

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

MURILO SÉRGIO LAMANA

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF COM
COMBUSTÍVEL LÍQUIDO E GASOSO NA RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DE REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE
TUNGSTÊNIO COM DIFERENTES TEORES DE COBALTO**

DISSERTAÇÃO

PONTA GROSSA

2017

MURILO SÉRGIO LAMANA

**INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF COM
COMBUSTÍVEL LÍQUIDO E GASOSO NA RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DE REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE
TUNGSTÊNIO COM DIFERENTES TEORES DE COBALTO**

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

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2017

Ficha catalográfica elaborada pelo Departamento de Biblioteca
da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Câmpus Ponta Grossa
n.80/17

L214 Lamana, Murilo Sérgio

Influência do processo de deposição HVOF com combustível líquido e gasoso na
resistência ao desgaste de revestimentos de carboneto de tungstênio com diferentes
teores de cobalto. / Murilo Sérgio Lamana. 2017.

111 f.; il. 30 cm

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta
Grossa, 2017.

1. Aspersão térmica. 2. Combustíveis. 3. Tungstênio - Minas e mineração. 4.
Revestimentos. 5. Cobalto. I. Pukasiewicz, Anderson Geraldo Marena. II.
Universidade Tecnológica Federal do Paraná. III. Título.

CDD 620.1

FOLHA DE APROVAÇÃO

Título de Dissertação Nº 18/2017

“INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF COM COMBUSTÍVEL LÍQUIDO E GASOSO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE TUNGSTÊNIO COM DIFERENTES TEORES DE COBALTO”

por

Murilo Sérgio Lamana

Esta dissertação foi apresentada às **9 horas** de **19 de dezembro de 2017** como requisito parcial para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, com Área de Concentração em Fabricação Mecânica e Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora, composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo
(UEPG)

Prof. Dr. Luciano Augusto Lourenço
(PPGEM-PG/UTFPR)

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



Visto do Coordenador:

Prof. Dr. Thiago Antonini Alves
Coordenador Substituto do PPGEM
UTFPR – Câmpus Ponta Grossa

A FOLHA DE APROVAÇÃO ASSINADA ENCONTRA-SE NO DEPARTAMENTO DE
REGISTROS ACADÊMICOS DA UTFPR - CÂMPUS PONTA GROSSA

AGRADECIMENTOS

Certamente estes parágrafos não irão atender a todas as pessoas que fizeram parte dessa importante fase de minha vida. Portanto, desde já peço desculpas àquelas que não estão presentes entre essas palavras, mas elas podem estar certas que fazem parte do meu pensamento e de minha gratidão.

Em primeiro lugar agradeço a Deus por estar sempre guiando os meus caminhos para as conquistas.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pela ajuda e paciência na elaboração deste trabalho.

Agradeço a meus pais Sérgio e Gláucia, pelo acompanhamento da minha trajetória durante minha formação, apoiando e incentivando durante essa etapa decisiva.

Agradeço a minha namorada e companheira Wandy, pela paciência e dedicação, pelos momentos de ausência durante a realização deste trabalho.

A todos os amigos do Laboratório de Materiais da UTFPR, em especial ao técnico Eriel Biagini Sabino e ao mestrando Murilo Teixeira Ribas, por toda ajuda e tempo dedicado durante a realização desta pesquisa.

Ao Prof. Dr. Sanjay Sampath, docente da State University of New York at Stony Brook, e os alunos de doutorado Andrew Vackel e Gopal Dwivedi, pela disponibilidade e atenção durante minha estadia, disponibilizando o uso do Centro de Pesquisas em Aspersão Térmica em Stony Brook (CTSR).

A CAPES/CNPq, pela concessão da bolsa de mestrado, a qual possibilitou a realização dessa pesquisa.

A Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Ponta Grossa, que me proporcionou um ensino de qualidade e gratuito, em especial ao PPGEM, que por meio do servidor José Luís Schamne, proporcionou toda ajuda para o andamento do curso.

Enfim, a todos os que por algum motivo contribuíram para a realização desta pesquisa.

“In the final analysis, it is between you
and God. It was never between you and
them anyway”.

(Madre Teresa de Calcutá)

RESUMO

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

Este trabalho tem como objetivo principal o estudo da resistência ao desgaste de dois diferentes revestimentos de carboneto de tungstênio com matriz de cobalto (WC-Co), depositados por diferentes processos de deposição HVOF. O desgaste está presente em diversas aplicações industriais, sendo que este pode acontecer de diversas maneiras e em diversos ambientes, como a abrasão (contato de partículas), erosão (impacto de partículas) e cavitação (implosão de bolhas). Um dos métodos mais utilizados no reparo é a aspersão térmica, com a deposição de revestimentos que promovem melhorias nas propriedades superficiais de equipamentos. Dentre estes processos, a deposição HVOF (*high velocity oxy-fuel*) é muito utilizada pela praticidade e qualidade dos resultados, com uma boa adesão entre as lamelas, resultando em revestimentos resistentes ao desgaste. Este processo é muito utilizado para a deposição de revestimentos de WC-Co pois estes apresentam um comportamento interessante quando se trata de desgaste, por combinarem propriedades como elevada dureza e alta tenacidade à fratura. Para avaliar o comportamento destes revestimentos em diferentes situações de desgaste, foram realizados ensaios de cavitação, abrasão e erosão, segundo a norma ASTM, em revestimentos de WC-12Co e WC-17Co, a fim de verificar a influência do teor do cobalto nas características microestruturais, propriedades mecânicas e resistência ao desgaste. Estes revestimentos foram depositados por dois processos de deposição HVOF diferentes; variando o combustível utilizado entre líquido e gasoso. O monitoramento *in situ* das tensões presentes na amostra foi utilizado durante a deposição, para estudo de sua influência nas propriedades mecânicas e consequente resistência ao desgaste. As superfícies desgastadas foram analisadas por meio de perfilometria ótica e microscopia eletrônica de varredura, para constatação do desgaste presente em cada situação. Constatou-se que, de maneira geral, que o processo de deposição influenciou a formação das tensões residuais presentes nas amostras e as suas características microestruturais, com maiores velocidades para combustível líquido, e maiores temperaturas para o combustível gasoso. Os maiores valores de dureza e tenacidade à fratura foram observados para a deposição com combustível líquido. Estes diferentes aspectos afetaram diretamente a resistência nos diferentes tipos de desgaste, sendo que o revestimento de WC-17Co depositado com combustível líquido foi o mais resistente ao desgaste abrasivo e por cavitação, devido a presença de tensões residuais mais compressivas. Já para o desgaste erosivo, o revestimento de WC-12Co depositado por combustível líquido apresentou maior resistência, devido a maior quantidade de carbonetos e menor teor de cobalto.

Palavras-chave: Deposição HVOF. Combustível Líquido. Combustível Gasoso. Carboneto de Tungstênio. Desgaste.

ABSTRACT

LAMANA, Murilo Sérgio. **Influence of HVOF deposition process with gas and liquid fuel on the wear resistance of tungsten carbide coatings with different cobalt content.** 2017. 111 p. Dissertation (Masters in Mechanical Engineering) - Federal University of Technology - Parana, Ponta Grossa, 2017.

This work has as main objective the study of the wear resistance of two different tungsten carbide coatings with cobalt matrix (WC-Co) deposited by different HVOF deposition processes. Wear is present in several industrial applications, occurring in many ways and in a variety of environments, such as abrasion (particle contact), erosion (particle impact) and cavitation (bubble implosion). One of the most used methods in the repair is thermal spraying, with the deposition of coatings that promote improvements in the superficial properties of equipments. Among these processes, HVOF (high velocity oxy-fuel) deposition is widely used because its practicality and quality of the results, with a good adhesion between the lamellae, resulting in wear resistant coatings. This process is widely used for the deposition of WC-Co coatings since these have an interesting behavior when it comes to wear, combining properties such as high hardness and high fracture toughness. To evaluate the behavior of these coatings in different wear situations, cavitation, abrasion and erosion tests were performed according to ASTM standard on WC-12Co and WC-17Co coatings, in order to verify the influence of the binder content on the microstructural characteristics, mechanical properties and wear resistance. These coatings were deposited by two different HVOF deposition processes; varying the fuel used between liquid and gaseous. The in situ monitoring of the tensions present in the sample was used during the deposition, to study its influence on the mechanical properties and consequent resistance to wear. The worn surfaces were analyzed by optical profilometry and scanning electron microscopy, to verify the wear present in each situation. It was found that, in general, the deposition process influenced the formation of the residual stresses present in the samples and their microstructural characteristics, with higher velocities for liquid fuel, and higher temperatures for the gaseous fuel. The highest values of hardness and fracture toughness were observed for liquid fuel deposition. These different aspects affected directly the resistance to different types of wear, and the WC-17Co coating deposited with liquid fuel was the most resistant to abrasive and cavitation wear due to the presence of more compressive residual stresses. For erosive wear, the WC-12Co coating deposited by liquid fuel presented higher resistance, due to the higher amount of carbides and lower binder content.

Keywords: HVOF Deposition. Liquid Fuel. Gas Fuel. Tungsten Carbide. Wear

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Estrutura do revestimento termicamente aspergido	18
Figura 2 – Pistola de deposição HVOF com combustível gasoso	20
Figura 3 – Pistola de deposição HVOF com combustível líquido	21
Figura 4 – Representação esquemática das tensões provenientes da deposição	22
Figura 5 – Representação esquemática do sensor ICP	24
Figura 6 – Representação do desgaste abrasivo entre (a) dois corpos e (b) três corpos	25
Figura 7 – Micrografia de mecanismo (a) controlado por partícula e (b) por deformação plástica	27
Figura 8 – Equipamento de ensaio de abrasão ASTM G65	28
Figura 9 – Representação de (a) trincas Hertzianas e (b) trincas laterais	29
Figura 10 – Representação dos tipos de danos por erosão: (a) sulcamento, (b) tipo I e (c) tipo II	30
Figura 11 – Relação entre taxa de erosão e ângulo de impacto	30
Figura 12 – Equipamento de ensaio de erosão	31
Figura 13 – Diferentes estágios de perda de massa pelo processo de cavitação	32
Figura 14 – Representação do método indireto do ensaio de cavitação	34
Figura 15 – Evolução da partícula de WC-Co durante a aspersão	36
Figura 16 – Etapas da pesquisa realizada	38
Figura 17 – Corpo de prova utilizado para a deposição HVOF	39
Figura 18 – Equipamento <i>Diamond Jet Series, Oerlikon Metco</i>	41
Figura 19 – Equipamento <i>TAFJA JP5000, Praxair Surface Technologies</i>	42
Figura 20 – Equipamento de controle <i>AccuraSpray</i>	45
Figura 21 – Curva obtida pelo <i>software ReliaCoat</i>	46
Figura 22 – Lixadeira e Politriz Semi-Automática Buehler Beta	47
Figura 23 – Embutidora <i>SimpliMet XPS1</i>	48
Figura 24 – Microscópio Eletrônico de Varredura <i>TESCAN Vega 3</i>	49
Figura 25 – Perfilômetro Taylor Hobson CCI Lite	51
Figura 26 – Representação do ensaio de dureza realizado nos revestimentos	52
Figura 27 – Balança analítica de precisão <i>Shimadzu</i> modelo <i>AUX 220</i>	55
Figura 28 – Equipamento utilizado para o ensaio de abrasão	57
Figura 29 – Equipamento utilizado para o ensaio de erosão	58
Figura 30 – Representação esquemática do equipamento utilizado para o ensaio de cavitação	59
Figura 31 – Análise da velocidade e temperatura das partículas aspergidas	61
Figura 32 – Representação das mudanças de curvatura da amostra durante a aspersão	62
Figura 33 – Representação da temperatura do substrato durante a aspersão	63
Figura 34 – Tensões envolvidas do processo de deposição HVOF	64

Figura 35 – Microestrutura da amostra de WC-12Co, depositada com combustível (a) gasoso, e (b) líquido e de WC-17Co, depositada com combustível (c) gasoso, e (d) líquido.....	66
Figura 36 – Detalhe da microestrutura das amostras depositadas; (a)12 CG, (b)12 CL, (c)17 CG e (d)17 CL.....	68
Figura 37 – Gráficos de difração para os revestimentos depositados.....	69
Figura 38 – Dureza Vickers dos revestimentos depositados.....	71
Figura 39 – Relação entre dureza e tensão residual dos revestimentos depositados.....	72
Figura 40 – Percurso da trinca gerada pelo teste de indentação Vickers, com ampliação de (a)1500x, (b)5000x e (c)500x.....	73
Figura 41 – Tenacidade à fratura dos revestimentos depositados.....	74
Figura 42 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de abrasão.....	75
Figura 43 – Taxa de desgaste durante o ensaio de abrasão.....	76
Figura 44 – Correlação entre perda de massa por abrasão e tensão residual dos revestimentos depositados.....	77
Figura 45 – Correlação entre perda de massa por abrasão e porosidade dos revestimentos depositados.....	78
Figura 46 – Amostra de 17 CG com ampliação de 5000x (a)antes do ensaio de abrasão; (b) após 2 minutos; e (c) 8 minutos de ensaio.....	80
Figura 47 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 30°.....	81
Figura 48 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 60°.....	82
Figura 49 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 90°.....	82
Figura 50 – Valores de erosão média com ângulo de 30° para os revestimentos depositados.....	84
Figura 51 – Valores de erosão média com ângulo de 60° para os revestimentos depositados.....	85
Figura 52 – Valores de erosão média com ângulo de 90° para os revestimentos depositados.....	86
Figura 53 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 30°.....	87
Figura 54 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 60°.....	88
Figura 55 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 90°.....	89
Figura 56 – Perda de massa acumulada dos revestimentos aspergidos durante o ensaio de cavitação.....	90
Figura 57 – Taxa de desgaste durante o ensaio de cavitação.....	91

Figura 58 – Correlação entre perda de massa por cavitação e porosidade dos revestimentos depositados.....	93
Figura 59 – Relação entre tensão residual e perda de massa por cavitação das amostras aspergidas	94
Figura 60 – Relação entre perda de massa por cavitação e tenacidade à fratura dos revestimentos.....	95
Figura 61 – Amostra de 12 CG (a) antes do ensaio de cavitação; (b) após 16 min de ensaio; (c) após 32 min de ensaio; (d) após 64 min de ensaio; (e) após 128 min de ensaio.....	97
Figura 62 – Detalhe da perda de massa da amostra WC-17Co CG (a) antes do ensaio de cavitação; (b) após 16 min de ensaio; (c) após 32 min de ensaio; (d) após 64 min de ensaio	98

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química das ligas de WC (% em peso).....	37
Tabela 2 – Parâmetros utilizados para deposição HVOF.....	43
Tabela 3 – Parâmetros utilizados para o ensaio de difração de raios X.....	50
Tabela 4 – Metodologia utilizada para ensaio de desgaste por cavitação e abrasão.....	53
Tabela 5 – Metodologia utilizada para ensaio de desgaste por erosão.....	54
Tabela 6 – Rugosidade superficial média (S_a), média quadrática (S_q) e total (S_z) das amostras.....	65
Tabela 7 – Densidade total e porosidade de cada revestimento depositado	67
Tabela 8 – Relação entre picos (W_2C/WC) dos revestimentos depositados	70
Tabela 9 – Evolução dos parâmetros de rugosidade S_a (rugosidade média) e S_z (rugosidade total) durante o ensaio de abrasão	78
Tabela 10 – Comparação da perda de massa dos revestimentos ao fim do ensaio de erosão para os ângulos de 30° , 60° e 90°	83
Tabela 11 – Taxa de desgaste após a estabilização do ensaio de cavitação	91

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ACRÔNIMOS

<i>a</i>	Metade da Diagonal da Indentação (μm)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana de Ensaios e Materiais)
APS	<i>Air Plasma Spray</i> (Aspersão Plasma de Arco Não Transferido)
<i>c</i>	Comprimento de Trinca (μm)
C	Carbono
CG	Combustível Gasoso
CL	Combustível Líquido
Co	Cobalto
Fe	Ferro
Hv	<i>Vickers Hardness</i> (Dureza Vickers)
HVAF	<i>High Velocity Air Fuel</i> (Aspersão Térmica a Ar Combustível de Alta Velocidade)
HVOF	<i>High Velocity Oxy-Fuel</i> (Aspersão Térmica por Chama de Alta Velocidade)
ICP	<i>In-situ Coating Properties</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
<i>P</i>	Carga Aplicada ao Ensaio de Tenacidade (mN)
W	Tungstênio
WC	Carboneto de Tungstênio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
1.1 OBJETIVOS.....	15
1.1.1 Objetivo Geral.....	15
1.1.2 Objetivos Específicos.....	15
1.2 JUSTIFICATIVA.....	15
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO	16
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	17
2.1 ASPERSÃO TÉRMICA.....	17
2.2 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF COMPARADO A OUTROS PROCESSOS.....	18
2.3 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR <i>HIGH VELOCITY OXY-FUEL</i> (HVOF).....	19
2.3.1 Processo de Deposição HVOF com Combustível Gasoso	20
2.3.2 Processo de Deposição HVOF com Combustível Líquido.....	21
2.4 FORMAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM REVESTIMENTOS ASPERGIDOS.....	21
2.4.1 Instrumentos de Medição das Tensões Residuais Durante a Deposição e no Revestimento	23
2.5 TRIBOLOGIA.....	24
2.5.1 Desgaste por Abrasão	25
2.5.1.1 Mecanismos de desgaste abrasivo	26
2.5.1.2 Ensaio de abrasão	27
2.5.2 Desgaste por Erosão	28
2.5.2.1 Mecanismos de desgaste erosivo	29
2.5.2.2 Ensaio de erosão	31
2.5.3 Desgaste por Cavitação.....	31
2.5.3.1 Ensaio de cavitação	33
2.6 REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE TUNGSTÊNIO	34
3 METODOLOGIA	37
3.1 SELEÇÃO DAS LIGAS UTILIZADAS	37
3.2 CARACTERÍSTICAS E PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	38
3.2.1 Corpo de Prova.....	39
3.2.2 Jateamento.....	39
3.3 PROCEDIMENTO DE DEPOSIÇÃO HVOF.....	40
3.3.1 Equipamentos Utilizados	40
3.4 PARÂMETROS DA DEPOSIÇÃO HVOF.....	42
3.4.1 Fluxo de Pó.....	43
3.4.2 Fluxo de Oxigênio.....	43
3.4.3 Fluxo de Combustível Gasoso / Líquido	44
3.4.4 Distância de Deposição	44

3.4.5	Velocidade do Robô	44
3.4.6	Número de Passes	44
3.4.7	Software de Controle de Deposição	44
3.5	DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS	45
3.5.1	Sensores de Medição	45
3.5.2	Sensor ICP	46
3.6	PROCEDIMENTO PARA PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA.....	46
3.7	CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	47
3.7.1	Microscopia Óptica	48
3.7.2	Microscopia Eletrônica de Varredura	48
3.7.3	Análise da Porosidade	49
3.7.4	Análise de Difração de Raios X	49
3.7.5	Perfilometria Óptica	50
3.8	ENSAIO DE DUREZA VICKERS	51
3.9	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	52
3.10	PROCEDIMENTOS PARA OS ENSAIOS DE DESGASTE	53
3.10.1	Medições da Perda de Massa Acumulada.....	54
3.10.2	Cálculo da Perda Volumétrica	55
3.10.3	Cálculo da Taxa de Desgaste e Valor de Erosão Média.....	56
3.10.4	Procedimentos do Ensaio de Abrasão.....	56
3.10.5	Procedimentos do Ensaio de Erosão.....	57
3.10.6	Procedimentos do Ensaio de Cavitação	58
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	60
4.1	ANÁLISE DA TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS.....	60
4.2	ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS DOS REVESTIMENTOS.....	61
4.3	CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR HVOF	65
4.3.1	Análise da rugosidade superficial	65
4.3.2	Análise da microestrutura e fases presentes	65
4.3.3	Análise das propriedades mecânicas de dureza Vickers e tenacidade à fratura	70
4.4	ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR ABRASÃO	75
4.4.1	Avaliação da Perda de Massa por Abrasão.....	75
4.4.2	Mecanismo de Desgaste por Abrasão	79
4.5	ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AOS DESGASTE POR EROSÃO	81
4.5.1	Avaliação da Perda de Massa por Erosão	81
4.5.2	Mecanismo de Desgaste por Erosão	86
4.6	ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AOS DESGASTE POR CAVITAÇÃO.....	90
4.6.1	Avaliação da Perda de Massa por Cavitação	90
4.6.2	Mecanismo de Desgaste por Cavitação	95
5	CONCLUSÕES.....	99
	REFERÊNCIAS.....	101

1 INTRODUÇÃO

O desgaste consiste na retirada de material de um componente, estando presente em praticamente todas as aplicações industriais, e ocasionando custos elevados relacionados à manutenção, ou até mesmo à substituição dos equipamentos desgastados. Os gastos de um país com o tratamento de situações de desgaste são crescentes e assustadores, comprometendo o PIB (produto interno bruto) e possíveis investimentos em outras áreas. O desgaste pode ocorrer de diversas maneiras, e nos mais variados meios. Dentre os tipos de desgaste presentes no meio industrial, a abrasão e a erosão são os que ocorrem com maior frequência, consistindo na presença de uma partícula que, pelo impacto (erosão), ou pelo contato (abrasão), provoca a perda de massa dos equipamentos. Já em meios líquidos, a variação de pressão pode ocasionar a formação de bolhas, originando o desgaste por cavitação. Estes tipos de desgaste podem ocorrer a variadas temperaturas e pressões, aumentando ainda mais sua severidade.

Devido à presença de tais mecanismos de desgaste, os estudos, como o de Gant (2015) e Asgari (2017), têm se tornado uma tendência entre os pesquisadores da área de tribologia. Diversas informações, tanto qualitativas como quantitativas, podem ser estabelecidas através do estudo mais aprofundado do desgaste, como por exemplo, o estabelecimento de relações de taxa de remoção de material e a perda de massa originada, os efeitos na microestrutura, tenacidade e dureza originados pelos diferentes tipos de desgaste. Com o conhecimento destas informações, a busca por meios de reparo se torna mais eficiente. Uma das maneiras de reparo mais utilizada, atualmente, é a deposição de revestimentos pelo processo de soldagem ou aspersão térmica, com a deposição de material resistente ao desgaste.

Este trabalho preencherá a lacuna presente na literatura no que diz respeito à correlação dos efeitos do processo de deposição de revestimentos, microestrutura originada e resistência a diferentes tipos de desgaste (cavitação, erosão e abrasão), sendo que este estudo possui grande importância tecnológica no que diz respeito às questões econômicas relacionadas ao desgaste na indústria. Será executado um mapeamento da influência de cada um desses fatores para o processo *high velocity oxy-fuel* (HVOF), com a variação do combustível entre líquido e gasoso, a fim de avaliar os diferentes processos na formação das tensões de deposição, térmica e

residual. Este processo será realizado em diferentes ligas de Carboneto de Tungstênio (WC) com matriz de Cobalto (Co), as quais são de grande utilização em situações que envolvem desgaste, sendo depositados comumente em substrato de aço carbono, gerando a melhoria de propriedades superficiais.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Determinar a influência do processo de deposição HVOF com diferentes combustíveis, e do teor de cobalto, na formação das tensões nas amostras depositadas, e conseqüentemente, na resistência a diferentes tipos de desgaste de revestimentos contendo Carboneto de Tungstênio.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência do processo de deposição HVOF com combustível líquido e gasoso e das tensões envolvidas, na resistência aos diferentes tipos de desgaste de duas ligas de Carboneto de Tungstênio com diferentes teores de cobalto, através de ensaio de cavitação, erosão e abrasão;

- Avaliar a microestrutura e propriedades mecânicas (dureza e tenacidade) dos diferentes revestimentos depositados;

- Avaliar os mecanismos de perda de massa através da análise da superfície desgastada por cavitação, erosão e abrasão.

1.2 JUSTIFICATIVA

Os diferentes processos de aspersão térmica de revestimentos são meios importantes no reparo de componentes sujeitos a diferentes processos de desgaste. Estes processos são influenciados pelos aspectos e parâmetros de deposição. Neste contexto, um estudo aprofundado da influência do processo HVOF (com combustível líquido ou gasoso) pode ser útil para o entendimento da evolução de tensões residuais presentes na amostra aspergida, correlacionando estas tensões com a eficiência dos revestimentos aspergidos na resistência aos diferentes tipos de desgaste.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

No Capítulo 1 foi abordada uma introdução sobre o tema proposto, bem como a lacuna preenchida por esta pesquisa, com os objetivos gerais e específicos e justificativa deste trabalho.

No Capítulo 2 será apresentado o referencial teórico, onde serão abordados os conceitos de aspensão térmica e suas variantes, em especial o processo de deposição HVOF, as tensões residuais originadas pela aspensão térmica, bem como os ensaios de desgaste e os revestimentos de Carboneto de Tungstênio.

No Capítulo 3 será abordada a metodologia utilizada para a preparação dos corpos de prova, os parâmetros e normas utilizadas para a aspensão térmica e ensaios de desgaste, bem como os métodos empregados na preparação de amostra metalográfica e na análise do desgaste das amostras.

No Capítulo 4 serão apresentados os resultados e discussões, onde as análises de qualidade de revestimento, de resistência e de mecanismos de desgaste serão estudadas. Por fim, no Capítulo 5 serão apresentadas as conclusões tomadas a partir dos resultados, além de sugestões para trabalhos futuros.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Nesta seção será apresentada uma revisão de literatura sobre a aspersão térmica, o processo de deposição HVOF, as tensões residuais originadas durante a deposição, bem como os diferentes processos de desgaste e os revestimentos de Carboneto de Tungstênio.

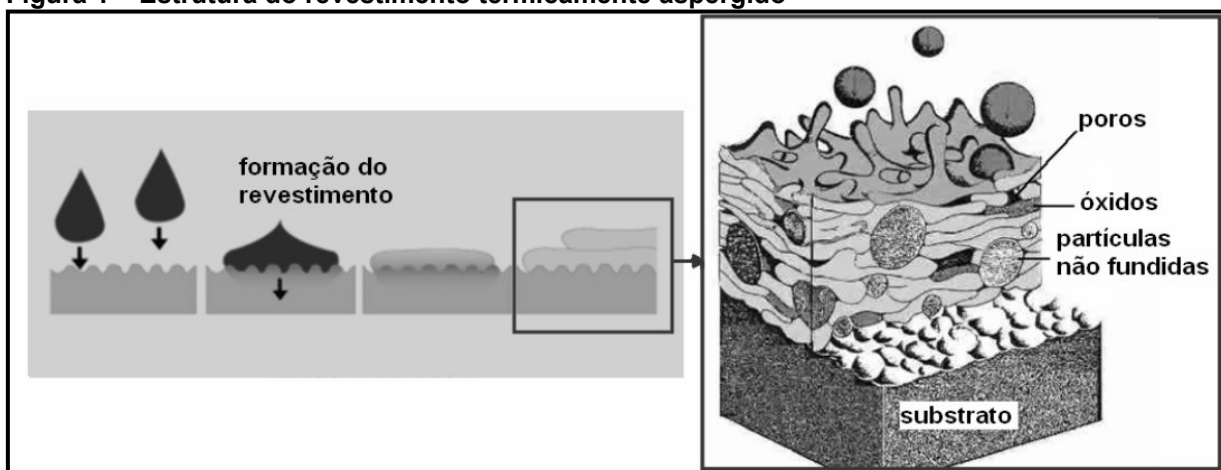
2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

A aspersão térmica é um método de revestimento de superfície, com finalidade de proteger o substrato e melhorar as propriedades superficiais, como a resistência ao desgaste abrasivo e por erosão. O processo de aspersão é muito utilizado devido à sua versatilidade, com diversas opções de processo, como *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF), *High Velocity Air Fuel* (HVOF), *Air Plasma Spray* (Plasma APS), entre outros (BARBEZAT; NICOL; SICKINGER, 1993). Como é possível aspergir uma grande variedade de materiais, com as mais diversas dimensões e geometrias, a aspersão térmica se torna ainda mais versátil (CHANDRA; FAUCHAIS, 2009).

Durante o processo de aspersão térmica, o material aspergido, em forma de partículas, atinge o substrato, achatando-se e formando plaquetas de espessura fina, denominadas lamelas. Estas se moldam à superfície existente, formada pelo substrato e também pelas partículas da liga, anteriormente aspergidas. À medida que o processo acontece, uma estrutura lamelar típica de revestimentos termicamente aspergidos é formada (Figura 1).

Durante o processo de aspersão térmica, ocorre a formação de lamelas, e conforme apresentado na Figura 1, algumas características observadas nestes revestimentos são a presença de poros, óxidos e partículas não fundidas (BROSSARD, 2010). Os óxidos presentes nas camadas interlamelares estão relacionados ao período de residência da partícula, desde o momento inicial do voo (arco elétrico, ou chama), projeção e entre os passes de deposição, o que provoca a oxidação das partículas aspergidas, sendo que a velocidade do gás durante o processo influencia o tempo de residência em chama e de voo, contribuindo de maneira direta com a quantidade de óxidos em um revestimento (TAKIMI, 2004).

Figura 1 – Estrutura do revestimento termicamente aspergido



Fonte: Maranhó, (2006).

Os poros presentes em um revestimento podem estar relacionados ao contato insuficiente entre as partículas aspergidas, através do preenchimento incompleto da superfície pelas partículas solidificadas, e até mesmo pelos gases que permanecem entre as lamelas. A formação de poros está relacionada, ainda, à temperatura e à velocidade de partículas aspergidas; quanto menores, maior é a presença de poros. Além disso, alguns fatores como a tensão superficial, a viscosidade de partículas fundidas e a distribuição granulométrica também afetam a porosidade de um revestimento termicamente aspergido (SOBOLEV *et al.*, 1996; GNAEUPEL-HEROLD *et al.*, 2006; MARANHÓ, 2006).

