAR 400	127,1542	127,1519	0,0023	0,00181
PTAP_4800	118,8707	118,8684	0,0023	0,00193
MS_A36	74,78418	74,786	-0,00182	-0,00243

- 3) Ocorrendo a porcentagem da oxidação em cada material, foi calculada a diferença de massa que seria referente à oxidação dos substratos nas diferenças de massas medidas no ensaio de erosão.

ANEXO D

Na necessidade de verificar a velocidade das partículas para alta temperatura, foram feitas medições, as quais mostraram variação irrelevante na diferença de velocidade comparada às medidas feitas em temperatura ambiente. Figura D.1.

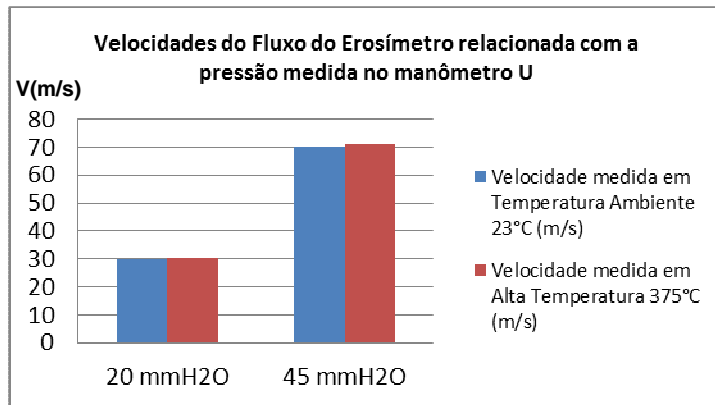


Figura D. 1 – Comparação das velocidades do fluxo com particulado na amostra para temperatura ambiente (23 °C) e elevada temperatura (375 °C).