Diversos estudos apontam a importância da aspersão térmica no reparo de componentes sujeitos ao desgaste, como Kumar *et al.* (2005), no qual componentes de turbinas e bombas foram avaliados em sua resistência à cavitação, após o processo de revestimento por aspersão térmica ou soldagem. No trabalho de Varis *et al.* (2016), no qual é destacado a importância do reparo por aspersão térmica em cilindros hidráulicos e trens de pouso de avião sujeitos à fadiga.

2.2 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO HVOF COMPARADO A OUTROS PROCESSOS

O processo de deposição HVOF que surgiu no início dos anos 80 como método alternativo aos processos já tradicionais, como Plasma APS, arco elétrico e à chama. No entanto, estes métodos produziam revestimentos porosos, com baixa adesão entre as lamelas, e com baixa resistência ao desgaste (PAWŁOWSKI, 1995).

Esses processos se caracterizam pela alta temperatura de trabalho, com a possibilidade de aspersão de vários tipos de materiais, inclusive materiais refratários com alto ponto de fusão. Porém, desde os anos 80, uma tendência nos estudos mostra a diminuição de temperatura de trabalho e maior velocidade de partículas durante deposição, com o surgimento de processos como HVOF, HVAF e Cold Spray, que geram revestimentos com boa densidade, baixa porosidade e elevada resistência ao desgaste. Uma exceção antes do surgimento destes processos, era a deposição por plasma à vácuo, utilizado para materiais com alta reatividade com o oxigênio, como o titânio, o qual produz revestimentos com alta densidade e fortes ligações metalúrgicas (SAMPATH et al., 1989; STELLA et al., 2006).

Atualmente, um dos processos de aspersão mais utilizados pela sua praticidade e qualidade de resultados, é a chama de alta velocidade (HVOF), no qual o material de deposição atinge o substrato a elevadas velocidades, por meio da combustão originada pela mistura entre oxigênio e combustível, líquido ou gasoso. As partículas projetadas podem alcançar altíssimas velocidades de impacto, bem como alta temperatura (ISHIKAWA; KAWAKITA; KURODA, 2005).

2.3 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR *HIGH VELOCITY OXY-FUEL* (HVOF)

No processo de aspersão térmica HVOF, a chama é produzida pela combustão de oxigênio e um combustível, geralmente propano, propileno, hidrogênio ou querosene. A combustão ocorre em uma câmara da pistola de aspersão, e a medida que os gases de combustão se expandem através do bocal, um jato com altíssima velocidade é gerado, sendo que as partículas são aceleradas a velocidades de 400 a 800 m/s. A temperatura de chama encontra-se, geralmente, em torno de 3000°C (BROSSARD, 2010). Essa temperatura pode ser considerada relativamente baixa, se comparada a outros processos de aspersão térmica, tal como *Plasma Spray*, onde se pode atingir 15.000 °C na região central do arco (THORPE *et al.*, 1993).

Ao se alterar parâmetros como a vazão de gás e a taxa oxigênio/combustível, a velocidade e a temperatura das partículas irá ser também alterada, verificando assim a dependência entre parâmetros e revestimento final (VERDON; KARIMI; MARTIN, 1998). Isso proporciona maior versatilidade ao processo e a possibilidade de trabalhar com revestimentos de diferentes microestruturas, alterando assim também as

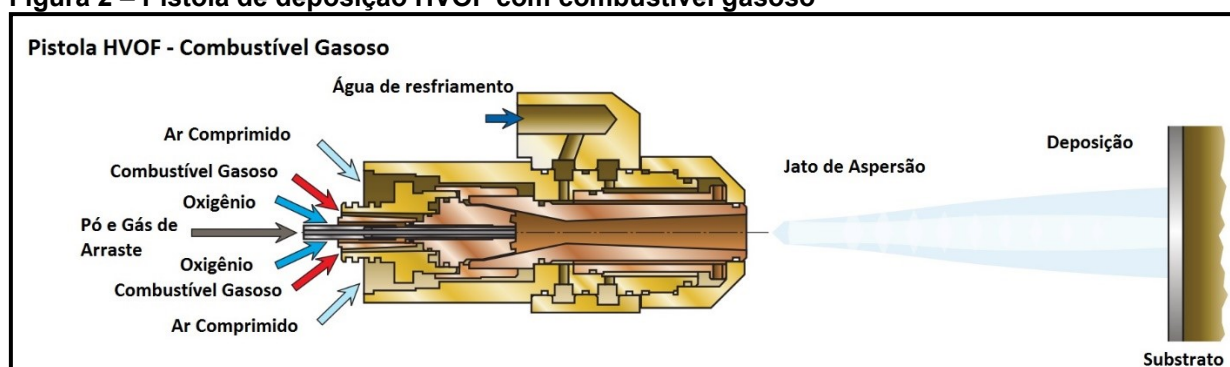
propriedades mecânicas dos revestimentos. Além disso, os processos de deposição HVOF com diferentes combustíveis podem resultar em alterações nas propriedades mecânicas dos revestimentos, uma vez que a temperatura e a velocidade de partículas diferem para cada processo.

Estudos mostram como a aspersão térmica HVOF e o controle dos parâmetros é de grande importância na indústria, sendo que Oksa *et al.* (2014), estudou como a variação parâmetros no processo de deposição HVOF pode alterar a qualidade do revestimento, alterando também microestrutura e propriedades. Já o trabalho de Asgari *et al.* (2017), ressalta a utilização deste processo em indústrias de óleo e gás, automotivas e até mesmo aeroespaciais.

2.3.1 Processo de Deposição HVOF com Combustível Gasoso

Para o processo de aspersão térmica HVOF com combustível gasoso, a mistura de oxigênio e combustível ocorre previamente à entrada na câmara de combustão, o que origina uma queima mais uniforme e estável. O material de deposição, em forma de pó, é inserido com a presença de um gás de arraste, para o qual, geralmente, o argônio ou nitrogênio são utilizados (PAREDES, 1998; SUDAPRASERT; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2003). Um esquema da pistola utilizada para a deposição HVOF com combustível gasoso está representada na Figura 2.

Figura 2 – Pistola de deposição HVOF com combustível gasoso



Fonte: Adaptado de Sulzer Metco (2013).

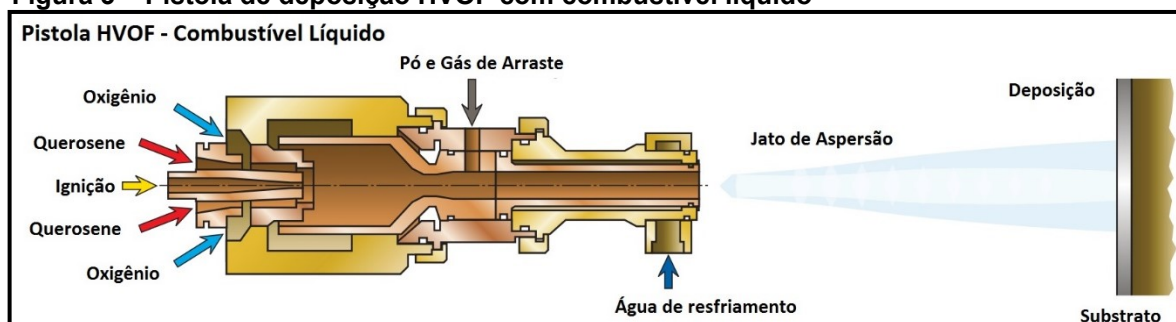
Conforme a Figura 2, o material de deposição em pó é introduzido de maneira axial à pistola, dentro da câmara de combustão, o que garante altas temperaturas, bem como uma eficiente aceleração das partículas do material a ser depositado. O material em forma de pó é, então, aquecido e acelerado pelos produtos da combustão

a altas velocidades, e no geral, atingem temperaturas mais elevadas que seu ponto de fusão (BUNSHAH, 1994).

2.3.2 Processo de Deposição HVOF com Combustível Líquido

O processo de deposição HVOF com combustível líquido é bastante similar ao processo com combustível gasoso, porém é utilizado quando se necessita de uma maior eficiência no fluxo de massa de combustível à câmara de combustão (BUNSHAH, 1994). A pistola utilizada para a deposição HVOF com combustível líquido é representada na Figura 3.

Figura 3 – Pistola de deposição HVOF com combustível líquido



Fonte: Adaptado de Sulzer Metco (2013).

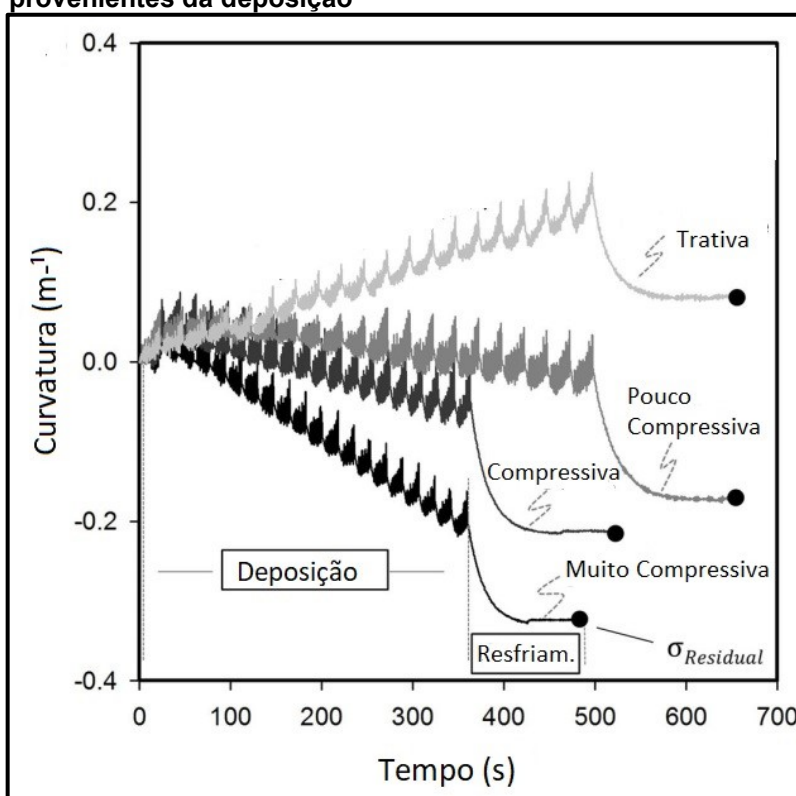
Para este sistema, o material de deposição em forma de pó é introduzido de maneira radial na pistola e, ao contrário do processo com combustível gasoso, a injeção do material ocorre posteriormente à combustão (Figura 3). Assim, uma vez que as partículas possuem um menor aquecimento, se comparadas ao processo com combustível gasoso, acaba-se gerando uma menor eficiência de deposição (RUSCH, 2007).

2.4 FORMAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM REVESTIMENTOS ASPERGIDOS

O conceito de tensão residual é amplamente conhecido, quando se trata de materiais e mecânica dos sólidos. As tensões residuais são aquelas que permanecem em um material quando forças externas são removidas (ÖSTLUND *et al.*, 2005). As tensões residuais, quando trativas, tendem a reduzir a resistência quando se trata da estabilidade, fadiga e fratura. No entanto, sua presença pode melhorar esta

resistência, se estas forem compressivas (TEBEDGE; ALPSTEN; TALL, 1973). Na Figura 4 é representada a formação de tensões nos revestimentos durante a aspersão térmica. Os picos e vales presentes demonstram os passes realizados, sendo que as retas com inclinação positiva (maior que zero), representam a tração, e as com inclinação negativa (menor que zero) representam a compressão. A formação de tensões nos revestimentos é induzida em dois momentos (Figura 4):

Figura 4 – Representação esquemática das tensões provenientes da deposição



Fonte: Adaptado de Vackel; Dwivedi; Sampath, (2015).

- Durante a deposição; devido a elevada velocidade de projeção das partículas. No geral, durante o processo de aspersão, as partículas possuem alta energia cinética, e, ao se chocarem com o substrato promovem uma diferença na curvatura do substrato, como mostrado na Figura 4. Este efeito é também chamado de efeito de martelamento (*peening*) da superfície, que origina a formação de tensões compressivas (SELVADURAI *et al.*, 2015).

- Durante o resfriamento do componente; devido às diferentes propriedades termofísicas do substrato e do material aspergido. Este efeito é chamado de *quenching*, que ocorre pelo resfriamento rápido dos *splats* (partículas de pó

achatadas, que formam as lamelas), da temperatura de fusão até a temperatura em que se encontra o substrato (CLYNE; GILL, 1996). Com o resfriamento do sistema, a diferença de contração entre o material depositado e o substrato promove a formação de tensões no revestimento (VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015a);

No entanto, ao se observar a Figura 4, é possível perceber que o algumas curvas apresentam tensões trativas, ou pouco compressivas. Isso pode ser explicado pela compensação entre o efeito de *peening* e do efeito de *quenching* durante a aspensão. Partículas com temperatura mais elevada tendem a apresentar um efeito mais significativo de *quenching*, já para partículas com velocidades mais elevadas, espera-se um maior efeito de *peening*. A tensão que considera o balanço entre estes dois efeitos durante a deposição do revestimento é chamada de tensão de evolução (*evolving stress*) (BOLELLI *et al.*, 2012).

A somatória das tensões provenientes da deposição, com aquelas provenientes do resfriamento é que determina as tensões residuais presentes no revestimento. A presença de tensões residuais tem um efeito crucial, quando se trata de algumas propriedades do material depositado, como a resistência ao desgaste e, portanto, necessitam ser levadas em conta em situações de melhoria do revestimento (CLYNE; GILL, 1996; DANCER *et al.*, 2014; VACKEL; SAMPATH, 2017) .

A tensão residual está presente em diversas situações de desgaste, como o estudo de Oladijo *et al.* (2014), que indicara uma influência muito forte das tensões residuais provenientes da aspensão térmica na resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos. Além disso, estudos como o de Wang *et al.* (2016), apresentam como o processo de deposição de revestimentos altera a formação das tensões residuais.

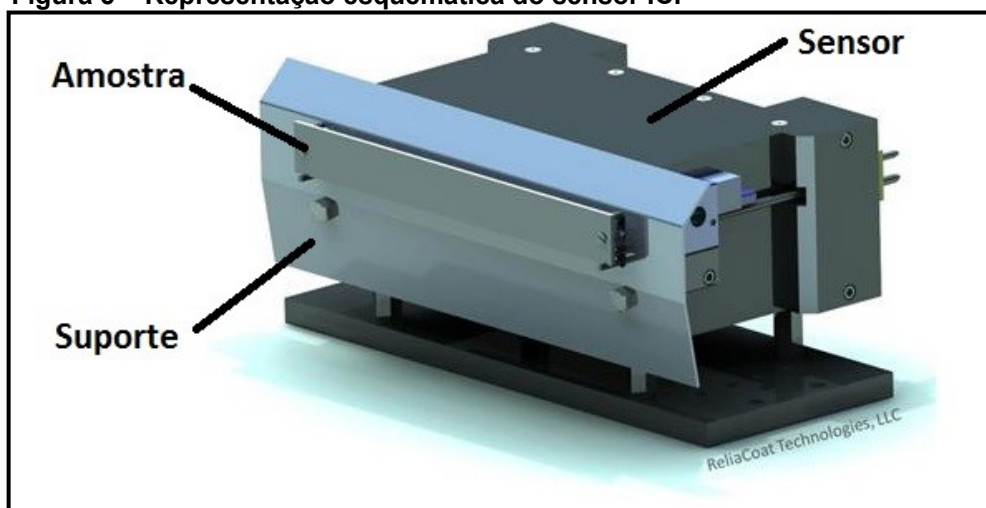
2.4.1 Instrumentos de Medição das Tensões Residuais Durante a Deposição e no Revestimento

A medição de tensões residuais é de fundamental importância na aspensão térmica, pois estão diretamente relacionadas com as propriedades dos revestimentos. Alguns métodos destrutivos como furação com furo cego e seccionamento e não destrutivos como raio X, ultrassom e técnicas magnéticas são utilizados para a medição e determinação destas tensões (HUANG; LIU; XIE, 2013). No entanto, atualmente, tem-se uma ferramenta que permite a medição de tensões residuais

presentes durante a deposição. Esta ferramenta é o sensor *In-Situ Coating Properties* (ICP), juntamente com seu *software*, desenvolvido pela empresa *ReliaCoat Technologies LLC*.

O sensor ICP (Figura 5), é um equipamento que consiste em um porta amostras para a aspensão, onde três sensores a laser são posicionados atrás do suporte. Esse sensor se utiliza de avançadas medições termoelásticas da curvatura da amostra durante a deposição do revestimento, com o intuito de coletar, em tempo real, os dados de tensão residual e aparecimento de trincas (RELIACOAT, 2015).

Figura 5 – Representação esquemática do sensor ICP



Fonte: Adaptado de Reliacoat (2015).

A vantagem deste sistema é que o sensor ICP é capaz de diferenciar o estado de tensão residual das condições da deposição para diversos materiais, por meio da varredura a laser; sendo um processo não-destrutivo e que não necessita o contato para realizar a medição (não requer reflexão espectral). Além disso, este equipamento fornece os dados com precisão mesmo em ambientes agressivos (SAMPATH *et al.*, 2009a). Com estes dados, o usuário pode avaliar a integridade da deposição, através dos valores de tensão residual e do módulo de elasticidade do revestimento.

2.5 TRIBOLOGIA

O desgaste é um fenômeno relacionado à remoção de material e à deformação de um material, proveniente do contato ou da interação de duas superfícies, sendo resultante da ação mecânica em uma superfície (RABINOWICZ,

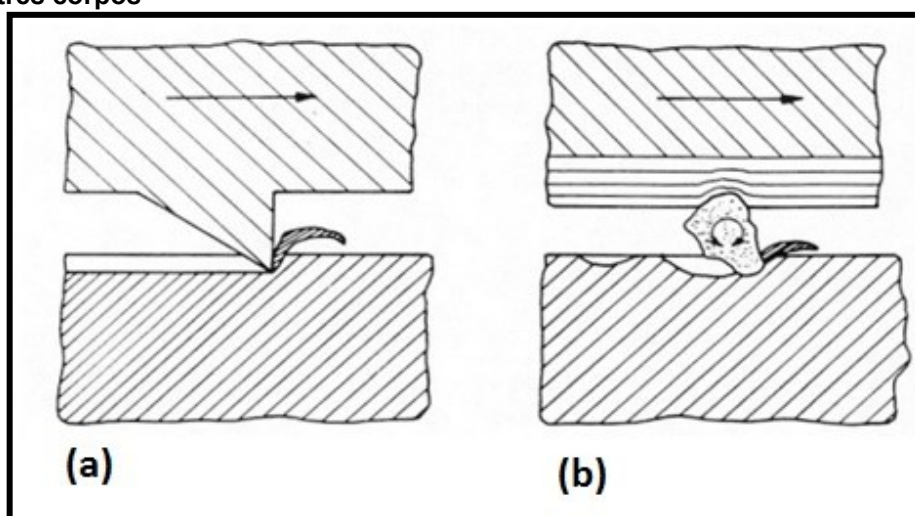
1995). Este desgaste pode ocorrer de várias formas, como por exemplo por abrasão, erosão e cavitação, apresentadas a seguir.

Até o momento, estudos como o de Siniawski (2007) tentam estabelecer leis para os processos de desgaste, levando em conta fatores como o material, as tensões presentes na amostra e os parâmetros utilizados para teste. Porém, o estudo do desgaste em revestimentos duros termicamente aspergidos é ainda pouco explorado. Pesquisas recentes com o foco principalmente na erosão e abrasão, como as de Gant e Gee (2015) que estudaram a influência de microestrutura e propriedades mecânicas no desgaste por erosão de carboneto de tungstênio; e Hong *et al.* (2017), na qual foi avaliada o efeito da temperatura no desgaste por abrasão de revestimentos HVOF nano estruturados, também baseados em carboneto de tungstênio.

2.5.1 Desgaste por Abrasão

O desgaste abrasivo é um fenômeno bastante comum na indústria, consistindo na retirada de material de uma superfície, devido ao contato com um material abrasivo. A abrasão pode se manifestar de duas maneiras distintas (Figura 6): entre dois corpos, quando há o escorregamento de uma partícula abrasiva sobre uma superfície; e entre três corpos, quando o material abrasivo fica compreendido entre duas superfícies deslizantes (MOORE, 1974).

Figura 6 – Representação do desgaste abrasivo entre (a) dois corpos e (b) três corpos



Fonte: Zum Gahr (1987).

De maneira prática e usual, a abrasão a dois corpos é definida como o sistema em que as partículas ou sedimentos estão fixos de maneira rígida a um corpo, penetrando e provocando riscos ao outro corpo (Figura 6(a)).

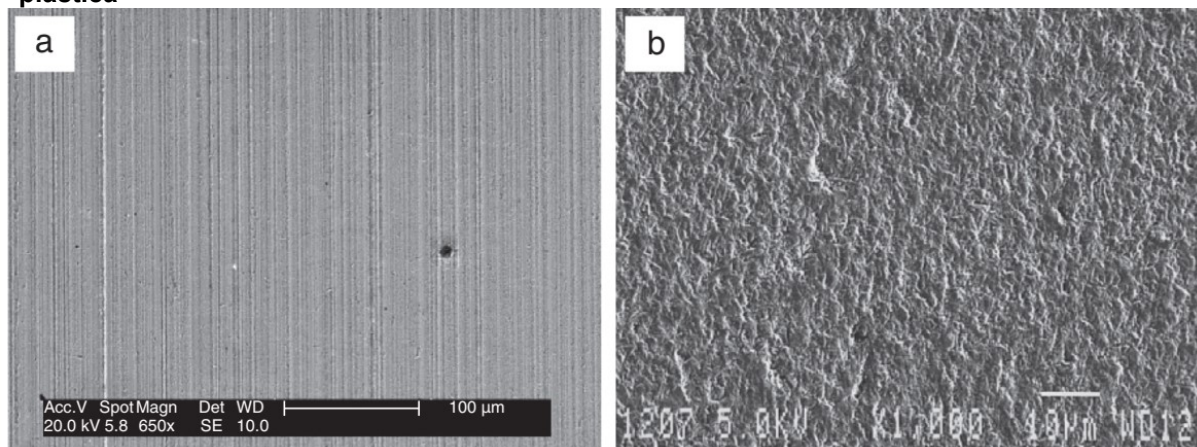
Já a abrasão entre três corpos (Figura 6(b)), é um sistema no qual o material abrasivo se encontra livre, podendo escorregar sobre a superfície por meio de rolamento. Estas partículas de material abrasivo, que se encontram livres, atuam apenas por uma fração de tempo no riscamento da superfície (ZUM GAHR, 1987).

Em geral, o desgaste abrasivo é relacionado com a presença de areia, ou algum outro sedimento não metálico em um ambiente de trabalho. Quando um equipamento ou uma peça é submetida a este ambiente agressivo, é inevitável a diminuição de sua vida útil, ocasionando gastos com a manutenção e, até mesmo, a substituição da parte afetada. Assim, torna-se essencial o estudo das variáveis envolvidas durante o desgaste abrasivo; como o tempo de exposição ao desgaste, o tamanho de partícula abrasiva e o fluxo do material abrasivo em contato com a superfície, para que se torne possível a realização de melhorias neste processo.

2.5.1.1 Mecanismos de desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo pode ser regido por dois mecanismos distintos: controlado pelo movimento da partícula (Figura 7(a)) e controlado por deformação plástica (Figura 7(b)). No mecanismo associado ao movimento da partícula, as partículas abrasivas podem ser engastadas na superfície de um dos corpos, podendo ocorrer o riscamento ou indentações na superfície. Quando a partícula permanece em contato com a superfície desgastada ao longo do processo, ocorre o desgaste abrasivo por sulcamento, no qual as superfícies possuem sulcos paralelos à direção de deslizamento da partícula. Por outro lado, quando ocorre a mudança da região da partícula em contato com a superfície de desgaste, ocorre o desgaste abrasivo por rolamento, o qual é caracterizado pela grande deformação da superfície, com a presença de múltiplas indentações (NDLOVU, 2009; SINIAWSKI; HARRIS; WANG, 2007; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

Figura 7 – Micrografia de mecanismo (a) controlado por partícula e (b) por deformação plástica



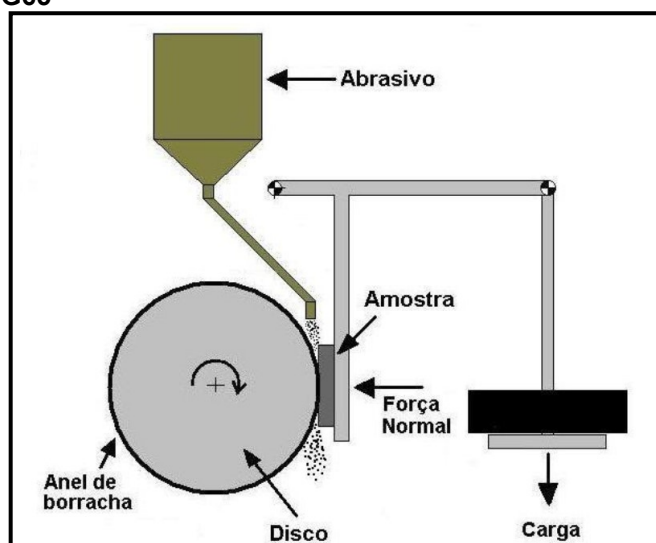
Fonte: Câmara Cozza, (2014).

Já para o mecanismo controlado por deformação plástica, o material abrasivo se comporta como uma ferramenta de corte, e o material é removido em forma de cavaco. Este processo resulta em perda de massa, seja como consequência de uma fadiga de baixo ciclo, ou acúmulo de danos ao material, até que se atinja a deformação plástica suficiente para a geração de cavacos (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996; SINIAWSKI; HARRIS; WANG, 2007).

2.5.1.2 Ensaio de abrasão

Alguns testes de laboratório, como o Ensaio de Abrasão com Roda de Borracha - ASTM G65 (2013), permitem a simulação de um ambiente agressivo e, devido à normalização imposta, é possível obter uma avaliação comparativa entre materiais submetidos ao desgaste abrasivo (VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015a). Este equipamento consiste simplesmente em uma amostra, fixada a uma carga, a qual provoca o contato com uma superfície de borracha (Figura 8). Entre este contato, existe um abrasivo que promove a retirada de material da superfície da amostra.

Figura 8 – Equipamento de ensaio de abrasão ASTM G65



Fonte: Lima; Ferraresi (2007).

Equipamentos bastante afetados pela abrasão, de aplicação prática na indústria *off-shore*, são as superfícies de vedação das válvulas. As condições de trabalho são muito agressivas nas válvulas presentes nas plataformas *off-shore*, em particular nas válvulas *choke*, e válvulas gaveta, utilizadas para controlar o fluxo de óleo do poço, uma vez que, algumas impurezas, como areias e sedimentos, estão presentes no óleo durante a extração. Esse desgaste promove a retirada de material, ocasionando altos custos com manutenção (LÓPEZ CANTERA; MELLOR, 1998).

2.5.2 Desgaste por Erosão

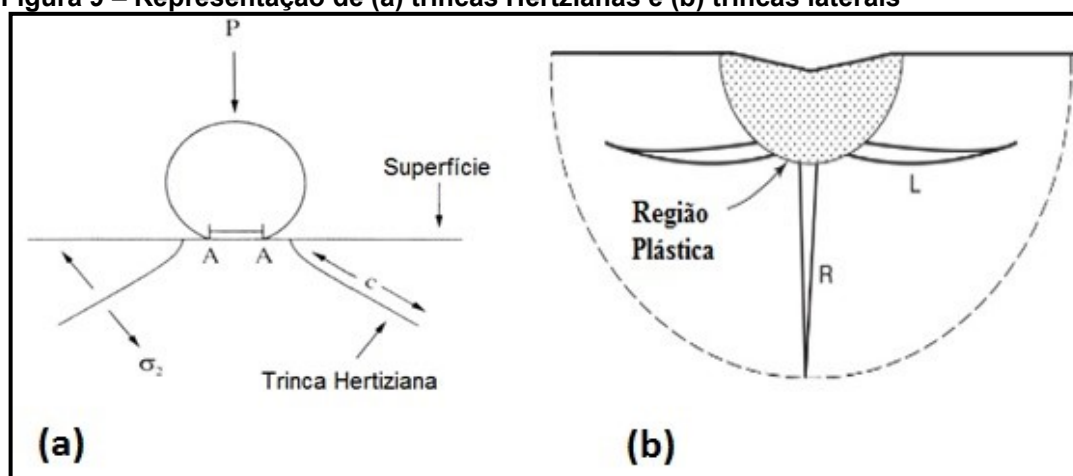
A erosão é um fenômeno de desgaste presente em várias aplicações industriais, sendo responsável pela remoção de massa de diversos componentes importantes, quando sujeitos à presença de erodentes. O desgaste erosivo pode ser definido como a remoção de material pelo impacto de uma partícula sólida a uma certa velocidade e ângulo. Este desgaste causa sérios danos nas indústrias de geração de energia, setor automobilístico, aeroespacial, etc.; gerando danos e perda de eficiência (SHARMA; KUMAR; TYAGI, 2015). O dano pode ser ainda mais severo, se este equipamento estiver sujeito a altas temperaturas e a altas pressões, como em um fluxo de ar ou fluido (WEN *et al.*, 2016). A erosão pode ser entendida por dois diferentes modelos de mecanismo, a erosão por fratura frágil e a erosão por deformação plástica.

2.5.2.1 Mecanismos de desgaste erosivo

Quando se trata de erosão por fratura frágil, associa-se esta fratura ao impacto de uma partícula erosiva na amostra, causando a formação de micro trincas na superfície e abaixo da superfície do material. Este comportamento é distinto do comportamento de materiais dúcteis.

As micro trincas com maior destaque são as trincas Hertzianas e as trincas laterais (Figura 9). As trincas Hertzianas acontecem quando as partículas erosivas arredondadas e macias atingem a superfície, antecedidas de deformação elástica. As trincas Hertzianas são cônicas, formadas na parte externa do círculo de contato da partícula quando ocorre aplicação de carga (Figura 9(a)). Já as trincas laterais estão relacionadas a partículas angulares e duras, nas quais o material é removido pela intersecção das trincas, pela deformação plástica gerada no ponto de impacto da partícula erosiva (Figura 9(b)).

Figura 9 – Representação de (a) trincas Hertzianas e (b) trincas laterais



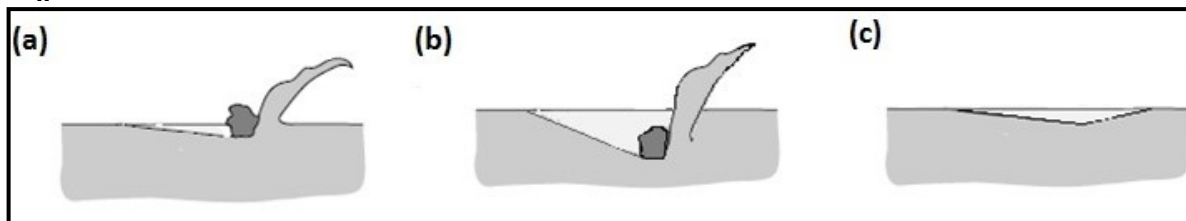
Fonte: Adaptado de Marinescu; Tönshoff; Inasaki (2000); Xuwen (2003).

Na erosão por deformação plástica, governam os mecanismos dúcteis de desgaste erosivo, pelo microcorte e microsulcamento. As taxas de desgaste são menores quando o ângulo de incidência é próximo ao ângulo normal, já para baixos ângulos de incidência, entre 20° e 30° , a taxa é drasticamente aumentada.

Existem três tipos de danos; o sulcamento, e os tipos I e II, representados na Figura 10 (a,b e c), respectivamente. O sulcamento ocorre quando a partícula erosiva é arredondada, e o material é deslocado para o lado ou para a frente da partícula. Nos

tipo I e II, as partículas erosivas são angulares. Quando a partícula rola na direção do movimento, tem-se o tipo I, e quando a partícula rola na direção contrária ao movimento, tem-se o tipo II.

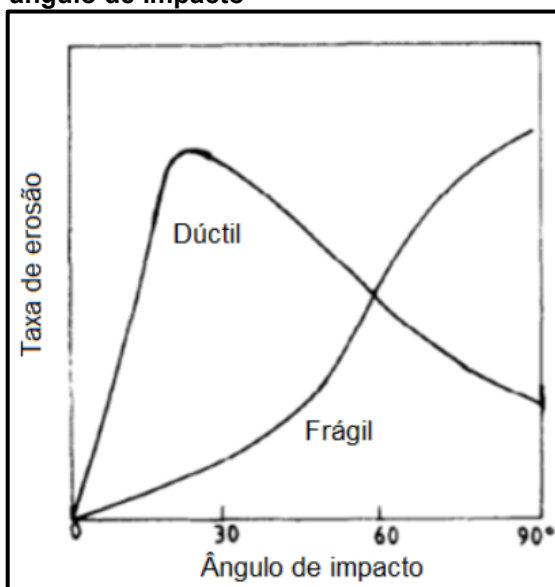
Figura 10 – Representação dos tipos de danos por erosão: (a) sulcamento, (b) tipo I e (c) tipo II



Fonte: Adaptado de Stachowiak; Batchelor (2005).

Além disso, diversas variáveis influenciam no processo de erosão dos materiais, como o ângulo de impacto, que se comporta de maneira distinta para materiais dúcteis e frágeis, e tem relação direta com o tipo de mecanismo de desgaste, como mostra a Figura 11.

Figura 11 – Relação entre taxa de erosão e ângulo de impacto



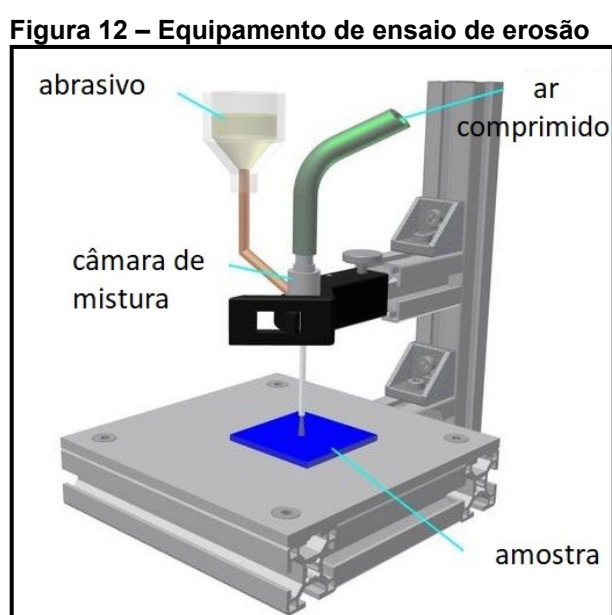
Fonte: Goes, (2016).

Além disso, outros parâmetros também tem forte influência, como a velocidade da partícula, que segundo Kleis e Kulu (2008), tem relação direta com a perda de massa; e como o tamanho da partícula, que possui um tamanho crítico,

sendo que a taxa de erosão pode ser baixa para partículas muito pequenas, e ser estável para valores maiores que o valor crítico, segundo Hutchings (1987).

2.5.2.2 Ensaio de erosão

De maneira similar ao ensaio de abrasão, o fluxo da partícula que irá provocar a erosão (desta vez chamado de erodente), o tamanho desta partícula e o tempo de desgaste são parâmetros a serem analisados no ensaio.



Fonte: Adaptado de Tu Clausthal - Institute of Welding and Machining, (2014).

O aparelho de ensaio consiste em um compressor de ar, um alimentador de erodente, um misturador de ar-partícula, assim como descrito pela norma ASTM G76 (2013) (Figura 12) (SHARMA; KUMAR; TYAGI, 2015).

2.5.3 Desgaste por Cavitação

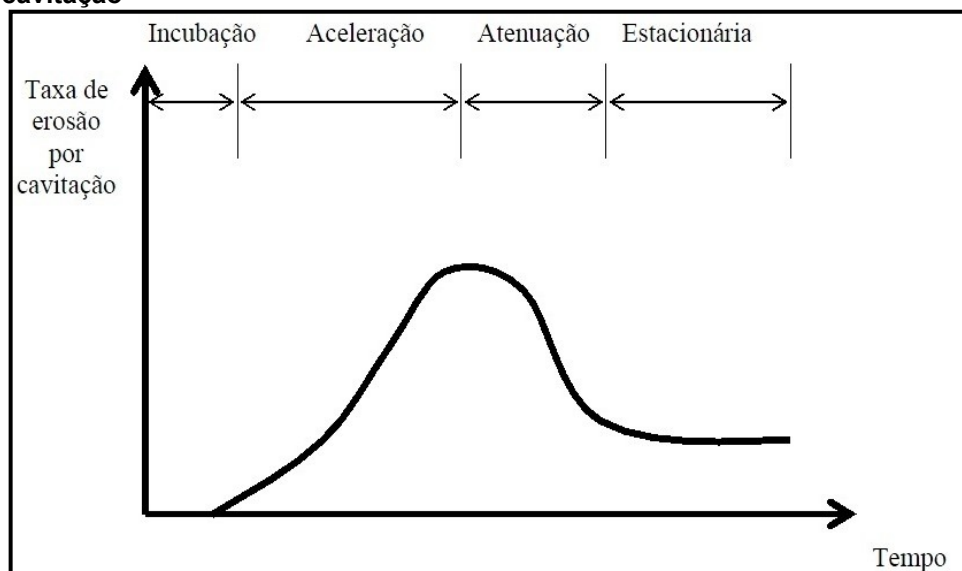
Segundo March e Hubble (1996), a cavitação ocasiona grandes problemas quando se trata de equipamentos hidráulicos, como bombas, válvulas e turbinas. A cavitação é o desgaste originado pela formação e o colapso de bolhas em um fluido.

Conforme estas bolhas rompem próximo à superfície, podem induzir severos danos à superfície do componente (SHREIR; BURSTEIN; JARMAN, 1994).

A cavitação ocorre em duas maneiras diferentes. A cavitação hidrodinâmica, que ocorre na presença de líquidos fluindo; e a cavitação acústica, a qual é induzida por um campo de pressão oscilante em um líquido quase em repouso. Apesar desta diferença, é possível afirmar que os princípios que regem os dois modos de cavitação são os mesmos (BRENNEN, 1995).

O fenômeno da cavitação é conhecido na área de ciência e tecnologia por mais de cem anos. O engenheiro e cientista britânico, Osborne Reynolds, especialista em dinâmica dos fluidos, foi o primeiro a descobrir este fenômeno, em 1894 (FRANC; MICHEL, 2005). O fenômeno da cavitação possui diferentes fases de desenvolvimento: incubação, aceleração, atenuação e estacionária (Figura 13), quando se trata de materiais maciços, do tipo “*bulk*”. Já para materiais termicamente aspergidos, a fase de incubação pode não ocorrer, sendo o fenômeno iniciado com a fase de aceleração (RIBEIRO, 2007).

Figura 13 – Diferentes estágios de perda de massa pelo processo de cavitação



Fonte: Ribeiro (2007).

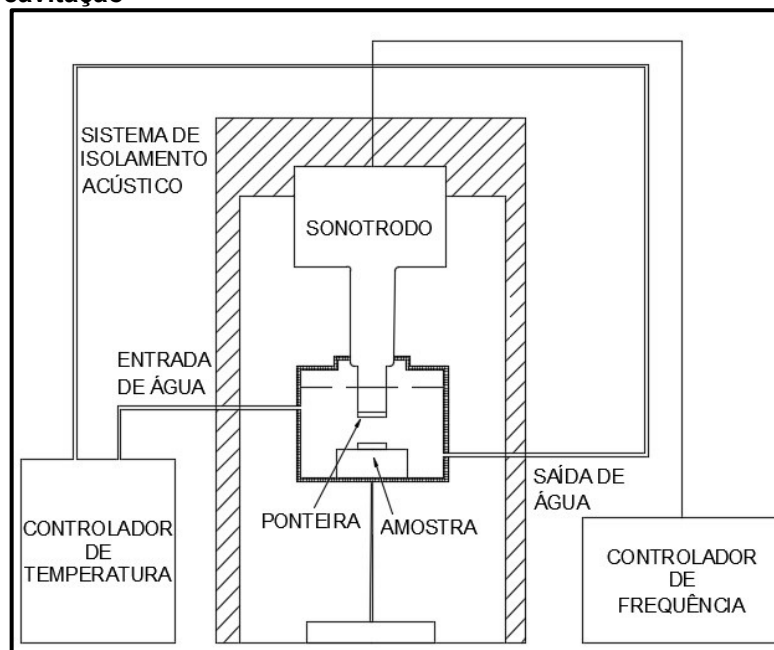
- Primeira fase ou incubação – é a fase na qual as modificações na superfície ocorrem sem uma significativa ocorrência de perda de massa devido a absorção de energia pelo material;

- Segunda fase ou aceleração – o material previamente deformado, continua absorvendo impacto dos colapsos, originando microtrincas e apresentando, gradualmente, a perda de massa em função do tempo. O material é degradado severamente até o ápice da perda de massa em função do tempo, em função da incapacidade do material absorver energia;
- Terceira fase ou atenuação – a rugosidade característica desta etapa absorve parte da energia de impacto, provocando uma queda na taxa de erosão.
- Quarta fase ou estacionária – a perda de massa torna-se praticamente constante, em decorrência da redução de pressão no colapso das bolhas no entorno da superfície rugosa e do amortecimento da colisão das bolhas pelo líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida.

2.5.3.1 Ensaio de cavitação

A cavitação é um fenômeno que pode ser reproduzido em laboratório de diversas maneiras, sendo o teste de cavitação acelerada um dos mais utilizados. O teste de cavitação acelerada, de acordo com a norma ASTM G32 (2016) consiste na remoção de massa de uma amostra, fixada na ponta de um sonotrodo e mergulhada em um meio líquido. A perda de massa ocorre pelo colapso de bolhas na superfície da amostra. Usualmente, utiliza-se o método indireto, baseado na norma, em que a amostra é fixada a uma certa distância da ponta do sonotrodo, como mostra a Figura 14.

Figura 14 – Representação do método indireto do ensaio de cavitação



Fonte: Autoria própria.

De maneira alternativa ao ensaio de cavitação acelerada, existem os métodos de cavitação por jatos líquidos (ASTM G134) e cavitação em túneis de alta velocidade. O ensaio de cavitação por jatos líquidos é utilizado quando é necessário um maior controle de intensidade e velocidade dos jatos que causam a erosão por cavitação. Já o ensaio de cavitação em túneis de alta velocidade, é utilizado quando se necessita de um ensaio com maior agressividade, com alta pressão e velocidade, usualmente para materiais mais duros (CHAHINE; FRANC; KARIMI, 2014).

2.6 REVESTIMENTOS DE CARBONETO DE TUNGSTÊNIO

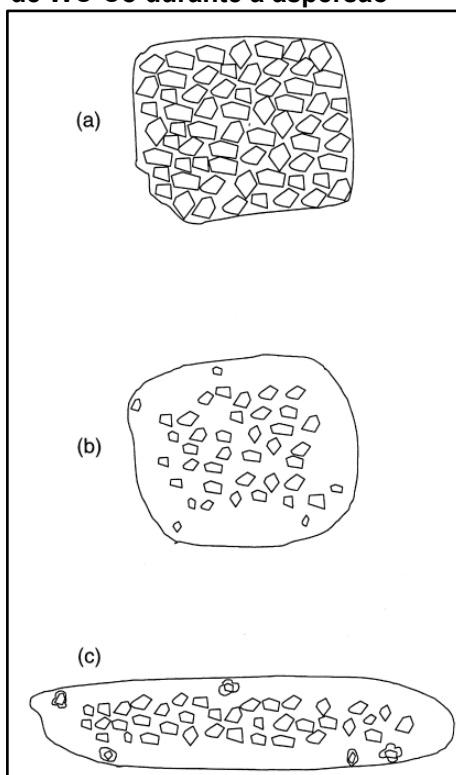
As ligas de carboneto de tungstênio são usualmente utilizadas para reparos de componentes, melhorando propriedades como a dureza superficial e a resistência ao desgaste do substrato. Em geral, as ligas de carboneto de tungstênio têm uma característica bem interessante, pois os revestimentos depositados por aspersão, mesmo apresentando elevados valores de resistência mecânica, conseguem manter elevados valores de tenacidade à fratura. No geral, as composições variam de 8% a 30% de teor da liga matriz, servindo como matriz para as partículas de carboneto, como cromo, níquel, cobalto, etc. (THORPE *et al.*, 1993).

As ligas de carboneto de tungstênio com cobalto (WC-Co) formam um sistema, em geral, com uma boa sinterabilidade e boa aderência entre as fases, por possuir um pequeno ângulo diedral dentro do sistema WC-Co, facilitando o molhamento. Além disso, o carboneto de tungstênio (WC) possui uma alta solubilidade em cobalto (Co) à altas temperatura e, o ponto eutético ternário em 1.275°C faz com que esta liga sinterize em temperaturas de fusão mais baixas que o ponto de fusão do Co (1.495°C) (RODRIGUES, 2006).

Geralmente, o pó de WC-Co utilizado para a aspersão térmica contém apenas WC e Co. Após a aspersão térmica, os revestimentos apresentam a formação de fases WC, W_2C e W, além de uma fase amorfa / nanocristalina da matriz, composta de Co. A formação destas fases está ligada a perda de carbono (descarbonetação) originada durante o processo de deposição. Esta perda é ocasionada pelas reações químicas entre o pó e o oxigênio presente na chama durante o voo da partícula (THORPE; RICHTER, 1992), e também pela alta temperatura de aspersão (SOBOLEV; GUILMANY, 1996).

A descarbonetação ocorre quando, na partícula de pó (Figura 15(a)), o cobalto se funde e o WC se dissolve no meio líquido (cobalto fundido), à medida que a temperatura aumenta. Quando a reação com o oxigênio acontece, o carbono é removido, formando CO (monóxido de carbono). Isso ocasiona um vazio (Figura 15(b)), que, quando o sistema tenta reestabelecer o equilíbrio, é preenchido por grãos de WC, formando então a fase W_2C . Quando a partícula não-homogênea atinge o substrato, ocorre a formação dos *splats*, gerando a estrutura típica de revestimentos de WC-Co (Figura 15(c)) (STEWART; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2000).

Figura 15 – Evolução da partícula de WC-Co durante a aspersão



Fonte: Stewart;Shipway;McCartney, (2000).

Estes materiais são bastante utilizados para a aspersão HVOF, pois não é necessário ocorrer a fusão completa do pó para a deposição, formando uma superfície resistente ao desgaste e erosão. Além disso, ter este material como matriz proporciona ao revestimento de WC-Co, uma estrutura com baixa porosidade. (NDLOVU, 2009).

3 METODOLOGIA

Esta pesquisa possui natureza aplicada, sendo o problema quantitativo-qualitativo. Quanto aos procedimentos técnicos, esta pode ser classificada como uma pesquisa experimental, sendo o método científico, o indutivo. O material de revestimento é composto por duas diferentes ligas de WC-Co, depositadas em forma de pó, através da aspersão térmica HVOF.

A prática foi executada depositando os revestimentos em corpos de prova, com a variação do combustível utilizado na deposição, para que seja possível a verificação dos efeitos dos diferentes processos na variação na microestrutura, tensões residuais e na resistência ao desgaste. As etapas desta pesquisa podem ser visualizadas na Figura 16.

3.1 SELEÇÃO DAS LIGAS UTILIZADAS

O processo de deposição HVOF foi realizado em diferentes amostras, utilizando-se duas ligas de carboneto de tungstênio, cuja composição química está descrita na Tabela 1. Estes pós foram escolhidos pela ampla utilização na indústria, principalmente em situações que envolvem resistência ao desgaste. O preço de ambos os pós gira, na cotação atual, em torno dos R\$ 350,00/kg.

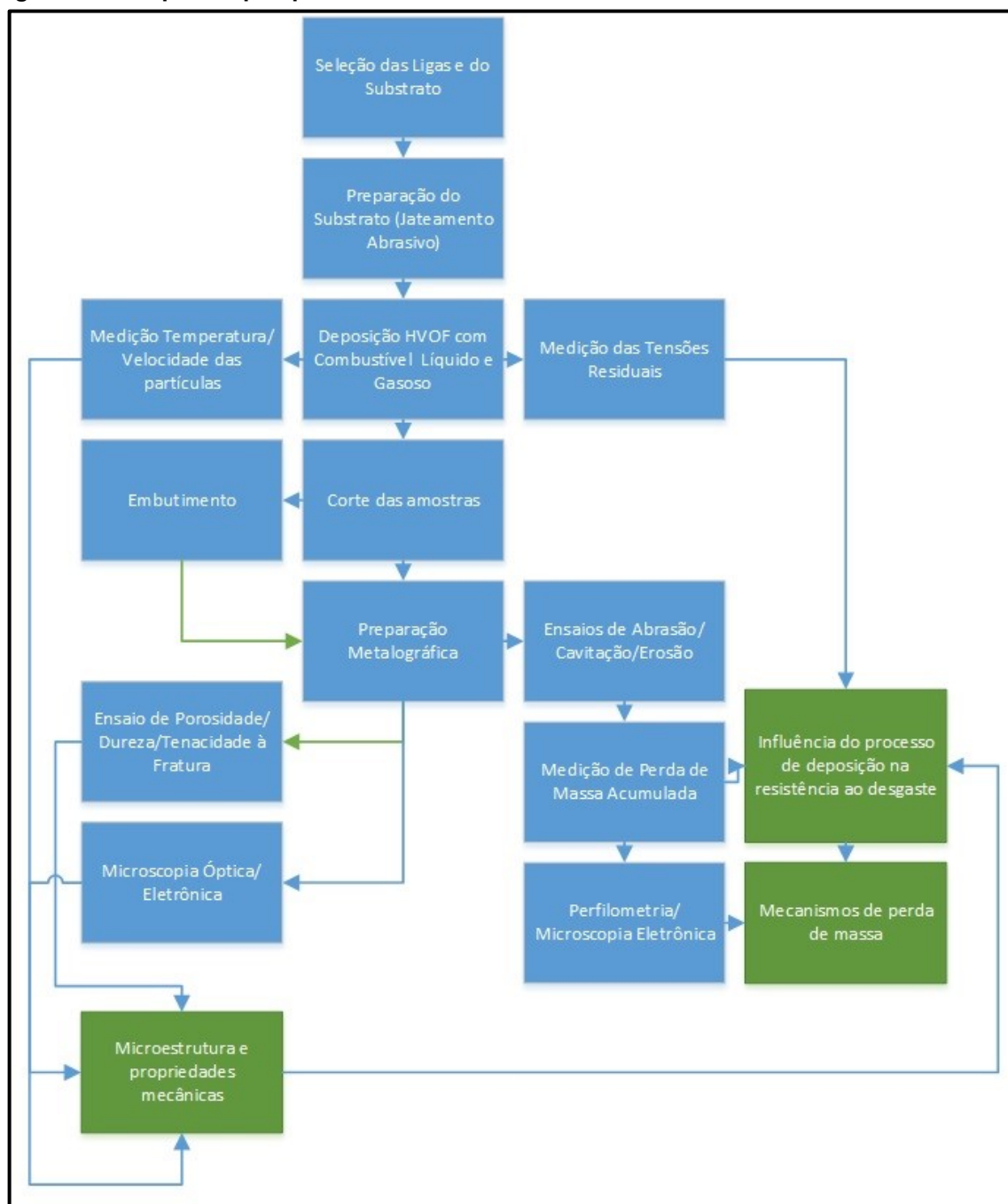
Tabela 1 – Composição química das ligas de WC (% em peso)

Liga	W	Co	C	Fe
WC-12Co	82,1%	12%	5,4%	<0,5%
WC-17Co	77,3%	17%	5,2%	<0,5%

Fonte: *Global Tungsten & Powders*.

A composição química descrita na Tabela 1 foi fornecida pelo fabricante do pó, *Global Tungsten & Powders*, Pensilvânia, Estados Unidos. Ambos os pós foram submetidos a um processo de secagem em estufa, em temperatura de aproximadamente 150°C, por 24 horas, para a retirada de umidade, evitando assim, posteriores problemas com os revestimentos aspergidos, como maior porosidade, formação de óxidos e menor aderência das lamelas.

Figura 16 – Etapas da pesquisa realizada



Fonte: Autoria própria.

3.2 CARACTERÍSTICAS E PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

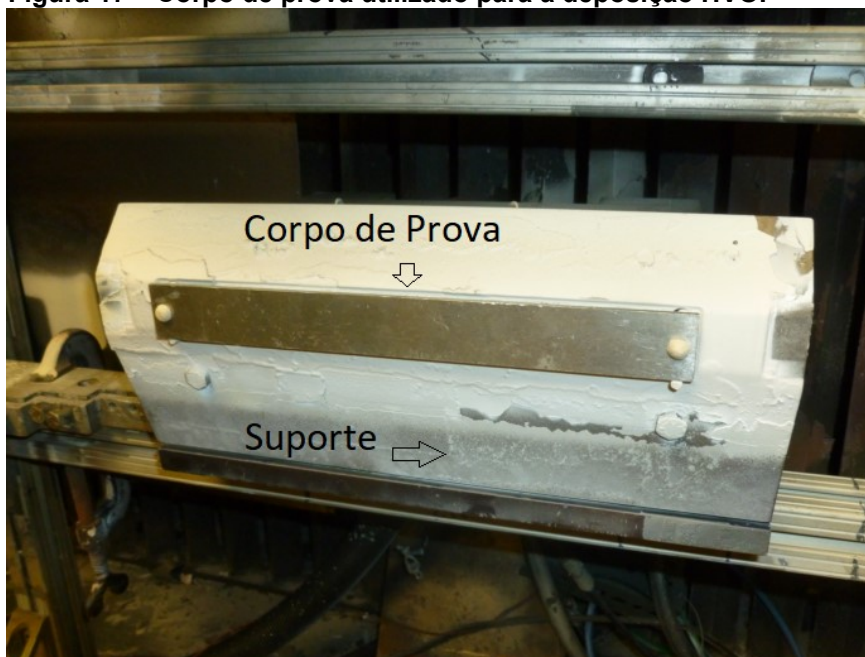
Os corpos de prova utilizados como substrato para a aspersão HVOF, o jateamento com óxido de alumínio para a preparação da superfície, a aspersão térmica, e a medição de tensões residuais foram realizados no Centro de Pesquisas

em Aspersão Térmica (CTRS- *Center for Thermal Spray Research*), em *Stony Brook*, Nova York, Estados Unidos, durante estágio realizado neste centro de pesquisa.

3.2.1 Corpo de Prova

Os substratos utilizados para a aspersão térmica HVOF foram chapas de aço carbono 1008, com dimensões padrões para os equipamentos que possuem o sensor ICP, de 25,4 mm largura, 203,2 mm de comprimento e 3,17 mm de espessura. Estas dimensões são utilizadas como padrão de corpos de prova para o sensor ICP, que realiza as medições de tensões residuais, e, por este motivo, foram escolhidas para este experimento. Um exemplo do corpo de prova utilizado está representado na Figura 17.

Figura 17 – Corpo de prova utilizado para a deposição HVOF



Fonte: CTSR (2016).

Os corpos de prova utilizados foram cortados a laser, garantindo uma melhor precisão dimensional e um melhor acabamento para os corpos de prova. Além disso, o corpo de prova possui dois orifícios nas extremidades, com o intuito da fixação no suporte de deposição.

3.2.2 Jateamento

O jateamento das amostras foi realizado com óxido de alumínio, com dimensão de 32 *mesh*. Este processo foi realizado nas duas faces do corpo de prova, com a superfície totalmente jateada, diminuindo assim, os efeitos das possíveis tensões residuais provocadas pelo próprio processo de jateamento. Após esse processo, é possível obter uma maior rugosidade da superfície do corpo de prova em torno de 5 $\mu\text{m Ra}$.

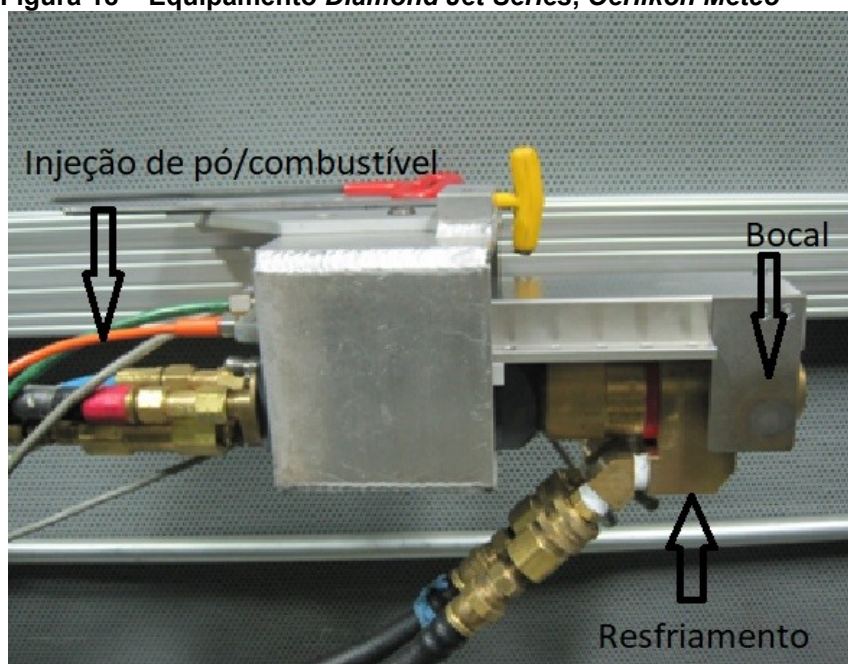
3.3 PROCEDIMENTO DE DEPOSIÇÃO HVOF

Dois equipamentos foram utilizados para o processo de aspersão térmica HVOF, um para combustível gasoso (CG - hidrogênio) e outro para combustível líquido (CL - querosene). Ambos os sistemas são compostos por uma unidade de suprimento de combustível, uma unidade de medição de fluxo, uma unidade de alimentação do pó e a pistola de aspersão.

3.3.1 Equipamentos Utilizados

O equipamento utilizado para a deposição HVOF é dependente do tipo de processo de deposição. Para o processo de deposição com combustível gasoso, o equipamento utilizado foi o *Diamond Jet Series 2600*, da empresa *Oerlikon Metco* representado na Figura 18.

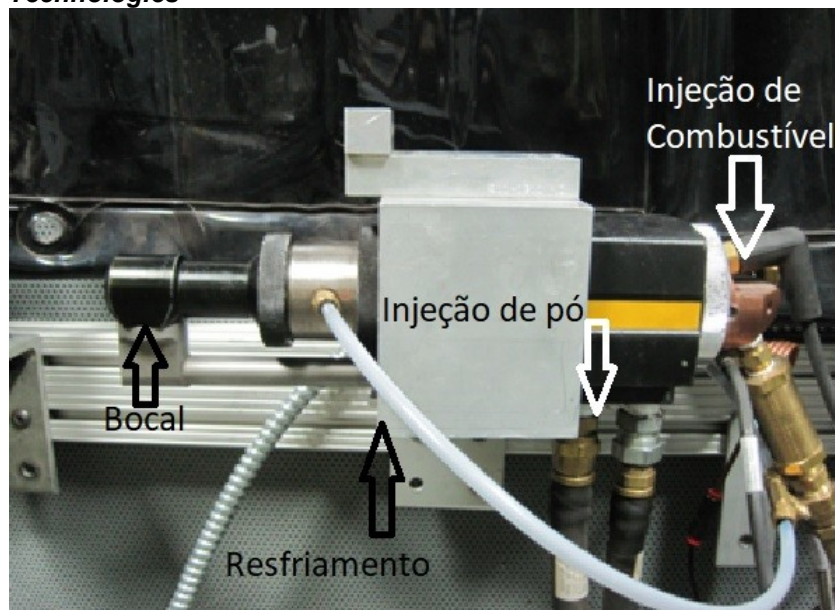
Figura 18 – Equipamento *Diamond Jet Series*, *Oerlikon Metco*



Fonte: CTSR (2016).

Já para o processo de deposição com combustível líquido, o equipamento utilizado foi o *TAF A JP-5000*, da empresa *Praxair Surface Technologies*, representado na Figura 19.

Figura 19 – Equipamento *TAFJA JP5000, Praxair Surface Technologies*



Fonte: CTSR (2016).

O funcionamento detalhado de ambos os equipamentos está descrito no referencial teórico. Os dois sistemas estão localizados em cabines de aspersão, para o isolamento acústico durante processo.

3.4 PARÂMETROS DA DEPOSIÇÃO HVOF

Para realizar a deposição por HVOF, é necessário configurar alguns parâmetros para maior controle do processo. Os parâmetros da deposição HVOF utilizados são a distância da aspersão, o fluxo de líquido/gás, o fluxo de oxigênio, o fluxo de pó, a velocidade do robô e o número de passes utilizados.

Por meio deste controle, é possível definir algumas características dos revestimentos aspergidos, como: a espessura, por meio do controle do fluxo de pó e o número de passes; o espalhamento dos *splats*, por meio do fluxo de pó; distância de aspersão e a velocidade do robô. Estes parâmetros podem ser visualizados na Tabela 2.

Tabela 2 – Parâmetros utilizados para deposição HVOF

Amostra	Distância (mm)	Fluxo de Querosene (L/h)	Fluxo de Hidrogênio ($\times 10^3$, L/h)	Fluxo de Oxigênio ($\times 10^3$, L/h)	Fluxo de Pó (g/min)	Velocidade do Robô (mm/s)	Número de Passes
12Co CG	230	-----	41,06	13,85	38	1.000	35
12Co CL	330	24,61	-----	56,64	65	500	25
17Co CG	230	-----	41,06	13,85	38	1.000	35
17Co CL	330	24,61	-----	56,64	65	500	25

Fonte: Autoria Própria.

É importante ressaltar que estes parâmetros foram estabelecidos por meio da análise da temperatura e da velocidade das partículas, com auxílio do equipamento de controle *AccuraSpray*, sendo então, obtidos por método experimental. Com este equipamento, é possível variar o fluxo de combustível, de combustível e de pó, obtendo temperaturas e velocidades adequadas ao processo de deposição, buscando revestimentos com a menor presença de defeitos, ou seja, com menor porosidade e maior densidade, e realizar o processo em menor tempo e com o mínimo desperdício de pó, dependendo do tipo de combustível utilizado.

3.4.1 Fluxo de Pó

O fluxo de pó utilizado é determinado pela espessura do revestimento e o correspondente número de passes para atingir tal espessura. Para o processo HVOF com combustível gasoso, esta taxa é de 38 g/min. Já para o processo HVOF com combustível líquido, a taxa é de 65 g/min. Um maior fluxo de pó é necessário para atingir a mesma espessura com o combustível líquido.

3.4.2 Fluxo de Oxigênio

O oxigênio é necessário para a combustão, e dependendo do processo, o fluxo é modificado. Para o processo HVOF com combustível gasoso, o fluxo de oxigênio é de $13,85 \times 10^3$ L/h e com combustível líquido, o fluxo é de $56,63 \times 10^3$ L/h, pois é necessário um maior fluxo de oxigênio para garantir uma mistura rica.

3.4.3 Fluxo de Combustível Gasoso / Líquido

Além do fluxo de oxigênio, também é necessária a injeção de um combustível, seja ele líquido ou gasoso. Para o processo HVOF com combustível gasoso, foi utilizado o hidrogênio, com fluxo de $41,06 \times 10^3$ L/h, e para combustível líquido, foi utilizado o querosene, com fluxo de $24,61 \times 10^3$ L/h.

3.4.4 Distância de Deposição

Outro parâmetro importante é a distância entre o corpo de prova e a amostra a ser aspergida, sendo dependente da velocidade das partículas aspergidas. Para o processo HVOF com combustível gasoso, utilizou-se uma distância de 230 mm. Já com combustível líquido, uma distância de 330 mm foi utilizada.

3.4.5 Velocidade do Robô

A velocidade do robô é determinada pelo tipo de pistola utilizada, bem como pelas características desejadas ao revestimento. A velocidade do robô utilizada para o processo HVOF com combustível gasoso foi de 1.000 mm/s e, com combustível líquido de 500 mm/s.

3.4.6 Número de Passes

O número de passes é determinado pela espessura desejada de revestimento, neste caso 400 μm , e dependente do fluxo de pó. Para o processo HVOF com combustível gasoso, o número de passes utilizado foi 35, e com combustível líquido, 25. A maior taxa de alimentação de pó para o processo com combustível líquido possibilita a redução no número de passes.

3.4.7 Software de Controle de Deposição

Para controlar os parâmetros de deposição, a temperatura da chama, e a velocidade das partículas de pó, utilizou-se o sensor *AccuraSpray*, da empresa *Tecnar*, representado pela Figura 20.

Figura 20 – Equipamento de controle *AccuraSpray*



Fonte: CTSR (2016).

Este equipamento é constituído de dois sistemas; os sensores, que medem a temperatura e a velocidade das partículas em uma determinada região da chama; e a câmara, que monitora o formato, a posição, o ângulo e a intensidade da chama.

3.5 DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

A medição da tensão residual envolvida durante o processo de deposição foi realizada por meio do software *ReliaCoat* (2016), em conjunto com o sensor ICP (*In-situ Coating Properties*). Estes dados são calculados a partir da evolução da curvatura da amostra, medida por sensores de posicionamento localizados atrás da amostra.

3.5.1 Sensores de Medição

Os sensores de medição utilizados para a determinação das tensões residuais são sensores de posicionamento, que medem o deslocamento da amostra, provocado pelo choque das partículas, e sensores de temperatura, que medem as variações de temperatura durante a aspersão. Ambos os sensores são feixes de laser, e estão localizados atrás da amostra.

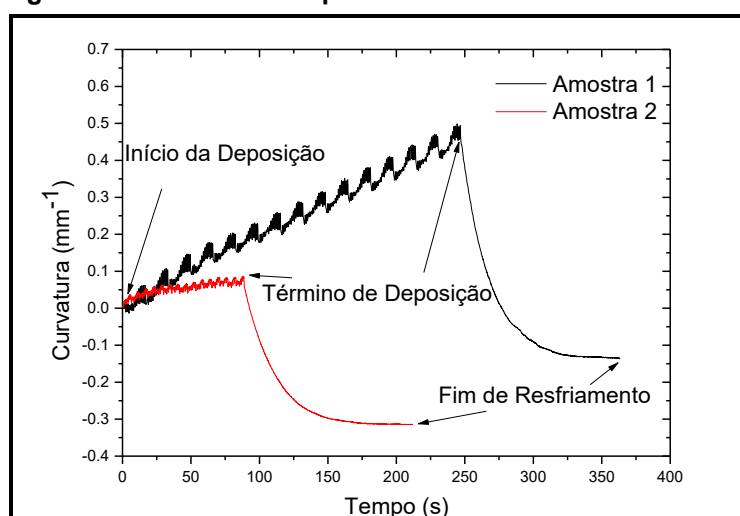
Estes sensores fazem parte do sistema de fixação da amostra, conforme já ilustrado na Figura 17. Para maior proteção destes, entre a amostra e o sensor utiliza-

se uma proteção de vidro, evitando assim o contato com o pó a altas velocidades e temperaturas.

3.5.2 Sensor ICP

Para o cálculo das tensões residuais, pontos da curva de mudança de curvatura foram analisados, como início da aspensão, fim da aspensão e fim do resfriamento. Um exemplo da curva obtida pelo *software* pode ser visualizado na Figura 21.

Figura 21 – Curva obtida pelo *software* ReliaCoat



Fonte: Autoria própria.

Definidos estes pontos, o próprio *software* fornecido pela empresa *ReliaCoat*, como interface do sensor ICP, calculou as tensões originadas pela deposição e as tensões térmicas presentes nas amostras, bem como a tensão residual, que nada mais é que a soma destas tensões. Este cálculo é realizado pela análise da inclinação da reta, utilizando a metodologia descrita por Brenner e Senderoff (1949), pela quantidade de passes (picos e vales presentes na Figura 21) e, conseqüentemente, pela espessura do revestimento.

3.6 PROCEDIMENTO PARA PREPARAÇÃO METALOGRAFICA

O procedimento utilizado para preparar as amostras metalográficas, consiste do lixamento e polimento das amostras como aspergidas. Para ambos procedimentos, a lixadeira e politriz semi-automática *Buehler Beta*, representada pela Figura 22, foi utilizada.

Figura 22 – Lixadeira e Politriz Semi-Automática Buehler Beta



Fonte: A autoria própria.

Lixas de diamante para revestimentos e metais duros *Akasel Akapiatto*, com granulometria 220, 600 e 1200 *mesh* foram utilizadas para o lixamento de maneira progressiva, com uma rotação de 250 rpm. Já para o polimento, foram utilizadas suspensões de diamante de 1 μm e 0,25 μm , até que se obtivesse uma superfície uniforme e livre de defeitos.

3.7 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

Para realizar a análise de microestrutura e ensaio de cavitação, os corpos de prova foram seccionados em duas partes. Uma das partes foi utilizada visando a análise da microestrutura, e a outra parte foi utilizada para a realização dos ensaios de desgaste. Para a análise microestrutural, utilizou-se a seção transversal da amostra, sendo embutidas em baquelite, utilizando a Embutidora *SimpliMet XPS1*, apresentada na Figura 23.

Figura 23 – Embutidora *SimpliMet XPS1*



Fonte: A autoria própria.

Para os ensaios de cavitação, abrasão e erosão, foram preparadas amostras com dimensões aproximadas de 50 mm x 25 mm. Ambas as amostras foram submetidas aos processos de preparação de superfície descritos anteriormente.

3.7.1 Microscopia Óptica

A seção transversal, previamente embutida foi utilizada para análise microestrutural, em microscópio ótico Zeiss modelo A.2M. Para a análise foram utilizadas as lentes de aumento de 200x e 500x, através do *software Axio Vision* da Zeiss. Foi também avaliada a presença de defeitos, tais como, poros e óxidos entre as lamelas do revestimento aspergido, assim como a morfologia dos revestimentos aspergidos.

3.7.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para a geração de imagens para a caracterização da microestrutura e identificação dos

mecanismos de falha por meio do desgaste. Para esta técnica, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura modelo *Vega 3* da marca *TESCAN*, representado na Figura 24.

Figura 24 – Microscópio Eletrônico de Varredura *TESCAN Vega 3*



Fonte: Autoria própria.

3.7.3 Análise da Porosidade

A análise da porosidade dos revestimentos foi realizada utilizando o método de teste B da norma *ASTM E2109 Standard Test Method for Determining Area Percentage Porosity of Thermal Spray Coatings*, por meio da análise de imagens com o *software AxioVision*. Neste método, as imagens obtidas são alteradas para tons de cinza e é realizado o ajuste de contraste, seguido do estabelecimento de um limiar do revestimento e dos poros com o uso da ferramenta de análise do *software*, obtendo a porcentagem de poros em relação ao total do revestimento.

3.7.4 Análise de Difração de Raios X

A análise de fases presentes no revestimento foi realizada por meio da técnica de difração de raios X (DRX), no equipamento de difração *SDX 6000*, no laboratório de Materiais da Universidade Federal do Paraná, Campus Curitiba, com os parâmetros listados na Tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros utilizados para o ensaio de difração de raios X

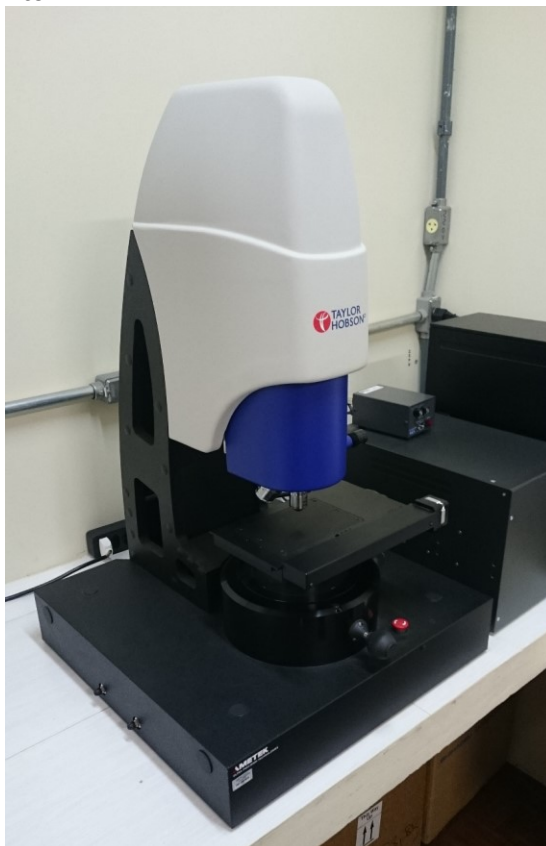
Alvo	Cu K α
Comprimento de onda (nm)	1,54
Tensão (kV)	40
Corrente (mA)	20
Velocidade de varredura	1°/min
Step de varredura	0,02°

Fonte: Autoria própria.

3.7.5 Perfilometria Óptica

A perfilometria óptica foi utilizada para a avaliação da rugosidade dos revestimentos depositados. Para isso foi utilizado o perfilômetro óptico 3D da marca *Taylor Hobson CCI Lite* (Figura 25), com aumentos de 10x e 50x, do laboratório de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa.

Figura 25 – Perfilômetro Taylor Hobson CCI Lite



Fonte: Autoria própria.

O ensaio de perfilometria óptica foi realizado seguindo a norma ISO 25178 (2012) - *Geometrical product specifications*, que rege as especificações geométricas dos produtos, dentre os parâmetros de rugosidade, foram escolhidos o Sq, Sz e Sa, com o objetivo de caracterizar os diferentes tipos de rugosidades, possibilitando a avaliação dos mecanismos de desgaste do material.

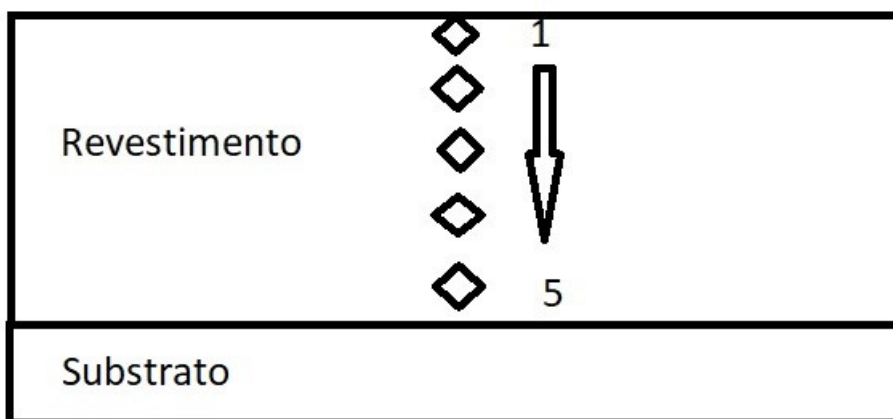
3.8 ENSAIO DE DUREZA VICKERS

O ensaio de dureza Vickers foi realizado com durômetro *Shimadzu HMV-G20 Series*, em escala de microdureza segundo norma ASTM E384, (2017) - *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, para durezas Vickers com carga de 300 gf e penetrador tipo pirâmide de diamante de base quadrada, com ângulo de 136° entre as faces opostas, com duração de 15 segundos. As seguintes etapas foram seguidas para a realização do ensaio.

Após o posicionamento da amostra de corte transversal embutida em baquelite no durômetro, o indentador foi posicionado a 0,1 mm do topo da amostra. A

partir das medidas das diagonais da indentação, obtém-se o valor da microdureza. Ao final de cada indentação, o indentador foi posicionado a uma distância de 0,1 mm da última indentação, em direção ao substrato, e novamente, medindo-se o valor da dureza, como indicado na Figura 26.

Figura 26 – Representação do ensaio de dureza realizado nos revestimentos



Fonte: Autoria própria.

Este processo foi repetido por 5 vezes, sendo que todas as etapas foram realizadas em cada amostra, em quatro diferentes posições, a fim de se obter uma média de valores da amostra.

3.9 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

O ensaio de tenacidade à fratura foi realizado em amostras de seção transversal, e utilizando-se o durômetro *Emcotest Modelo Durascan 20*, em escala de microdureza, pertencente aos Institutos LACTEC, sendo que uma carga de 10 Kgf foi aplicada, com o uso do indentador *Vickers*, com cinco indentações realizadas em cada revestimento. Este ensaio consiste na medição da trinca gerada pela indentação e posterior análise dos dados para obtenção do valor numérico da tenacidade à fratura da amostra. Para este caso, a Equação 1 proposta por Evans e Wilshaw (1976), foi utilizada.

$$K_{IC} = 0.079 \left(\frac{P}{a^{\frac{3}{2}}} \right) \log \left(\frac{4.5a}{c} \right) \quad (\text{MPa}\sqrt{m}) \quad (1)$$

onde P é a carga aplicada (mN), a é a metade da diagonal da indentação (μm) e c é o comprimento de trinca medido do centro da indentação (μm). Esta equação somente é válida para o intervalo de $0.6 \leq c/a \leq 4.5$ (VARIS *et al.*, 2014) e foi utilizada como um método alternativo ao cálculo da tenacidade, já que os métodos tradicionais costumam levar em conta a relação entre módulo de elasticidade e dureza. Este método foi utilizado em estudos na área de aspersão térmica de revestimentos (USMANI *et al.*, 1997; VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015a), pela praticidade e precisão dos resultados obtidos.

3.10 PROCEDIMENTOS PARA OS ENSAIOS DE DESGASTE

Os ensaios de desgaste possuem normas específicas para cada tipo de desgaste. Entretanto, alguns parâmetros foram definidos de maneira que a comparação entre eles se torne possível. Os ensaios foram realizados seguindo um padrão, obedecendo o intervalo de tempo na ordem de 2^n unidades de tempo, onde n variou de 0 a 7, para o ensaio de cavitação, totalizando 128 minutos, com n variando de 0 a 5 para os ensaios de abrasão, totalizando 32 minutos, conforme a metodologia representada na Tabela 4. Devido a agressividade do ensaio de erosão, n variou de -3 a 2, totalizando 120 segundos (2 minutos) de ensaio, como representado na Tabela 5.

Tabela 4 – Metodologia utilizada para ensaio de desgaste por cavitação e abrasão

Intervalo de tempo entre testes (min)	0	1	1	2	4	8	16	32	64
Tempo total de testes de cavitação (min)	0	1	2	4	8	16	32	64	128
Tempo total de testes de abrasão (min)	0	1	2	4	8	16	32	-	-

Fonte: Autoria própria.

Tabela 5 – Metodologia utilizada para ensaio de desgaste por erosão

Intervalo de tempo entre testes (s)	0	7,5	7,5	15	30	60
Tempo total de testes de cavitação (s)	0	7,5	15	30	60	120

Fonte: Autoria própria.

Esta metodologia foi seguida tendo como base o trabalho anterior realizado no Centro de Aspersão Térmica em Stony Brook, por Guo (1988). Além disso, os procedimentos para a medição da perda de massa acumulada, perda volumétrica e o cálculo da taxa de desgaste também foram os mesmos para todas as amostras.

3.10.1 Medições da Perda de Massa Acumulada

As amostras a serem ensaiadas passaram por medição de massa antes e após cada intervalo de ensaio, para a determinação da perda de massa acumulada. Foi realizada a limpeza por ultrassom das amostras antes da pesagem, a fim de eliminar partículas de material sobre a superfície e contornos das amostras. A limpeza por ultrassom foi realizada em equipamento da marca *Thornton*, modelo T7, por aproximadamente 5 minutos. A medição foi, então, realizada após a limpeza e secagem das amostras em balança analítica de precisão *Shimadzu* modelo AUX 220, apresentado na Figura 27, com o intuito de verificar a perda de massa proveniente do ensaio de desgaste.

Figura 27 – Balança analítica de precisão Shimadzu modelo AUX 220



Fonte: Autoria própria.

Para evitar problemas devido à absorção da umidade, no caso da cavitação, ou a presença de algum sedimento, no caso da abrasão e erosão, as amostras passaram pelo processo de limpeza por ultrassom e de secagem, à temperatura ambiente, por aproximadamente 24 horas, para posteriormente se realizar a medição da massa.

3.10.2 Cálculo da Perda Volumétrica

Para o cálculo da perda volumétrica (p_v), o valor de perda de massa acumulada (p_m), em miligramas, medido após cada intervalo de tempo, foi dividido pela densidade total do revestimento (d_T), conforme a Equação 2. A densidade total do revestimento foi calculada pelo valor tabelado (d) de cada material, tendo os valores de porosidade (p) descontados, conforme a Equação 3.

$$p_V = \frac{p_M}{d_T} \quad (\text{mm}^3) \quad (2)$$

$$d_T = d \cdot (1 - p) \quad (\text{g/cm}^3) \quad (3)$$

3.10.3 Cálculo da Taxa de Desgaste e Valor de Erosão Média

Para o cálculo da taxa de desgaste, o valor da perda de massa acumulada de cada intervalo de tempo, em miligramas, foi dividido pelo tempo total de ensaio, em minutos, e multiplicado por 60, obtendo um valor de taxa de desgaste para cada instante do ensaio, em miligramas por hora. Assim, é possível a obtenção de um gráfico de tempo (min) pela taxa de desgaste (mg/h).

Para o ensaio de erosão, é usual e está descrito na norma ASTM G76 (2013), uma maneira de obter o valor de erosão média (mm^3/g), que calcula o volume de material retirado do revestimento (p_V) em relação à massa de erodente que entra em contato com a amostra.

3.10.4 Procedimentos do Ensaio de Abrasão

O ensaio de abrasão foi realizado no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG, em aparelho doado pela PUC-PR e aprimorado para a norma por Murilo Sérgio Lamana e Murilo Teixeira Ribas, conforme visualizado na Figura 28. O ensaio de abrasão foi realizado conforme norma ASTM G65, (2013) - "*Standard Test Method for Measuring Abrasion Using Dry Sand/ Rubber Wheel Apparatus*". Este ensaio consiste na medição da perda de massa de uma amostra em atrito com uma roda de borracha, com rotação de 200 rpm, de aproximadamente 228 mm de diâmetro, por meio de uma aplicação de carga de 130N.

O abrasivo utilizado para este ensaio foi a areia ABNT 100, equivalente a areia normatizada AFS 50/70, com um fluxo de 300g/min. Para este ensaio, foram utilizadas três amostras de cada material e cada parâmetro, totalizando doze amostras, a fim de obter resultados mais confiáveis.

Figura 28 – Equipamento utilizado para o ensaio de abrasão



Fonte: Autoria Própria.

3.10.5 Procedimentos do Ensaio de Erosão

O ensaio de erosão foi realizado no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG, representado na Figura 29. Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM G76, (2013) - “*Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets*”, em aparelho projetado e aprimorado para a norma por Murilo Sérgio Lamana e Eriel Biagini Sabino. Este ensaio foi realizado à temperatura ambiente, e consiste na medição da perda de massa da amostra fixada a uma distância de 10 mm da ponta do bocal, com incidência de um erodente na superfície da amostra.

Figura 29 – Equipamento utilizado para o ensaio de erosão



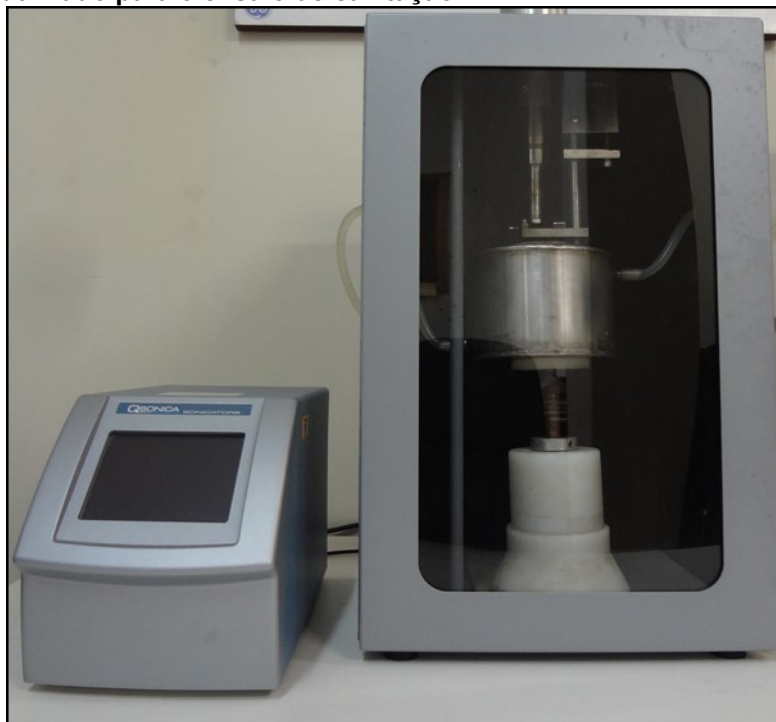
Fonte: Autorial Própria.

O erodente, que consiste de partículas de areia (classificação ABNT 100) incide na superfície da amostra a diferentes ângulos (30° , 60° e 90°) com taxa de alimentação de 5,6 g/s a uma pressão de 700 kPa. Para este ensaio, foram, novamente, utilizadas três amostras de cada material e cada parâmetro, uma para cada ângulo, totalizando doze amostras.

3.10.6 Procedimentos do Ensaio de Cavitação

O ensaio de cavitação foi realizado no Laboratório de Materiais da UTFPR-PG, conforme norma ASTM G32, (2016) - "*Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus*", utilizando o equipamento de ensaio ultrassônico Qsonica modelo Q700, representado na Figura 30. Este ensaio consiste na medição da perda de massa da amostra fixada a uma distância de 0,5 mm da ponta do sonotrodo, com frequência de vibração de 20kHz em água destilada a $20\pm 1^\circ\text{C}$.

Figura 30 – Representação esquemática do equipamento utilizado para o ensaio de cavitação



Fonte: Autoria Própria.

Para este ensaio, foram utilizadas duas amostras de cada material e cada parâmetro, totalizando oito amostras, a fim de obter confirmação de resultados do primeiro teste.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

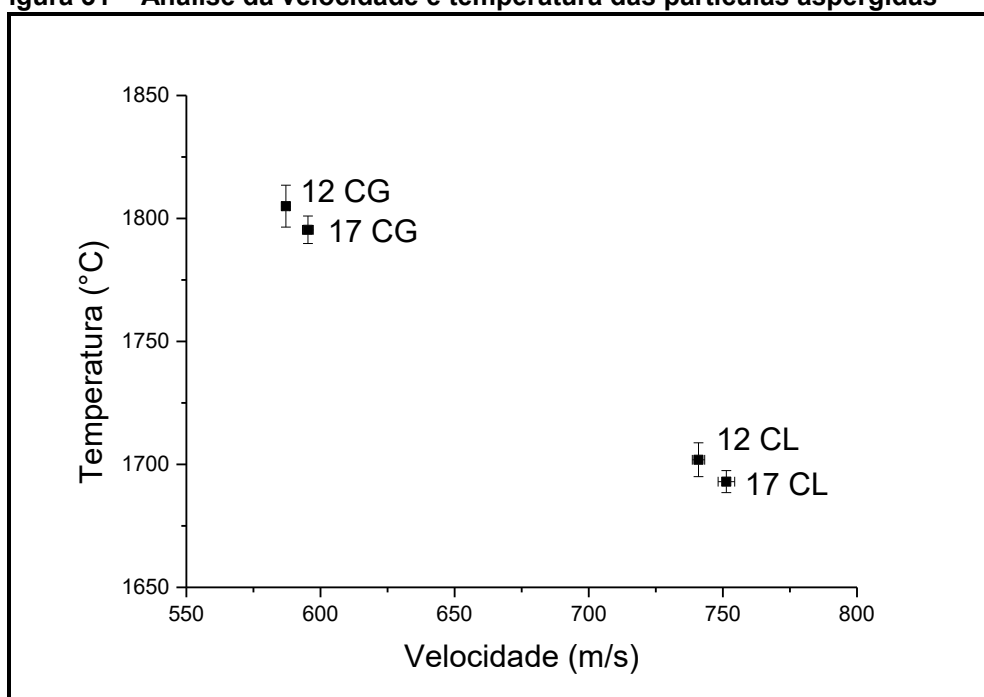
Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos com a análise das partículas aspergidas, das tensões residuais e da microestrutura formada pelo revestimento aspergido. Além disso, os resultados dos ensaios de desgaste por abrasão, erosão e cavitação serão discutidos, bem como os mecanismos de desgaste associados a cada um dos ensaios realizados.

4.1 ANÁLISE DA TEMPERATURA E VELOCIDADE DAS PARTÍCULAS

A temperatura e a velocidade das partículas variam nos diferentes processos de deposição HVOF (líquido e gasoso), como pode ser observado na Figura 31, representando a média de três diferentes medições. Este comportamento também foi observado na literatura, em estudos realizados por Sudaprasert, Shipway e McCartney (2003), e Vackel, Dwivedi e Sampath (2015), os quais relatam maiores temperaturas e menores velocidades associadas ao processo com combustível gasoso, do que com combustível líquido.

A razão principal é a diferença entre as pistolas de aspersão para os diferentes processos. Na aspersão com HVOF-CL o pó é alimentado radialmente após a câmara de combustão, enquanto que na HVOF-CG este pó é alimentado no interior da câmara de combustão. Como as partículas nas pistolas de aspersão com combustível líquido alcançam maiores velocidades que àquelas com combustível gasoso, há uma maior transferência de momento para as partículas, aumentando sua energia cinética, e conseqüentemente, sua velocidade. Como a velocidade da partícula é elevada, o tempo de residência da chama é reduzido, tendo então, para os processos de deposição com combustível líquido, uma menor transferência de energia térmica da chama para as partículas de pó (ZHANG; HARRIS; MCCARTNEY, 2003).

Figura 31 – Análise da velocidade e temperatura das partículas aspergidas



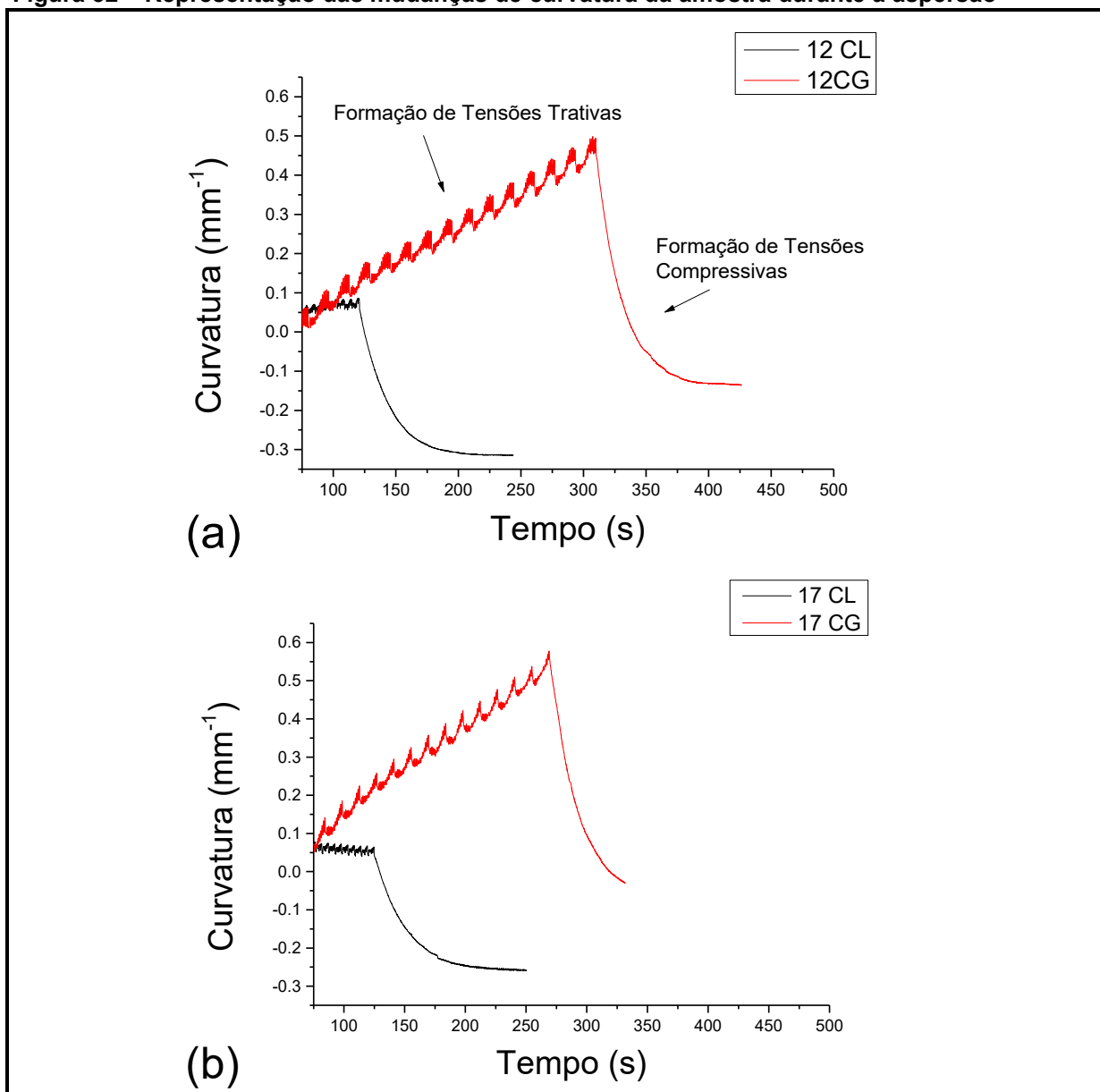
Fonte: Autoria Própria.

É possível observar que há uma leve diferença entre os materiais aspergidos, dentro do mesmo processo de deposição. O pó de WC-12Co apresenta velocidades menores e temperaturas maiores que se comparado com as partículas de WC-17Co, para ambos os processos. Essa diferença pode ser explicada pela maior quantidade de WC presente em cada partícula, promovendo uma maior descarbonetação durante a deposição e aumentando sua temperatura. Além disso, a maior densidade do pó de WC-12Co faz com que as partículas tenham menores velocidades e um maior tempo de residência na chama, se comparadas ao pó de WC-17Co (CHIVAVIBUL *et al.*, 2007).

4.2 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS DOS REVESTIMENTOS

A representação dos dados de curvatura e tempo obtidas durante a deposição, para ambas as amostras, é mostrada na Figura 32. É possível notar as diferentes respostas de um mesmo material, porém com processos diferentes. Durante o processo de deposição com combustível gasoso, ocorre uma mudança de curvatura de caráter positivo na amostra, indicando a presença de tensões trativas; enquanto que no processo de deposição com combustível líquido, a mudança de curvatura é pouco negativa, obtendo um estado de tensões praticamente neutro.

Figura 32 – Representação das mudanças de curvatura da amostra durante a aspensão



Fonte: Autoria Própria.

O diferente comportamento entre os processos de deposição pode ser explicado pelas interações térmicas e físicas entre as partículas de pó e o substrato atingido (SAMPATH *et al.*, 2009b; BOLELLI *et al.*, 2012; VARIS *et al.*, 2014).

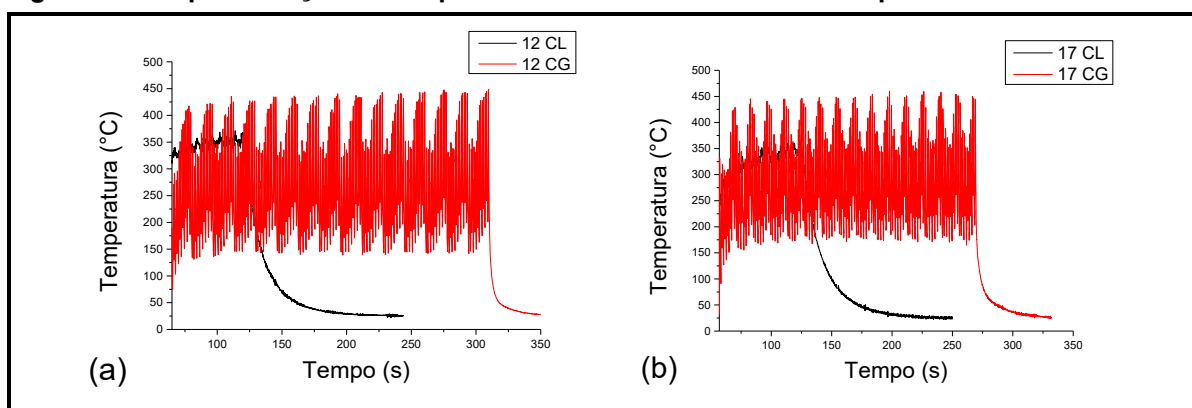
A transferência de calor da chama para o pó é maior no processo de deposição com combustível gasoso, pois a partícula é impulsionada dentro da câmara de combustão da tocha. Já no processo de deposição com combustível líquido, como o pó é inserido após a combustão, ele atinge maiores velocidades, e o tempo de exposição térmica da partícula de pó é menor, como notado na Figura 31.

A maior energia cinética da deposição com combustível líquido resulta na formação de tensões compressivas devido ao efeito de martelamento da superfície (*peening*), as quais causam um balanço entre as tensões provenientes do resfriamento rápido (*quenching*) das partículas que entram em contato com o substrato. O resultado é aproximadamente uma reta, como pode ser visualizado na Figura 32, mostrando o equilíbrio das tensões de *peening* e *quenching*. (CLYNE; GILL, 1996; VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015b)

Ainda é possível notar na Figura 32 que, durante a deposição com combustível líquido, o revestimento de WC-12Co tem uma reta com inclinação mais positiva que o revestimento de WC-17Co, ou seja, o efeito de *peening* para o revestimento de WC-12Co não é tão significativo quanto o de WC-17Co. O aumento das tensões de *peening* pode estar relacionado ao maior teor de fase metálica presente neste revestimento. (CLYNE; GILL, 1996; MATEJICEK; SAMPATH, 2001).

A temperatura de deposição para ambos os materiais foi muito similar como notado na Figura 33. No entanto, entre os processos, a deposição com combustível gasoso proporcionou temperaturas de substrato ligeiramente mais altas, e, portanto, tensões térmicas ligeiramente maiores. Este fato está relacionado com a menor distância entre a pistola de aspersão e o substrato para o processo com combustível gasoso, com maior transferência de energia térmica para o substrato que o processo com combustível líquido.

Figura 33 – Representação da temperatura do substrato durante a aspersão

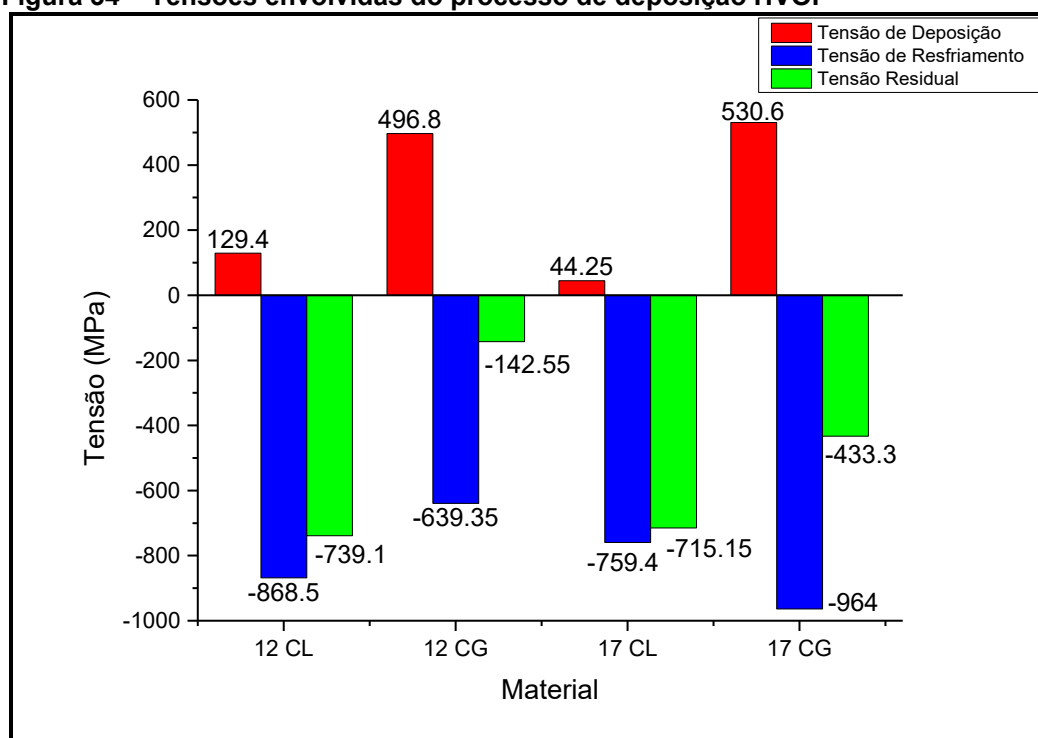


Fonte: Autoria Própria.

Os dados coletados de curvatura por tempo foram utilizados para o cálculo das tensões residuais, demonstrados na Figura 34. No geral, todos os revestimentos

mostram tensões residuais compressivas ao final do estágio de resfriamento. No entanto, as tensões compressivas se originam de diferentes fenômenos, como exemplificado nas representações de mudança de curvatura e temperatura durante a deposição.

Figura 34 – Tensões envolvidas do processo de deposição HVOF



Fonte: Autoria Própria.

Os revestimentos aspergidos com combustível líquido (CL) apresentaram altas tensões residuais compressivas, como resultado de um equilíbrio entre o efeito de resfriamento rápido (*quenching*) e o efeito de martelamento da superfície (*peening*) durante a deposição, seguidos de altas tensões compressivas durante o resfriamento, provocadas pela distorção térmica entre o coeficiente de expansão térmica (dilatação) do revestimento e do substrato (VALAREZO; SAMPATH, 2011a). Por outro lado, os revestimentos aspergidos com combustível gasoso (CG) apresentaram a formação de altas tensões trativas durante a aspersão, seguidos de altas tensões compressivas durante o resfriamento, que, no entanto, não foram suficientes para levar o revestimento a um estágio de compressão tão elevado quanto os com combustível líquido (VALAREZO; SAMPATH, 2011b; VACKEL et al., 2015).

4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR HVOF

4.3.1 Análise da rugosidade superficial

A partir da análise da rugosidade do revestimento, por perfilometria ótica, foi possível observar a maior rugosidade da superfície das amostras depositadas com combustível gasoso, conforme valores apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Rugosidade superficial média (Sa), média quadrática (Sq) e total (Sz) das amostras

Material	Sa (μm)	Sq (μm)	Sz (μm)
12 CG	4,74	6,08	39,5
12 CL	3,57	4,53	28,8
17 CG	4,24	5,42	34,5
17 CL	3,62	4,65	31,1

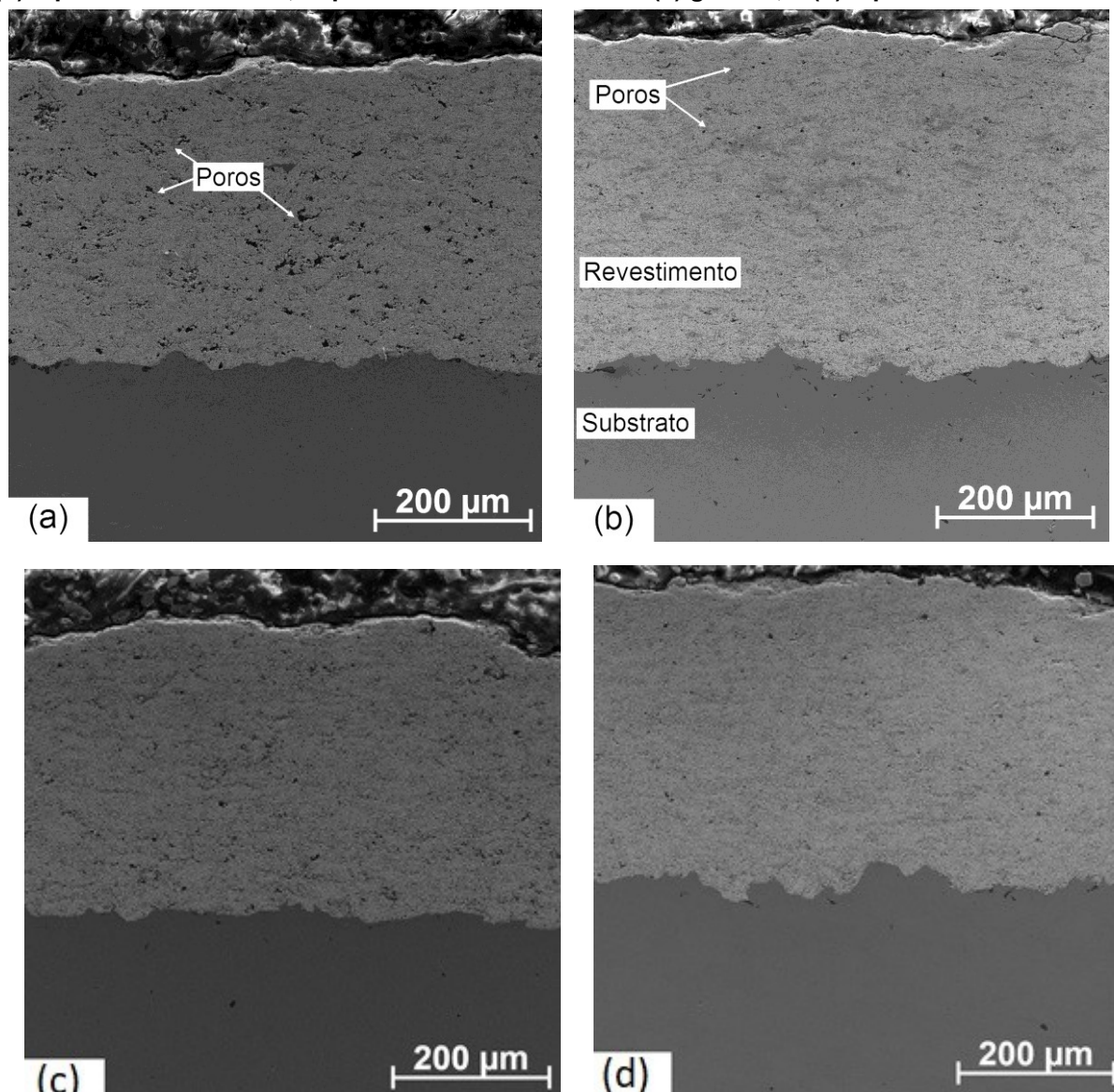
Fonte: Autoria própria.

Pode-se observar que as amostras aspergidas com combustível líquido apresentam menores valores de rugosidade do que aquelas aspergidas com combustível gasoso. Isso ocorre principalmente pelo maior achatamento das lamelas durante a deposição, devido a maior velocidade das partículas no processo com combustível líquido. As partículas com maior velocidade, quando colidem com a superfície, produzem um maior espalhamento na superfície da amostra. Este maior espalhamento gera uma diminuição de espessura da lamela, e com a sobreposição destas lamelas o revestimento passa a apresentar uma menor rugosidade. Resultados semelhantes foram descritos por Brossard, 2010.

4.3.2 Análise da microestrutura e fases presentes

A microestrutura das amostras de WC-12Co e WC-17Co, observada por microscopia eletrônica, pode ser visualizada na Figura 35. É possível constatar a uniformidade dos revestimentos, com aspecto muito similar entre eles.

Figura 35 – Microestrutura da amostra de WC-12Co, depositada com combustível (a) gasoso, e (b) líquido e de WC-17Co, depositada com combustível (c) gasoso, e (d) líquido



Fonte: Autoria própria.

É possível perceber que, de maneira geral, estes revestimentos apresentaram similaridades em relação a compactação, ou densidade dos revestimentos, tendo pouca formação de poros. É possível constatar esta uniformidade na formação dos poros presentes, mas, com a formação de uma menor porosidade nas amostras depositadas com combustível líquido, ocasionando uma maior densidade total do revestimento, calculado pela Equação 3, como pode ser observado na Tabela 7.

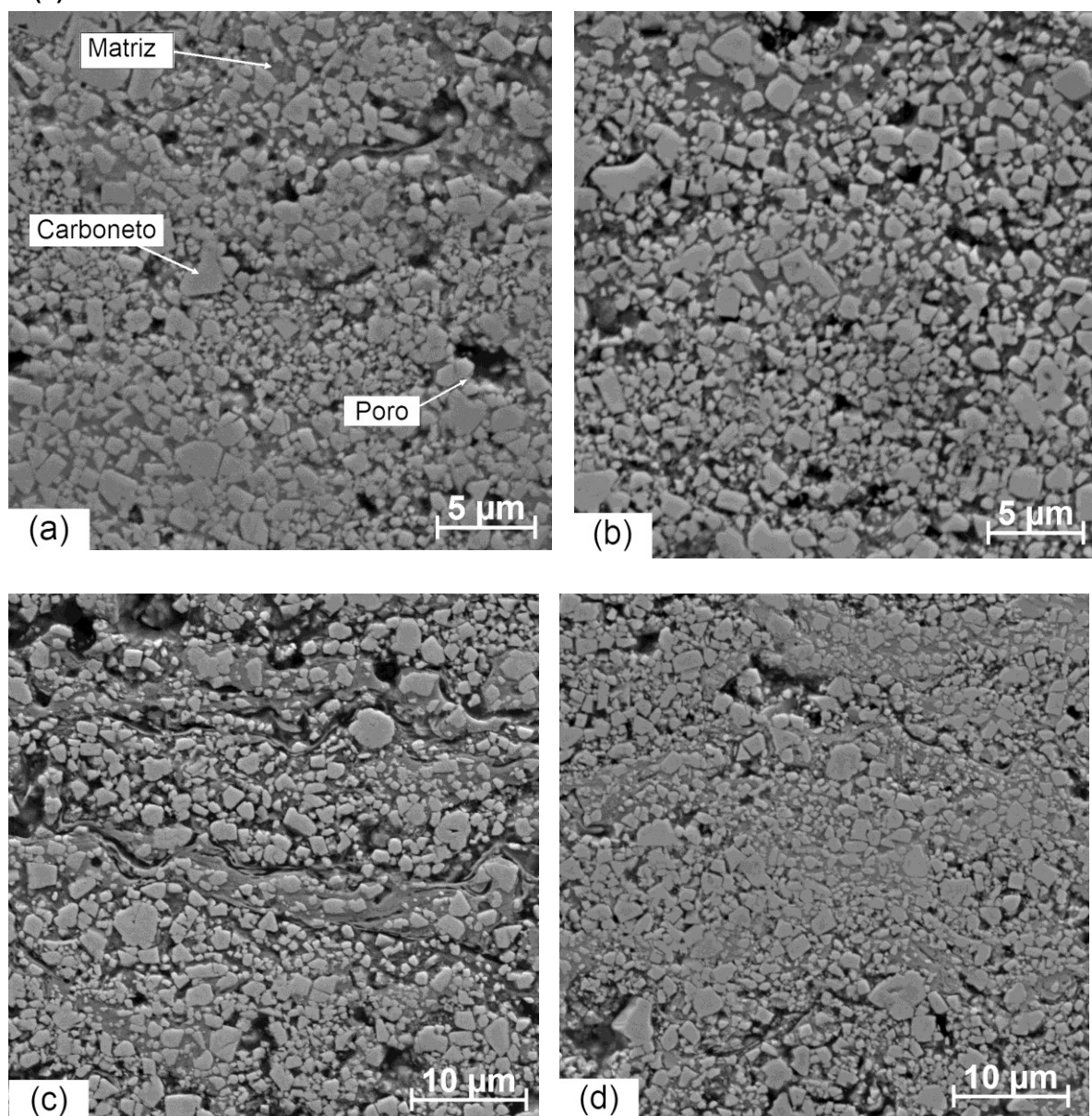
Tabela 7 – Densidade total e porosidade de cada revestimento depositado

Revestimento	Densidade do Material (g/cm ³)	Porosidade (%)	Densidade Total do Revestimento (g/cm ³)
12 CG	13,55	4,22	12,98
12 CL	13,55	1,95	13,28
17 CG	12,91	3,56	12,45
17 CL	12,91	1,35	12,74

Fonte: Autoria própria.

Com uma maior ampliação sobre a microestrutura é possível perceber a formação de carbonetos, bem como identificar a matriz e os poros nos revestimentos, representado pela Figura 36.

Figura 36 – Detalhe da microestrutura das amostras depositadas; (a)12 CG, (b)12 CL, (c)17 CG e (d)17 CL

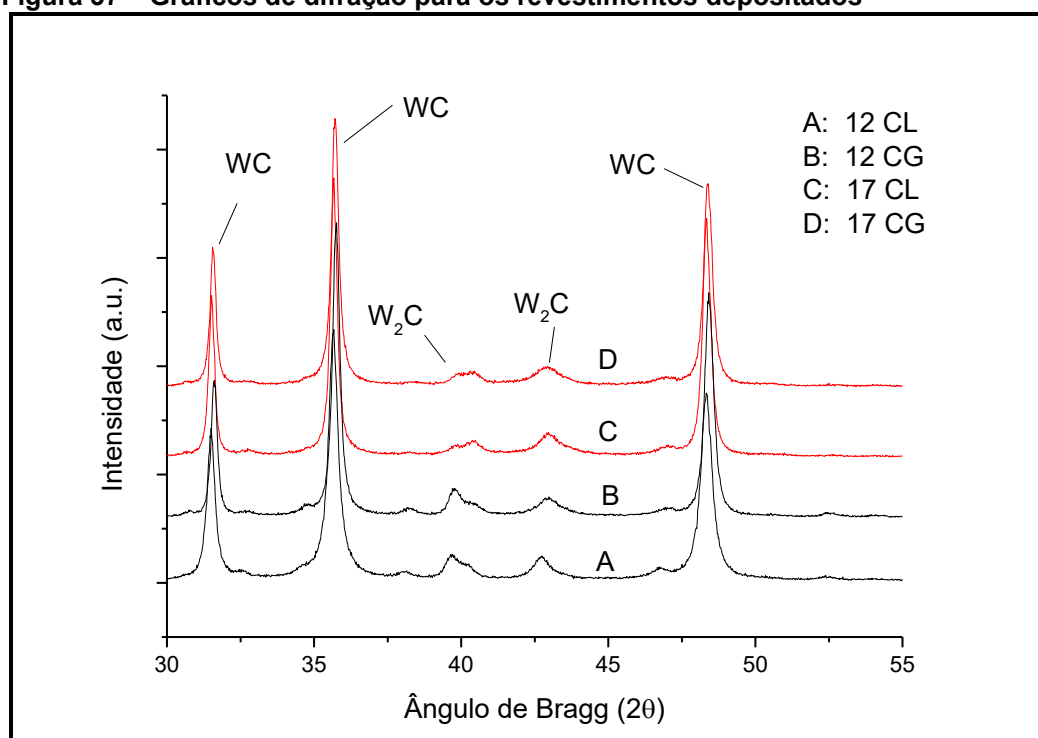


Fonte: Autoria própria.

Os carbonetos são identificados pela fase mais clara nas imagens, com o formato retangular, presos à matriz de cobalto, que é identificado como a fase mais escura. Pode-se ainda constatar a maior densidade dos revestimentos depositados com combustível líquido do que aqueles depositados com combustível gasoso. Esta maior densidade pode ser verificada pela maior concentração de carbonetos e matriz de cobalto, sem a presença de poros e outros defeitos. É possível também perceber o maior teor de cobalto nas amostras depositadas com WC-17Co, e consequentemente, a maior presença de carbonetos nas amostras depositadas com WC-12Co, principalmente para a amostra depositada com combustível gasoso.

A análise de DRX dos revestimentos ensaiados indicou que a formação das fases WC e W_2C foi muito semelhante para os revestimentos depositados, independente do processo de deposição e do teor de cobalto presente no revestimento, como pode ser observado na Figura 37.

Figura 37 – Gráficos de difração para os revestimentos depositados



Fonte: Autoria própria.

Este comportamento indica que a descarbonetação do WC, transformando-se em W_2C em decorrência do processo de deposição, foi muito semelhante para os revestimentos, como pode ser constatado na Tabela 8, a qual indica a relação entre picos (W_2C/WC). Esta análise é importante, pois é possível quantificar a formação de fase W_2C durante o processo de deposição, sendo que, quanto mais próximo de 1, maior a formação da fase W_2C , ou seja, maior a descarbonetação que ocorre durante o processo. Além disso, é possível perceber um alargamento dos máximos de difração em todos os revestimentos, evidenciando a presença de tensões neste revestimento.

Tabela 8 – Relação entre picos (W_2C/WC) dos revestimentos depositados

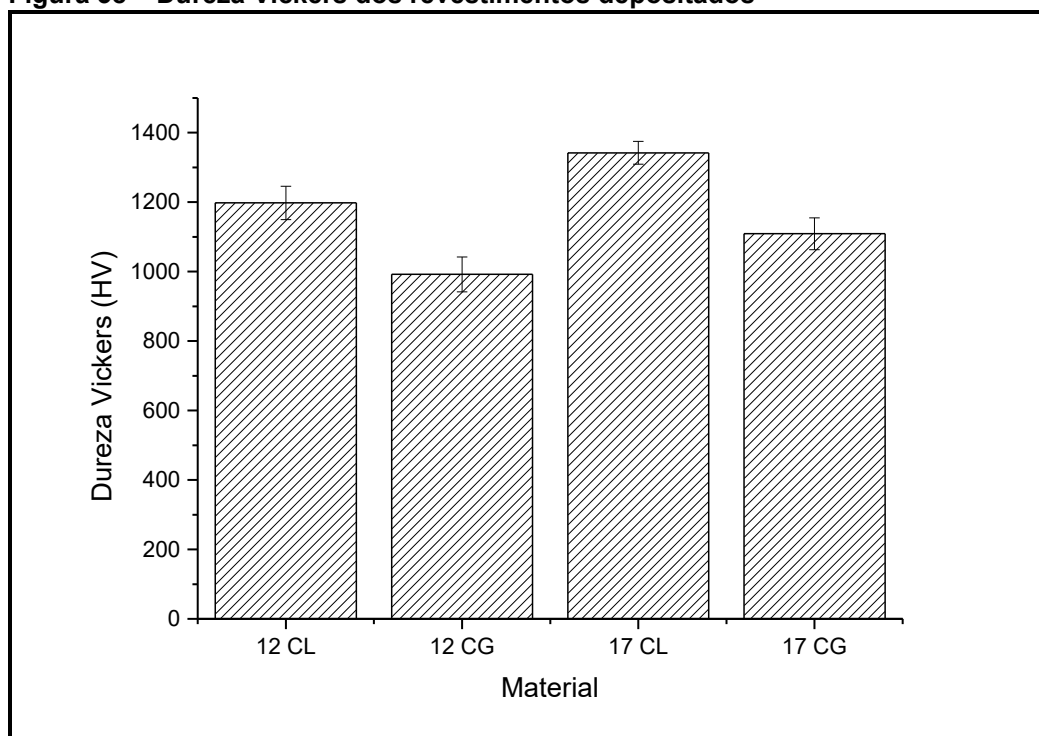
Revestimento	Relação entre picos (W_2C/WC)
12 CG	0,167
12 CL	0,175
17 CG	0,147
17 CL	0,183

Fonte: Autoria própria.

A semelhança entre as fases presentes nos revestimentos, indica que mesmo com diferentes histórias térmicas, estes revestimentos apresentaram uma taxa de descarbonetação muito semelhante, independente do combustível utilizado no processo de deposição HVOF. Com isso, a descarbonetação não tem efeitos significativos na microestrutura dos revestimentos aspergidos. Este comportamento também foi relatado nos trabalhos de Ghabchi (2011) e Qiao, Fischer e Dent (2003).

4.3.3 Análise das propriedades mecânicas de dureza Vickers e tenacidade à fratura

As amostras aspergidas com combustível líquido apresentaram valores de dureza mais elevados que as amostras depositadas com HVOF com combustível gasoso, conforme mostram os resultados apresentados na Figura 38.

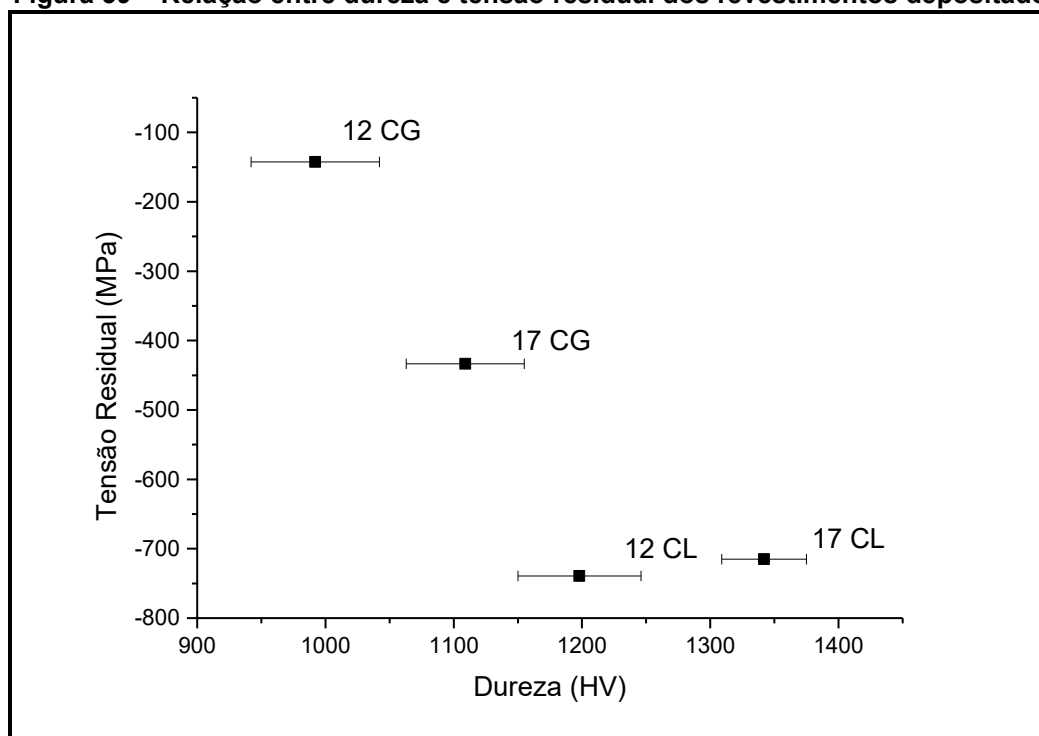
Figura 38 – Dureza Vickers dos revestimentos depositados

Fonte: Autoria própria.

É possível perceber que os revestimentos de WC-17Co apresentaram maiores valores de dureza que os revestimentos de WC-12Co. Este comportamento não era o esperado, uma vez que o revestimento de WC-12Co possui maior quantidade de fase dura (carbonetos de tungstênio), e mesmo assim apresentou menor dureza. As possíveis causas deste comportamento são o efeito de *peening*, a porosidade do revestimento, e a quantidade da fase W_2C , que geralmente é mais dura que a fase WC (CHIVAVIBUL *et al.*, 2007).

Na Figura 39, também pode ser visualizada a relação direta entre o aumento da tensão residual compressiva e o aumento da dureza das amostras, indicando a influência da formação das tensões residuais e conseqüentemente do processo de deposição, assim como do material aspergido na dureza destas. Apesar da diferença de valores ser próxima do desvio-padrão, o aumento da dureza com a tensão residual seguiu uma tendência clara, e pode ser considerada significativa. Resultados semelhantes foram observados na pesquisa conduzida por Vackel, Dwivedi e Sampath (2015).

Figura 39 – Relação entre dureza e tensão residual dos revestimentos depositados

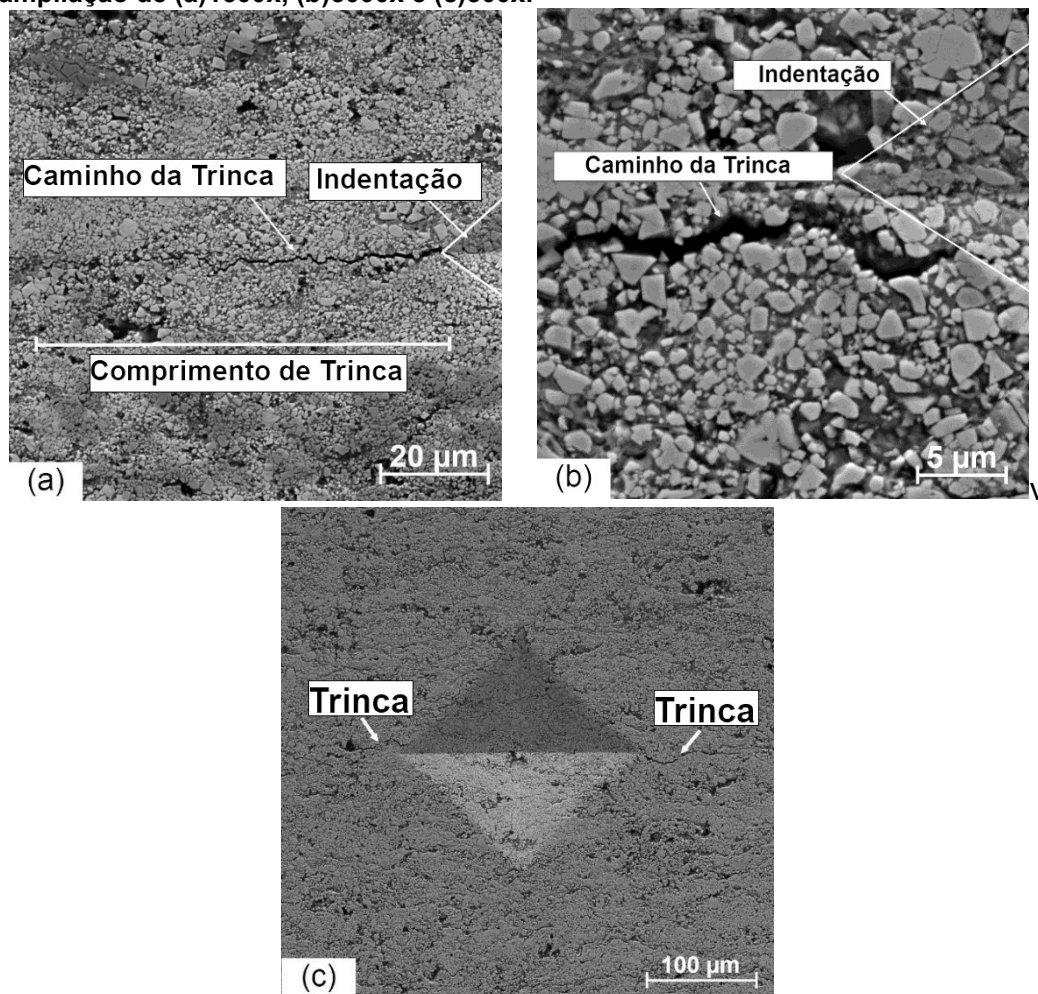


Fonte: Autoria própria.

Para os revestimentos depositados, a diferença de comportamento é muito pequena, com uma dureza ligeiramente maior do revestimento WC-17Co. Segundo Larsson (2013) existe uma dependência da microdureza com a tensão residual, entretanto quanto mais compressiva for a tensão residual, a microdureza torna-se menos dependente, o que é observado no trabalho conduzido por Vackel *et al.* (2015). De acordo com Novák *et al.* (2013), o aumento da dureza do revestimento, com o aumento da tensão residual compressiva, pode estar relacionado com o efeito *peening* e defasagem térmica.

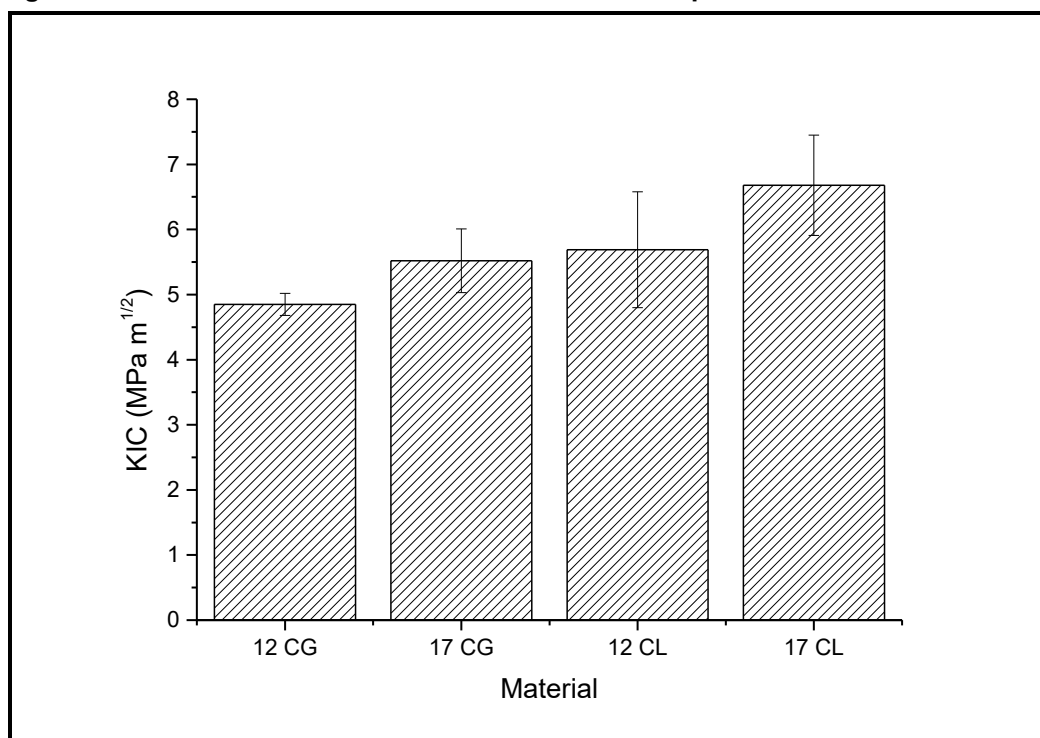
A redução da porosidade no revestimento e a formação da tensão residual compressiva nos revestimentos aspergidos com combustível líquido promove um aumento da tenacidade à fratura (NAHVI; JAFARI, 2016). Para as condições testadas neste trabalho, o aumento da tenacidade à fratura está relacionado com melhores propriedades de coesão de lamelas, promovido pela maior velocidade de partículas, e conseqüentemente, redução de porosidade nos revestimentos aspergidos com combustível líquido. Resultados similares foram encontrados no trabalho de (VARIS *et al.*, 2014). O ensaio de tenacidade à fratura está representado na Figura 40.

Figura 40 – Percurso da trinca gerada pelo teste de indentação Vickers, com ampliação de (a)1500x, (b)5000x e (c)500x.



Fonte: Autoria própria.

A formação de tensões residuais compressivas pode aumentar a tenacidade à fratura, por exemplo, o revestimento de WC-12Co com combustível líquido mostra uma tenacidade à fratura similar do revestimento WC-17Co, mesmo com menor teor e Co, como representado na Figura 41. Além disso, as tensões residuais compressivas promovem uma redução significativa na ponta da trinca, reduzindo a propagação da trinca. Estudos similares foram realizados em revestimentos TBC (revestimentos de barreira térmica) (YANG *et al.*, 2004; ZHANG; WATANABE; KURODA, 2013).

Figura 41 – Tenacidade à fratura dos revestimentos depositados

Fonte: Autoria própria.

Estes resultados podem ser melhor explicados pelos mecanismos intrínsecos e extrínsecos. A tenacidade intrínseca corresponde aos efeitos que ocorrem à frente da propagação da trinca, sendo afetado principalmente pela microestrutura do material, principalmente pela presença de fases secundárias e porosidade. Quando a trinca desvia dos carbonetos, ocorre a diminuição do comprimento de trinca, e conseqüentemente, um aumento da tenacidade à fratura (WEI, 2010).

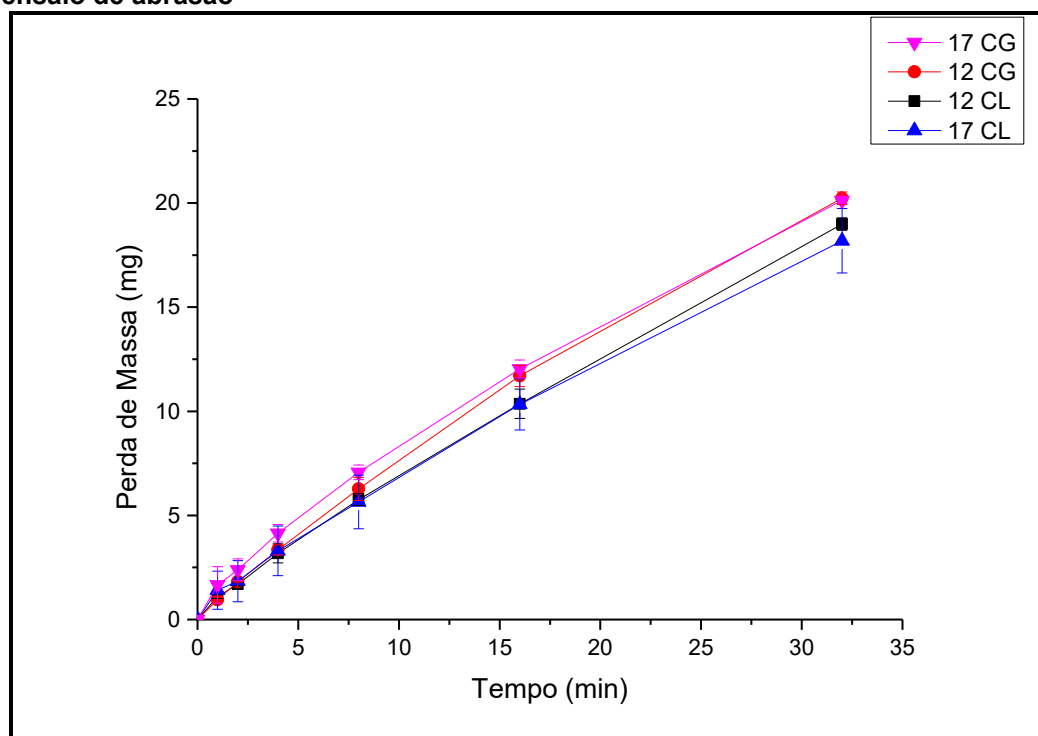
O mecanismo extrínseco corresponde aos efeitos ao longo da trinca. Como a tenacidade à fratura de um revestimento termicamente aspergido é dependente da medição do comprimento de trinca após a indentação, a sobreposição da tensão produzida pela indentação e as tensões residuais compressivas geradas durante a deposição, levam a uma redução significativa de tensões na ponta da trinca, aumentando a tenacidade à fratura do revestimento (BUNSHAH, 1994).

4.4 ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR ABRASÃO

4.4.1 Avaliação da Perda de Massa por Abrasão

O resultado da perda de massa por abrasão nos revestimentos aspergidos pode ser observado na Figura 42. É possível perceber que todos os revestimentos apresentaram comportamento de perda de massa muito semelhante durante o ensaio de abrasão, independente do processo de deposição e do material utilizado.

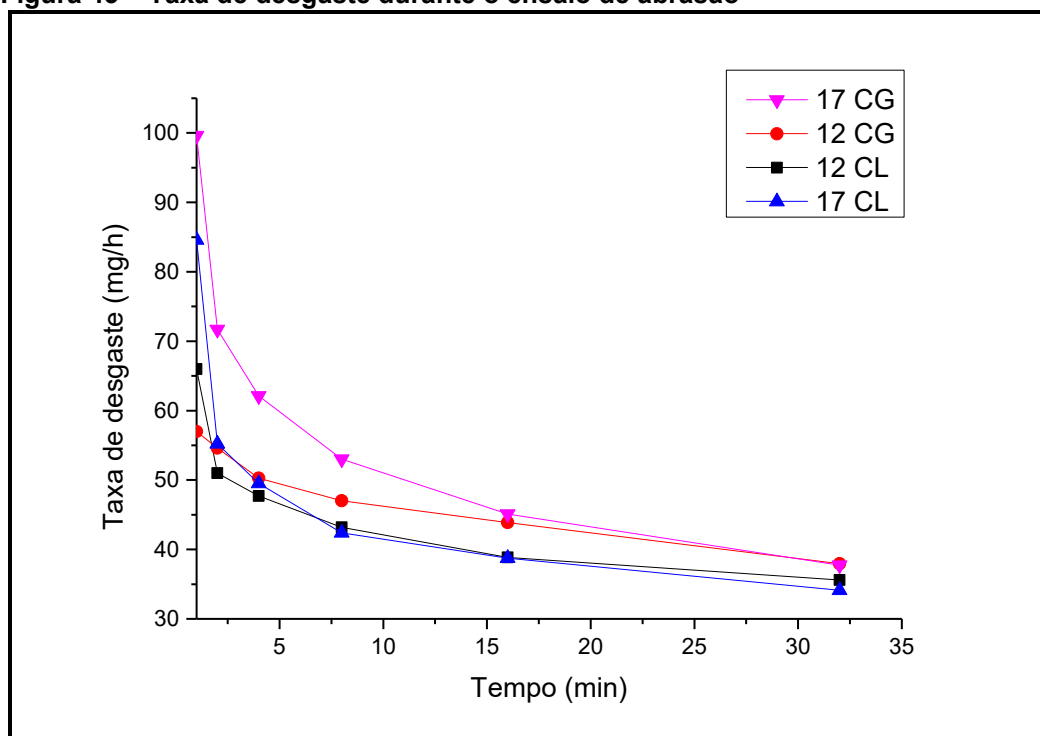
Figura 42 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de abrasão



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 42 observa-se uma maior taxa de perda de massa nos primeiros minutos de ensaio, que se torna linear, e com praticamente a mesma inclinação de reta até o fim do ensaio, após 5 minutos de ensaio. Os resultados indicaram uma menor perda de massa para o revestimento 17 CL, com uma perda de massa total, após 128 minutos de ensaio, de 18,20 mg, enquanto que o revestimento 12 CG mostrou a maior perda de massa, com a perda total de 20,20 mg ao final do ensaio.

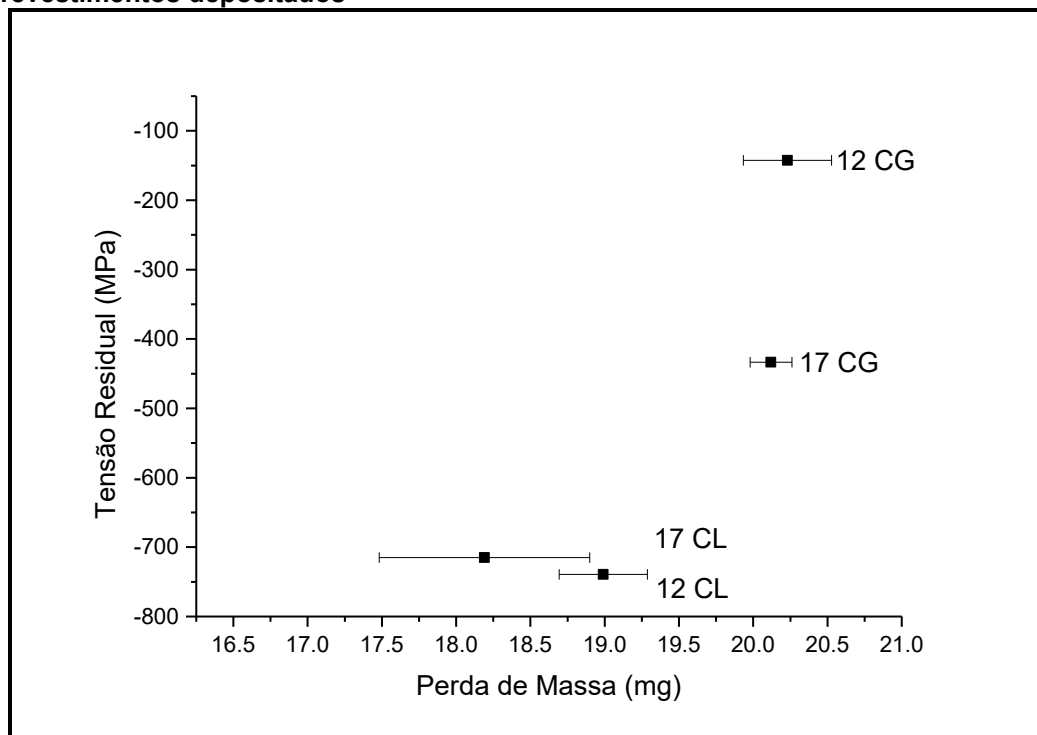
A taxa de desgaste durante o teste de abrasão está representada na Figura 43. Os revestimentos tiveram uma alta taxa de desgaste no começo do ensaio, que foi então reduzida de maneira significativa até o fim do ensaio.

Figura 43 – Taxa de desgaste durante o ensaio de abrasão

Fonte: Autoria própria.

Assim como a perda de massa, a taxa de desgaste durante o ensaio de abrasão foi similar para todos os revestimentos, sendo que os revestimentos depositados com combustível líquido apresentaram valores levemente menores. Este comportamento pode ser explicado pela maior transmissão de energia cinética das partículas para o substrato depositado com combustível líquido, devido a maior velocidade durante o processo, como mostrado na Figura 44. Além disso, o teor de cobalto não determinou alterações significativas na perda de massa.

Figura 44 – Correlação entre perda de massa por abrasão e tensão residual dos revestimentos depositados

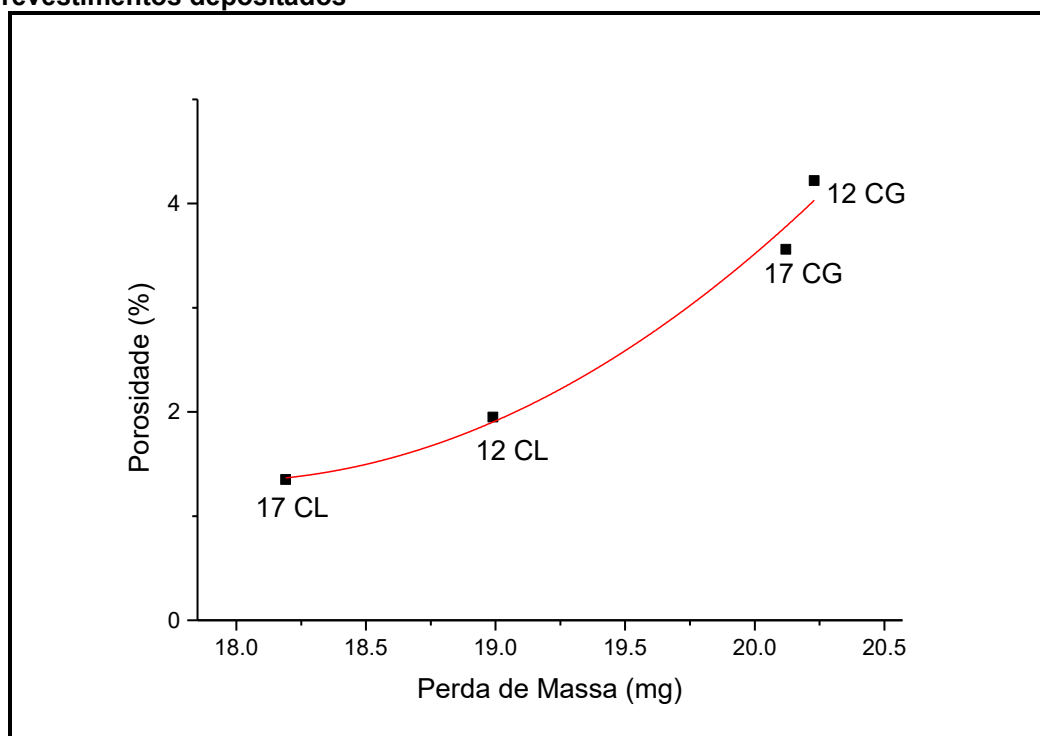


Fonte: Autoria própria.

Observa-se na Figura 44 que a perda de massa no ensaio de abrasão é influenciado pela tensão residual dos revestimentos, de forma mais acentuada que a presença de Cobalto. Esta tendência também foi observada nos estudos de Vackel *et al.* (2015) e Oladijo *et al.* (2014), os quais mostram que quanto mais compressiva a tensão presente na amostra durante o ensaio, maior a resistência ao desgaste abrasivo.

Além da tensão residual e do teor de cobalto, a porosidade é um fator significativo para a maior resistência ao desgaste abrasivo, como observado na Figura 45. A menor presença de poros nos revestimentos depositados por combustível líquido, diminui a presença de pontos de início de falha, acarretando uma maior resistência ao desgaste abrasivo do revestimento (ZÓRAWSKI, 2013). Além da porosidade não se deve excluir o efeito da maior adesão entre as lamelas obtidas nos revestimentos depositados por combustível líquido. O efeito de *peening*, maior nesta deposição, é o aumento do contato e conseqüentemente da adesão entre as lamelas. Esta característica, visível no aumento da tenacidade à fratura, provavelmente também levou a um aumento da resistência ao desgaste destes revestimentos (USMANI *et al.*, 1997; VARIS *et al.*, 2014).

Figura 45 – Correlação entre perda de massa por abrasão e porosidade dos revestimentos depositados



Fonte: Autoria própria.

Outro fator analisado durante o processo de perda de massa por abrasão foi a evolução da rugosidade dos revestimentos aspergidos, indicados na Tabela 9. O fator Sa representa a rugosidade média e o fator Sz representa a rugosidade máxima (soma do maior pico com o maior vale) da superfície dos revestimentos aspergidos.

Tabela 9 – Evolução dos parâmetros de rugosidade Sa (rugosidade média) e Sz (rugosidade total) durante o ensaio de abrasão

Revestimento	Sa		Sz	
	Antes do ensaio	Após ensaio	Antes do ensaio	Após ensaio
12 CG	0,0038	0,2675	0,1415	3,2433
12 CL	0,0040	0,1411	0,3434	1,9917
17 CG	0,0055	0,1722	0,2618	2,0900
17 CL	0,0055	0,1293	0,3534	1,6667

Fonte: Autoria própria.

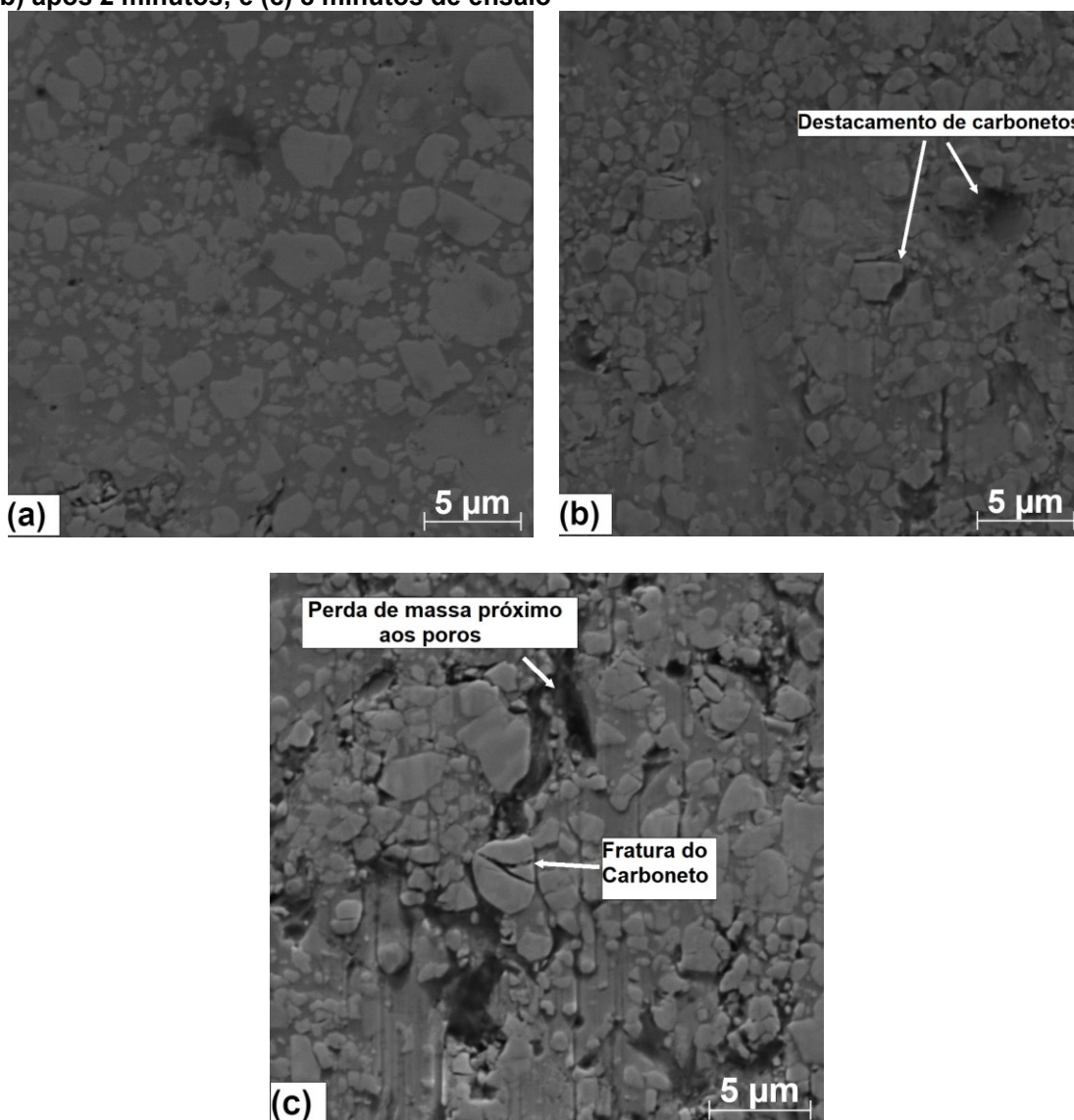
É possível perceber que houve um aumento da rugosidade dos revestimentos durante o ensaio de abrasão, sendo que as amostras depositadas com combustível

gasoso apresentaram maiores aumentos de rugosidade que aqueles depositados com combustível líquido. Este comportamento está relacionado à maior perda de massa destas amostras. Além disso, observa-se que as amostras com menor teor de cobalto apresentaram um maior aumento de rugosidade, sendo que esta característica pode estar relacionado à pior adesão entre lamelas dos revestimentos aspergidos com combustível gasoso (VARIS *et al.*, 2014) e a menor aderência dos revestimentos com menor teor de Cobalto (CHIVAVIBUL *et al.*, 2007).

4.4.2 Mecanismo de Desgaste por Abrasão

A análise por microscopia eletrônica de varredura do mecanismo de desgaste por abrasão pode ser visualizada na Figura 46. O tipo de desgaste abrasivo presente neste ensaio foi a abrasão entre três corpos, uma vez que a partícula abrasiva estava livre, escorregando por rolamento sobre a superfície desgastada. Além disso, é possível perceber na Figura 46 a presença de riscos paralelos, devido ao contato com o material abrasivo. Portanto, o mecanismo de desgaste abrasivo destes revestimentos é associado ao movimento de partícula, com sulcos paralelos à direção do deslizamento da partícula abrasiva.

Figura 46 – Amostra de 17 CG com ampliação de 5000x (a) antes do ensaio de abrasão; (b) após 2 minutos; e (c) 8 minutos de ensaio



Fonte: Autoria própria.

Com uma maior ampliação, nas Figura 46(b) e (c), é possível observar um maior desgaste na matriz de cobalto, na direção dos sulcos, com o consequente destacamento de alguns carbonetos. A fratura de carbonetos também é evidenciada após 8 minutos de ensaio, principalmente nas regiões próximas ao maior desgaste da matriz.

É possível perceber que, para estes revestimentos, que a taxa de remoção de material decresce muito com o tempo de ensaio. Este fato está relacionado ao desgaste abrasivo de três corpos envolver mecanismos mais lentos de desgaste que o de dois corpos, já que a remoção de material é realizada de maneira gradual entre as camadas do revestimento (KOVÁŘÍKOVÁ *et al.*, 2009) Além disso, os

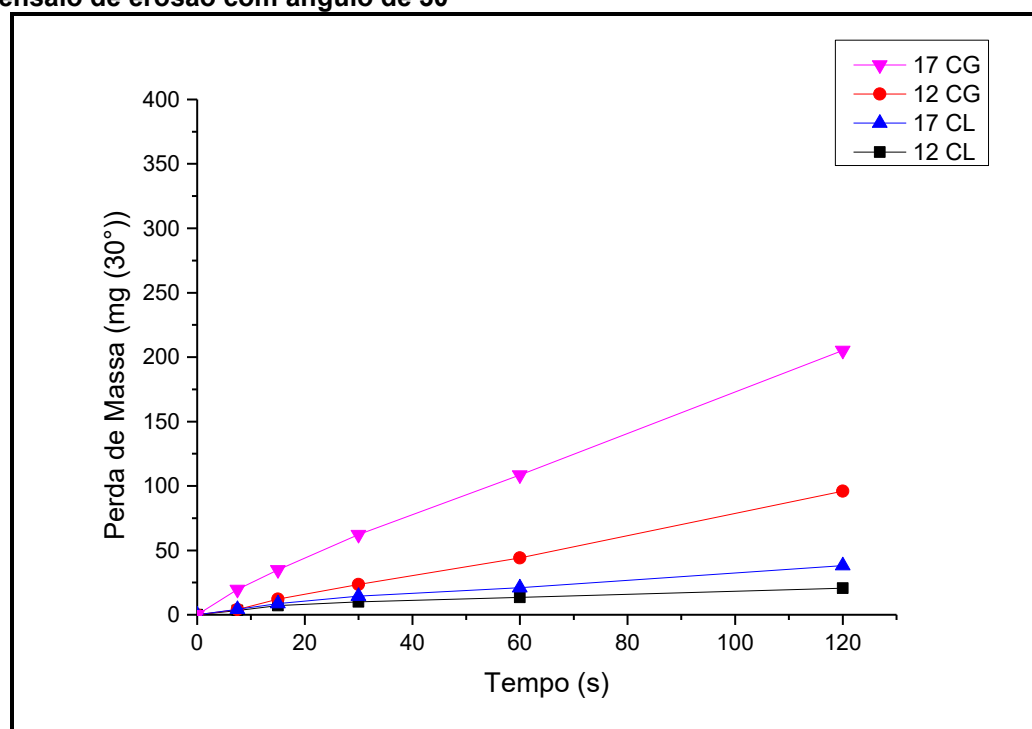
revestimentos de WC-Co possuem uma boa adesão entre as fases e o cobalto, dificultando o destacamento dos grãos de carboneto de tungstênio por inteiro, sendo que a matriz dúctil e a fase dura proporcionam a resistência ao desgaste a este revestimento (VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015a). Portanto, é possível visualizar os efeitos da fadiga da matriz de cobalto como mecanismo de perda de massa dos revestimentos, além do conseqüente destacamento de carbonetos e fratura frágil destes (MAITI; MUKHOPADHYAY; RAMAN, 2007; PIGNIE *et al.*, 2013).

4.5 ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AOS DESGASTE POR EROSÃO

4.5.1 Avaliação da Perda de Massa por Erosão

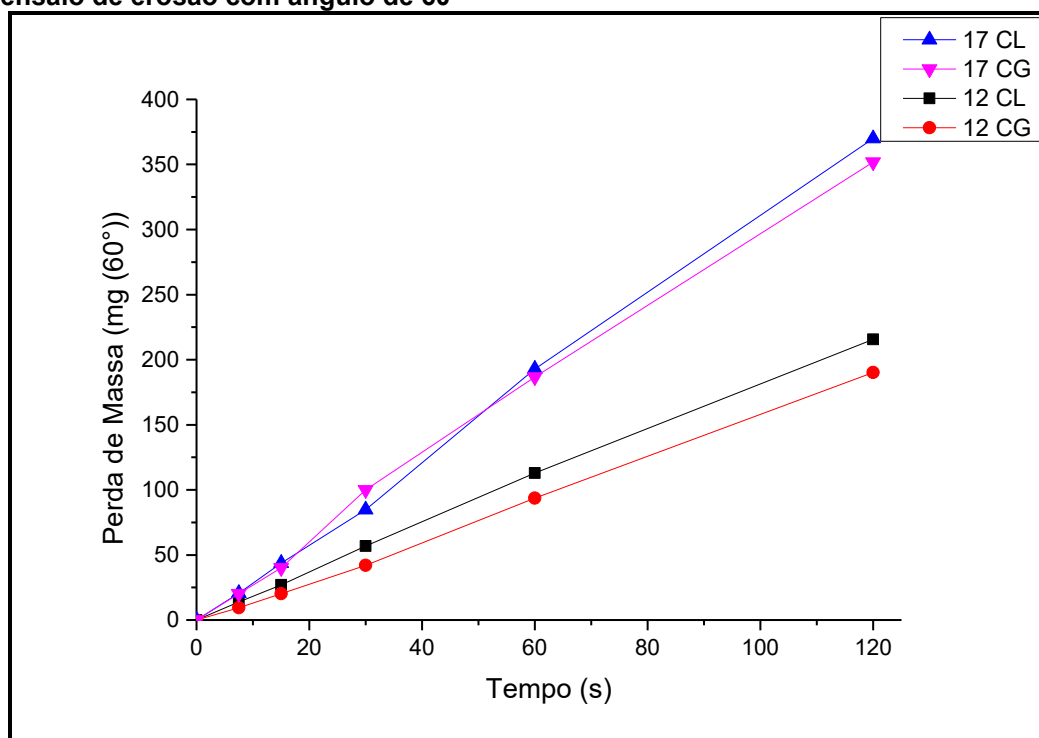
A perda de massa por erosão dos revestimentos aspergidos de WC-Co foi avaliada para os ângulos de 30°, 60° e 90°, sendo que a perda de massa ao longo do ensaio pode ser visualizado na Figura 47, Figura 48 e Figura 49, respectivamente.

Figura 47 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 30°



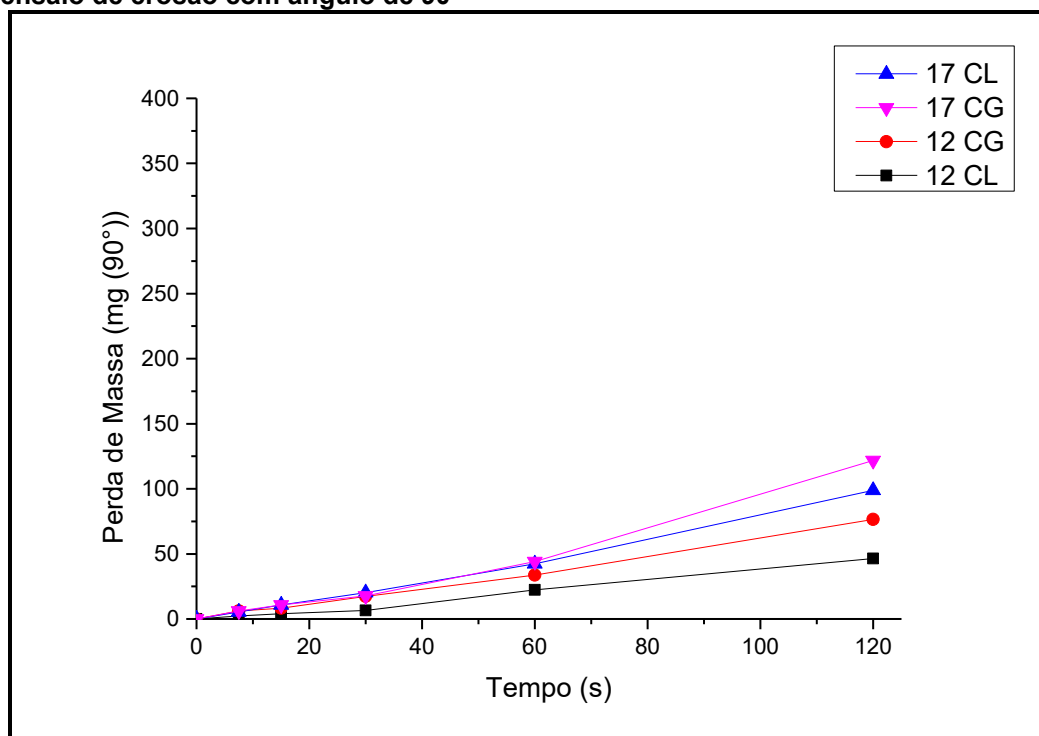
Fonte: Autoria própria.

Figura 48 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 60°



Fonte: Autoria própria.

Figura 49 – Perda de massa acumulada dos revestimentos depositados durante o ensaio de erosão com ângulo de 90°



Fonte: Autoria própria.

É possível perceber que o comportamento das amostras foi muito distinto para os diferentes ângulos ensaiados. De maneira geral percebe-se que os revestimentos WC-12Co apresentaram maior resistência ao desgaste por erosão que os revestimentos de WC-17Co. Isso indica que a presença de mais fase dura (WC) foi mais importante para a resistência ao desgaste por erosão do revestimento, como descrito na literatura.

Portanto, ao fim do ensaio de abrasão foi possível observar uma tendência de maior perda de massa para o ângulo de 60°, conforme demonstrado na Tabela 10. Este comportamento também foi evidenciado no estudo de revestimentos de ligas de alumínio, no estudo de Xuwen (2003).

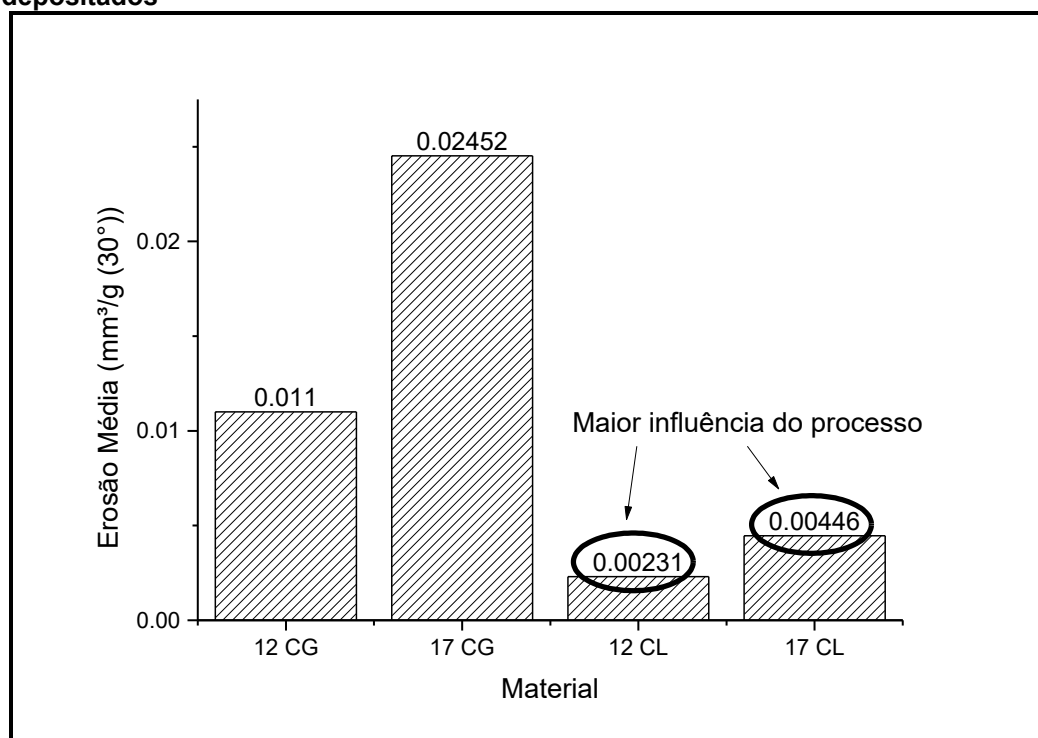
Tabela 10 – Comparação da perda de massa dos revestimentos ao fim do ensaio de erosão para os ângulos de 30°, 60° e 90°

Revestimento / Ângulo	Perda de Massa (mg)		
	30°	60°	90°
12 CG	95,94	215,6	76,5
12 CL	20,62	190,2	46,5
17 CG	205,19	351,8	121,8
17 CL	38,15	370	98,9

Fonte: Autoria própria.

Para o ângulo de 30°, é possível perceber que os revestimentos depositados com combustível líquido apresentaram menor perda de massa, refletido também no valor de erosão média, representado na Figura 50.

Figura 50 – Valores de erosão média com ângulo de 30° para os revestimentos depositados

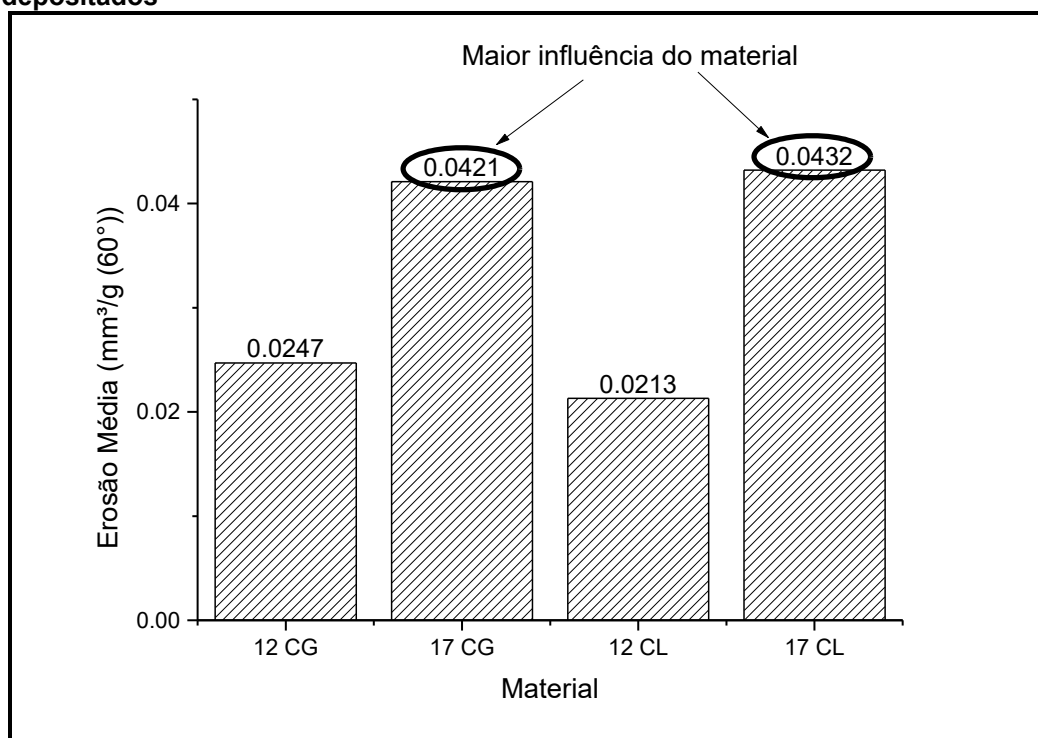


Fonte: Autoria própria.

É possível concluir então que, para o desgaste por erosão com ângulo de 30°, o processo de deposição teve influência direta no processo, seja pelas características microestruturais dos revestimentos depositados com combustível líquido (menor porosidade, maior adesão entre as lamelas) (GOES, 2016), ou pela formação de tensões residuais mais compressivas (GHABCHI, 2011; VACKEL; DWIVEDI; SAMPATH, 2015a).

Já para o ângulo de 60°, é possível perceber que os revestimentos apresentaram a maior perda de massa entre todos os ângulos estudados. Ainda, é possível observar que, independente do processo de deposição utilizado, o valor de erosão média é praticamente constante para o mesmo revestimento, como pode ser observado na Figura 51.

Figura 51 – Valores de erosão média com ângulo de 60° para os revestimentos depositados

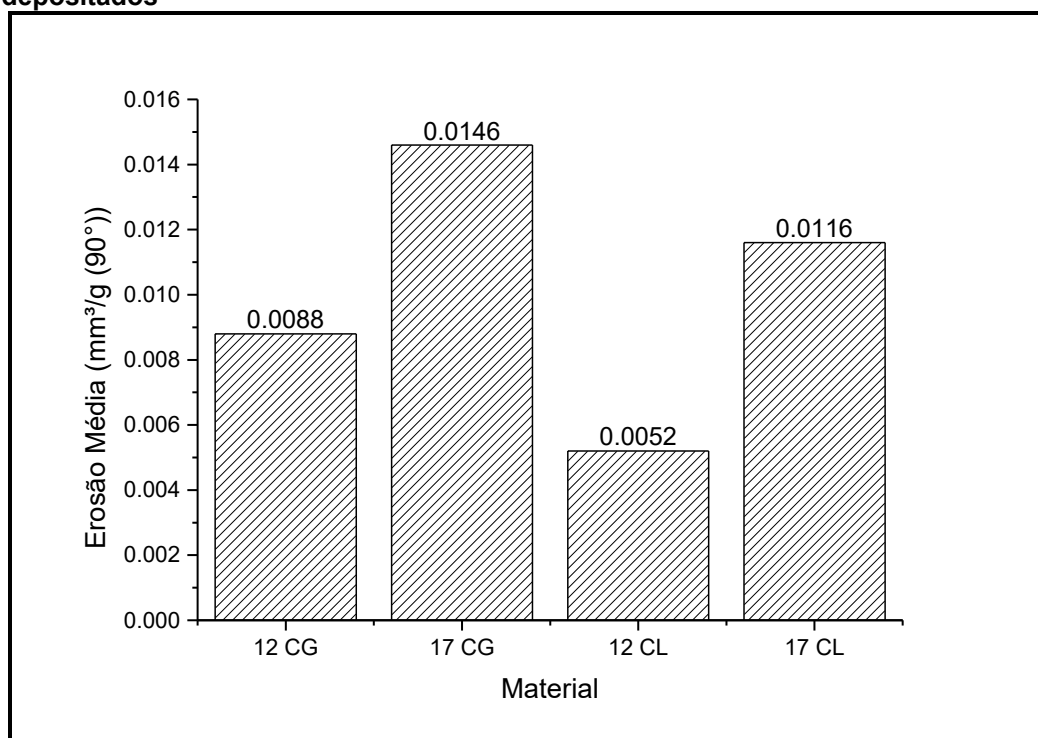


Fonte: Autoria própria.

É possível concluir então que, para o desgaste por erosão com ângulo de 60°, o teor de cobalto influenciou diretamente o comportamento deste revestimento, provavelmente pela maior quantidade de fase dura (carbonetos) presente (BLOMBERG; PERROTT, 1974).

Para o ângulo de 90°, é possível perceber um comportamento intermediário da perda de massa entre os ângulos de 30° e 60°. Além dos revestimentos WC-12Co terem apresentado maior resistência, provavelmente pela maior presença de carbonetos, é possível perceber que as amostras depositadas com combustível líquido também contribuíram para a redução da perda de massa, como demonstrado na Figura 52.

Figura 52 – Valores de erosão média com ângulo de 90° para os revestimentos depositados



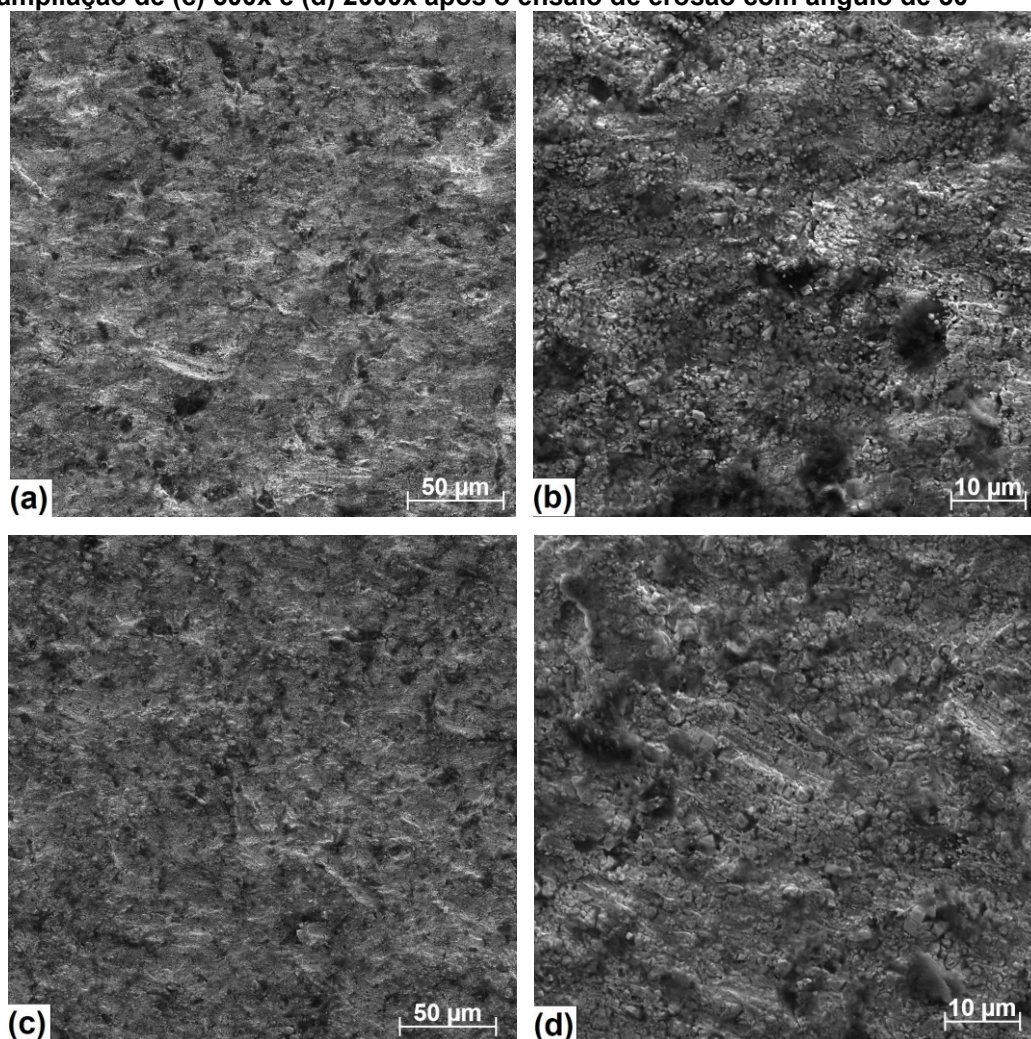
Fonte: Autoria própria.

É possível concluir então que, para o desgaste por erosão com ângulo de 90°, tanto o teor de cobalto do revestimento quanto o processo de deposição utilizado influenciaram o processo de perda de massa.

4.5.2 Mecanismo de Desgaste por Erosão

A análise por microscopia eletrônica de varredura do mecanismo de desgaste por erosão para o ângulo de 30° pode ser visualizada na Figura 53. Os revestimentos de WC-12Co depositado com combustível gasoso, e de WC-17Co depositado com combustível líquido foram analisados. É possível perceber para o ângulo de impacto de 30°, um desgaste mais severo para o revestimento depositado com combustível gasoso.

Figura 53 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 30°

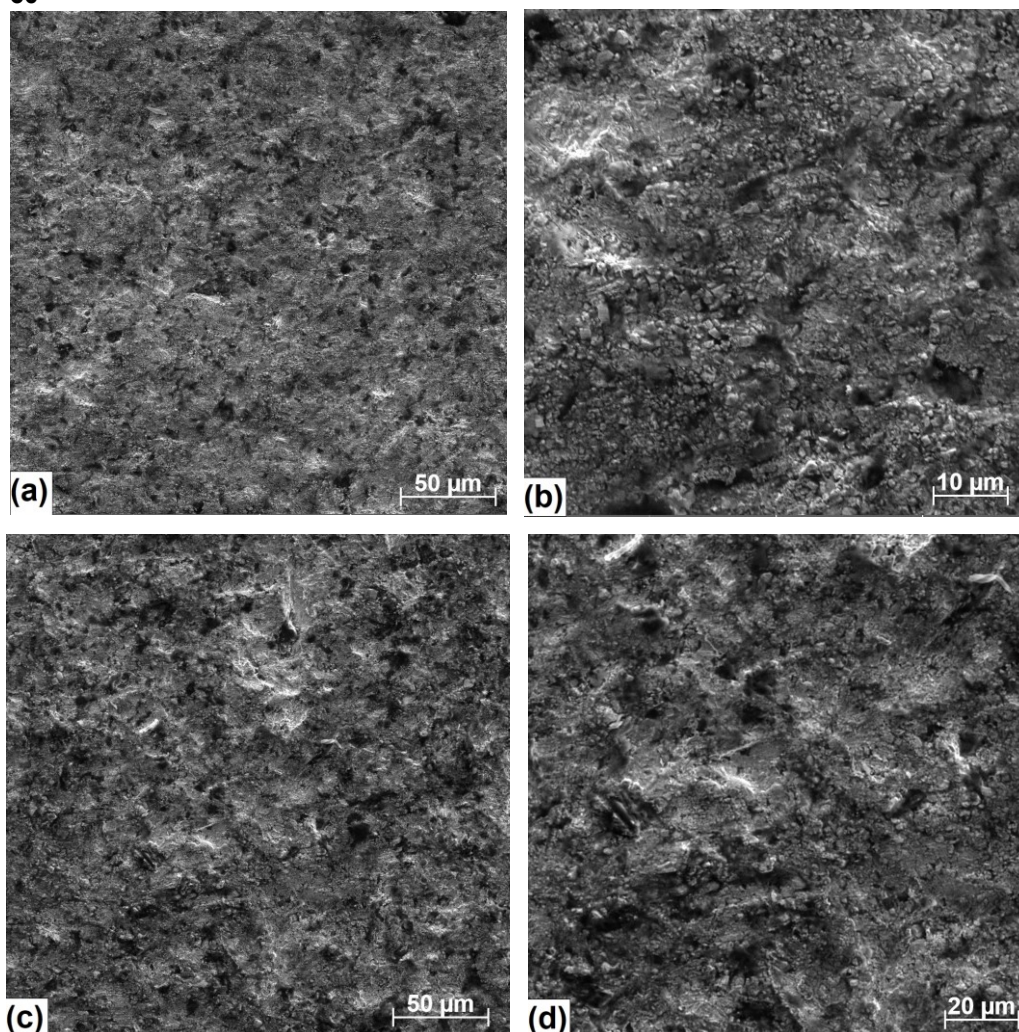


Fonte: Autoria própria.

Com maior ampliação, é possível perceber que a amostra depositada com combustível gasoso apresentou um maior desgaste da matriz de cobalto. A perda de massa com ângulo de impacto de 30° ocorreu de maneira menos severa no revestimento de WC-17Co depositada com combustível líquido, provavelmente devido à melhor adesão entre as lamelas obtida por este processo, e também pela menor porosidade, uma vez que a perda de massa é originada nos poros.

O mecanismo de desgaste por erosão para o ângulo de 60° para os mesmos revestimentos foram analisados na Figura 54. É possível perceber para o ângulo de impacto de 60°, um desgaste mais severo para o revestimento de WC-17Co.

Figura 54 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 60°

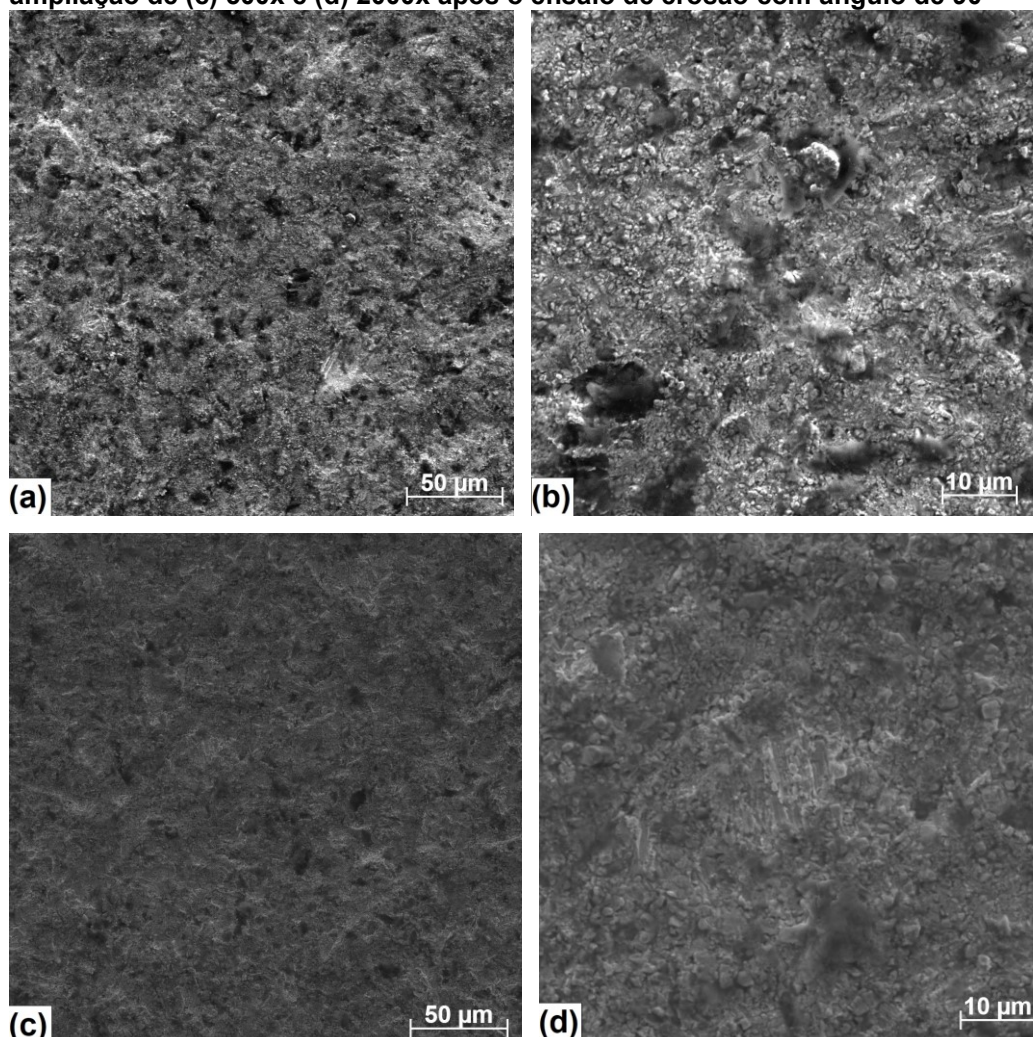


Fonte: Autoria própria.

Com maior ampliação, é possível perceber que a amostra de depositada com combustível líquido apresentou um maior desgaste da matriz de cobalto. A perda de massa com ângulo de impacto de 60° ocorreu de maneira mais severa no revestimento de WC-17Co depositada com combustível líquido, pois o desgaste ocorreu preferencialmente pela matriz de cobalto. Como o revestimento de WC-12Co possui menor teor de cobalto, este foi mais resistente, independente do processo de deposição utilizado.

O mecanismo de desgaste por erosão para o ângulo de 90° para os mesmos revestimentos foram analisados na Figura 55. É possível perceber para o ângulo de impacto de 90°, um desgaste mais severo da matriz para o revestimento de WC-12Co, apesar da menor perda de massa.

Figura 55 – Amostra de 12 CG com ampliação de (a) 500x e (b) 2000x; e 17CL com ampliação de (c) 500x e (d) 2000x após o ensaio de erosão com ângulo de 90°



Fonte: Autoria própria.

Com maior ampliação, é possível perceber que a amostra depositada com combustível gasoso, pela maior presença de poros, aparenta um desgaste mais severo que o revestimento depositado com combustível líquido. No entanto, ao se analisar o desgaste da matriz, ambos os revestimentos apresentaram certa similaridade.

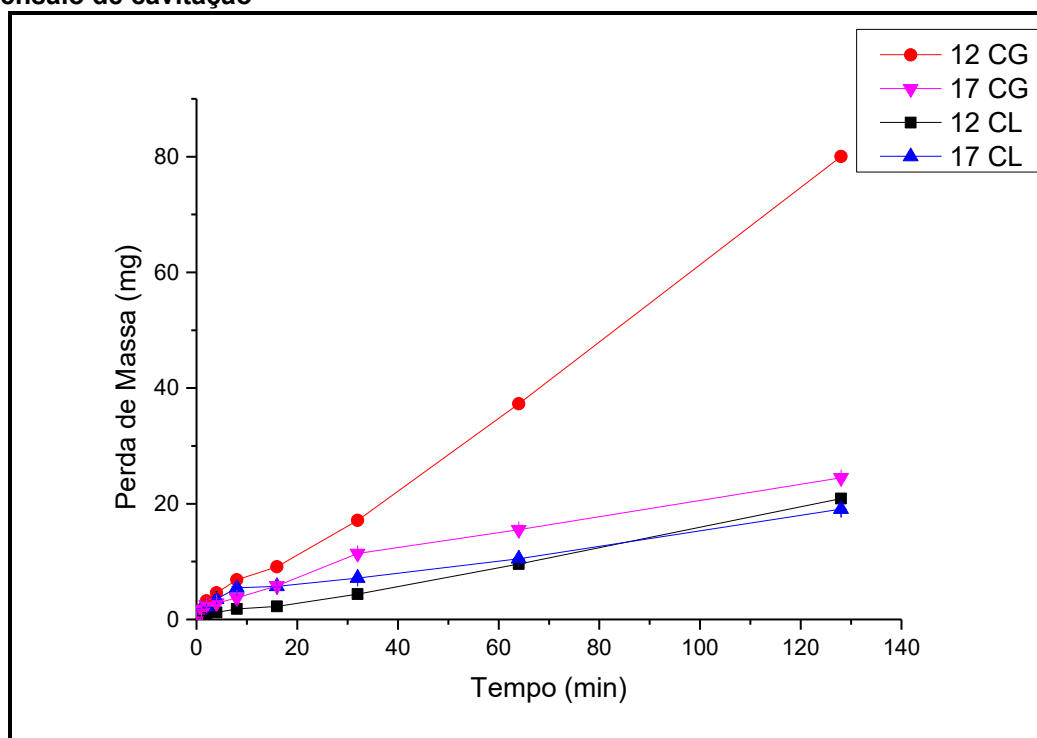
De maneira geral, para os três ângulos de impacto, é possível perceber que o mecanismo de desgaste com maior importância é a deformação e remoção da matriz de cobalto, governado pelos mecanismos dúcteis. Este mesmo comportamento foi observado no estudo de Vashishtha, Khatirkar e Sapate (2017).

4.6 ANÁLISE DA RESISTÊNCIA AOS DEGRADAMENTOS POR CAVITAÇÃO

4.6.1 Avaliação da Perda de Massa por Cavitação

O resultado da perda de massa por cavitação nos revestimentos aspergidos pode ser observado na Figura 56. Uma menor perda de massa acumulada foi observada para os revestimentos com combustível líquido, se comparado com os revestimentos com combustível gasoso. Além disso, os revestimentos de WC-17Co se mostraram mais resistentes à cavitação em relação aos revestimentos de WC-12Co.

Figura 56 – Perda de massa acumulada dos revestimentos aspergidos durante o ensaio de cavitação

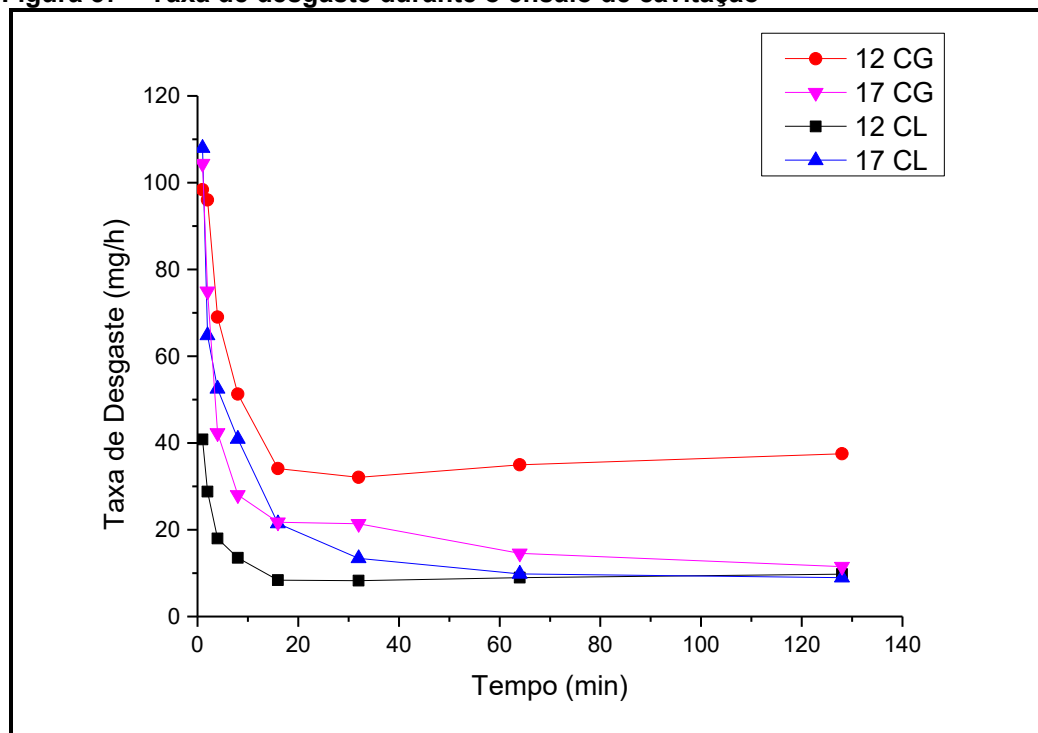


Fonte: Autoria Própria.

A Figura 56 mostra uma maior taxa de perda de massa nos primeiros 16 minutos de ensaio. Após 16 minutos de teste, os revestimentos mostraram uma perda de massa linear até o fim do ensaio. Os resultados mostraram uma menor perda de massa para o revestimento 17 CL, com uma perda de massa total, após 128 minutos de ensaio, de 19,06 mg, enquanto que o revestimento 12 CG mostrou a maior perda de massa, com a perda total de 80,02 mg ao final do ensaio.

A taxa de desgaste durante o teste de cavitação acelerada está representada na Figura 57. Os revestimentos tiveram uma alta taxa de desgaste no começo do ensaio, que foi então reduzida de maneira significativa antes da estabilização, com aproximadamente 16 minutos de teste para todas as amostras. Os valores após a estabilização estão dispostos na Tabela 11.

Figura 57 – Taxa de desgaste durante o ensaio de cavitação



Fonte: Autoria Própria.

Tabela 11 – Taxa de desgaste após a estabilização do ensaio de cavitação

Revestimento	Taxa de desgaste após 16 minutos (mg/h)
12 CG	34,67
12 CL	8,86
17 CG	17,30
17 CL	13,41

Fonte: Autoria Própria.

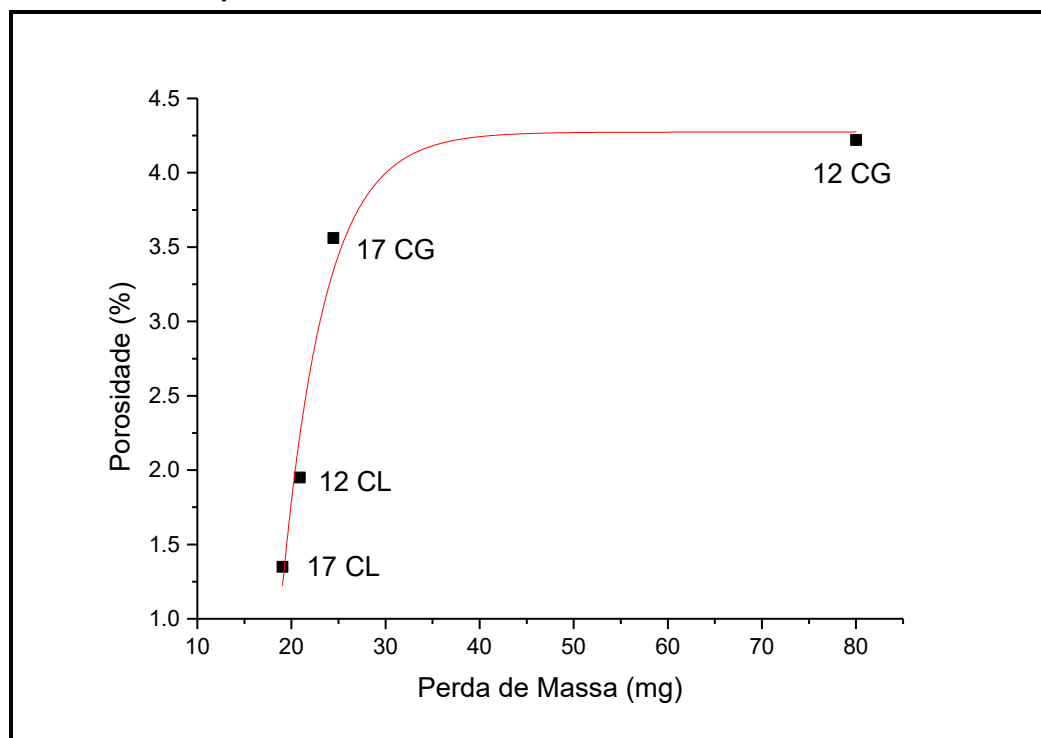
De acordo com, (BEDKOWSKI *et al.*, 1999; FORTES PATELLA *et al.*, 2013; HATTORI; NAKAO, 2001; PUKASIEWICZ *et al.*, 2017) o dano ocasionado pela

cavitação, originado pela implosão das bolhas, pode ser avaliado de forma equivalente em termos do dano por fadiga através da taxa de propagação de trinca. Os aspectos que influenciaram a propagação de trinca neste revestimento incluem o teor de Co, porosidade e tensão residual, que também afetam a resistência à cavitação deste revestimento.

O aumento no teor de cobalto promoveu um aumento da tenacidade dos revestimentos de WC-Co, o que conseqüentemente acarreta uma maior absorção de energia causada pela implosão da bolha, uma vez que o Co é uma matriz dúctil, o que pode promover o efeito de “*blunting*” (arredondamento) na ponta da trinca. Este efeito diminui a velocidade de propagação da trinca e aumenta a tenacidade do revestimento. O aumento da resistência à cavitação com o aumento da tenacidade à fratura também foi descrito por (LIMA *et al.*, 2004; LIN *et al.*, 2015).

A menor porosidade encontrada nos revestimentos com combustível líquido também pode ter afetado a resistência à cavitação, como representado na Figura 58, uma vez que a perda de massa pode iniciar nestes pontos, assim como são defeitos que facilitam a formação de trincas, como descrito por (FORTES PATELLA *et al.*, 2013). Outro aspecto que pode ter causado uma maior resistência dos revestimentos com combustível líquido é a velocidade das partículas durante o processo. Como as partículas atingem velocidades maiores que no processo com combustível gasoso, há uma maior adesão entre as lamelas, dificultando assim a perda de massa (KUMAR *et al.*, 2016). Além disso, o efeito de *peening* afetou a tensão de deposição e conseqüentemente a tensão residual do revestimento.

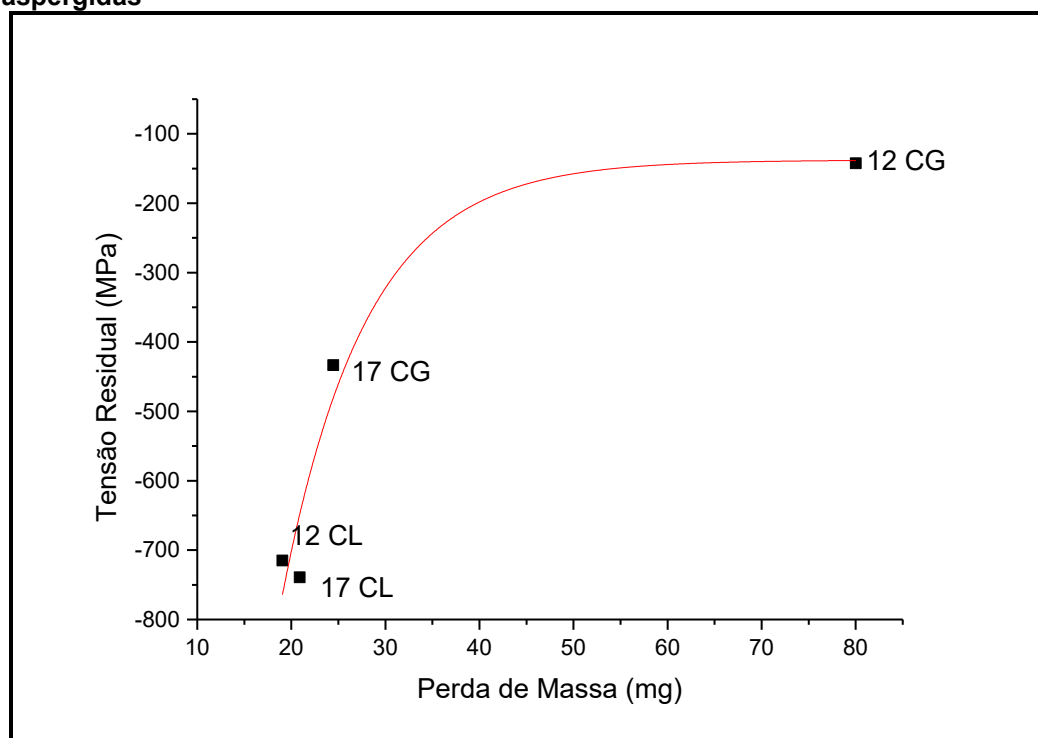
Figura 58 – Correlação entre perda de massa por cavitação e porosidade dos revestimentos depositados



Fonte: A autoria Própria.

A influência da tensão residual na resistência à cavitação (Figura 59) pode ser explicada pela redução das tensões efetivas na ponta da trinca. Quando há a presença de tensões residuais compressivas, estas reduzem as tensões efetivas na ponta da trinca e conseqüentemente o dano por fadiga do revestimento (FORTES PATELLA *et al.*, 2013; HATTORI; NAKAO, 2001; PUKASIEWICZ *et al.*, 2017).

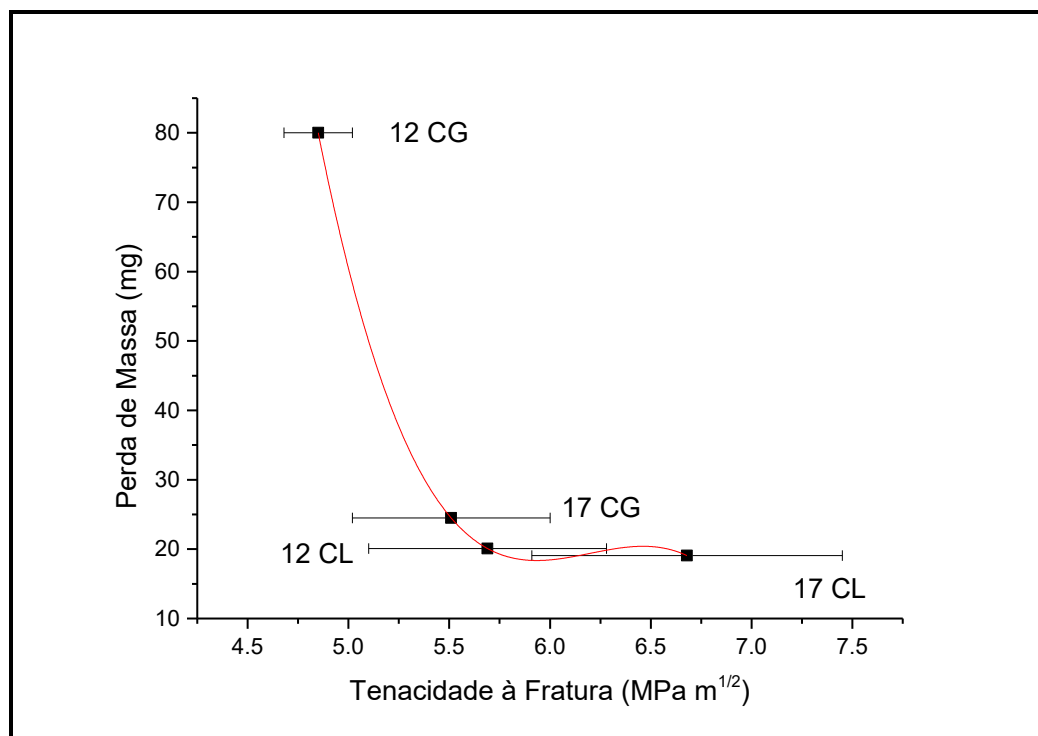
Figura 59 – Relação entre tensão residual e perda de massa por cavitação das amostras aspergidas



Fonte: Autoria Própria.

Segundo Hattori e Nakao (2001), a influência da perda de massa durante o ensaio de cavitação também pode ser avaliada pela dureza e propagação de trinca. No entanto, neste trabalho, não houve uma relação direta da perda de massa com a dureza do revestimento, mas sim com a tenacidade à fratura, como observado na Figura 60.

Figura 60 – Relação entre perda de massa por cavitação e tenacidade à fratura dos revestimentos



Fonte: Autoria Própria.

Pode se observar na Figura 60 que existe uma provável correlação entre a tenacidade a fratura e da perda de massa por cavitação com as tensões residuais compressivas. Isso indica uma maior resistência à cavitação e tenacidade à fratura, pois em ambos os casos estas propriedades são aparentemente afetadas pela formação das tensões residuais geradas após o processo de deposição e resfriamento. Resultados similares foram obtidos por Lima *et al.* (2004) e Pukasiewicz *et al.* (2017).

4.6.2 Mecanismo de Desgaste por Cavitação

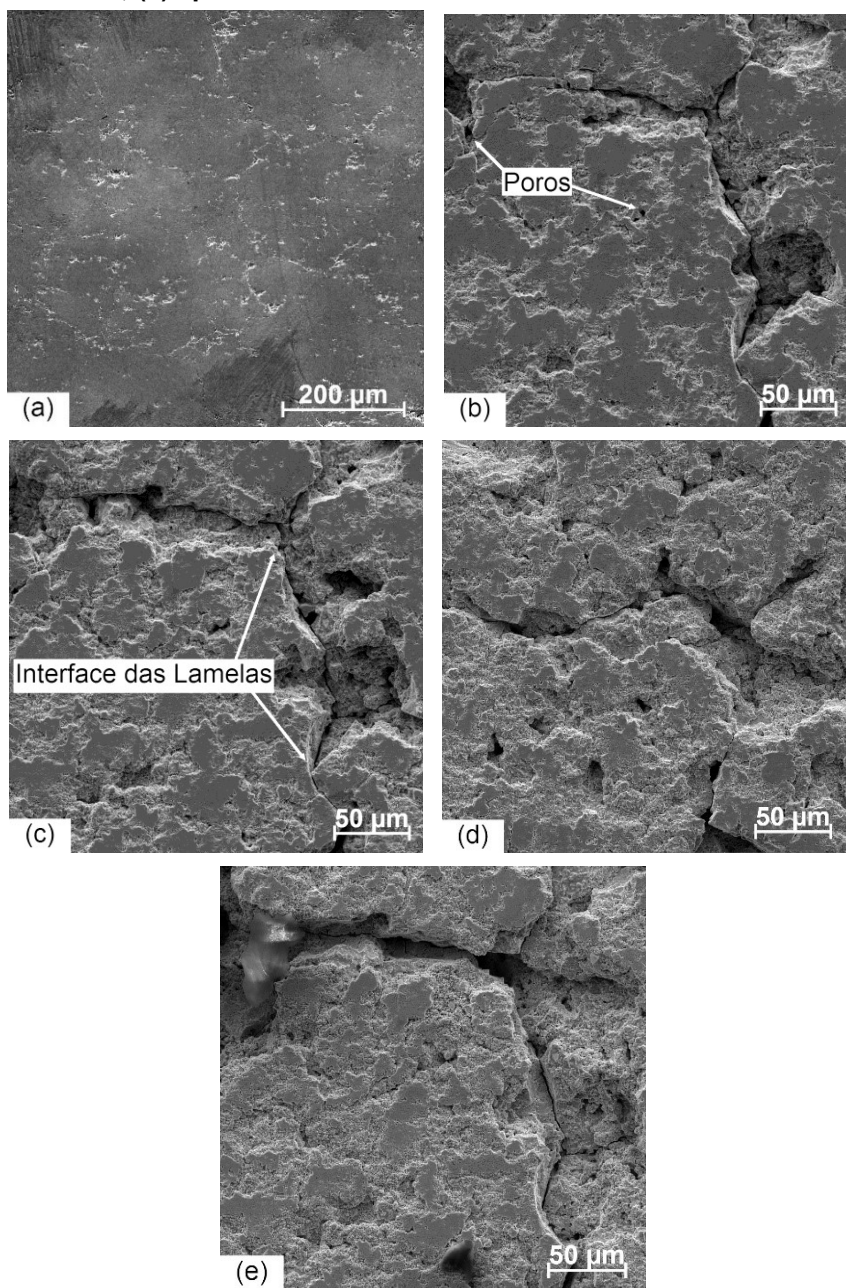
A análise por microscopia eletrônica de varredura, demonstrada na Figura 61 mostra a evolução da perda de massa dos revestimentos de WC-Co durante o ensaio de cavitação. A perda de massa ocorre primeiro na interface das lamelas, e nos defeitos pré-existentes no revestimento, como os poros na superfície. O processo de perda de massa foi muito similar entre todos os revestimentos, com a perda de material começando principalmente na interface entre as lamelas. Este

comportamento indica a relação entre a tenacidade à fratura medida e a resistência à cavitação.

Os poros e a interface entre as lamelas são pontos de menor resistência dos revestimentos, e conseqüentemente mais susceptíveis a perda de massa. De acordo com os estudos de Usmani *et al.* (1997) e Varis *et al.* (2014), a tenacidade à fratura é controlada principalmente pela adesão entre as camadas do revestimento termicamente aspergido. Como a tenacidade à fratura é uma medida quantitativa do estado do revestimento em relação a aderência entre as lamelas e a facilidade de propagação de trincas, esta propriedade apresenta mais um dado que suporta a sua correlação com a resistência à cavitação.

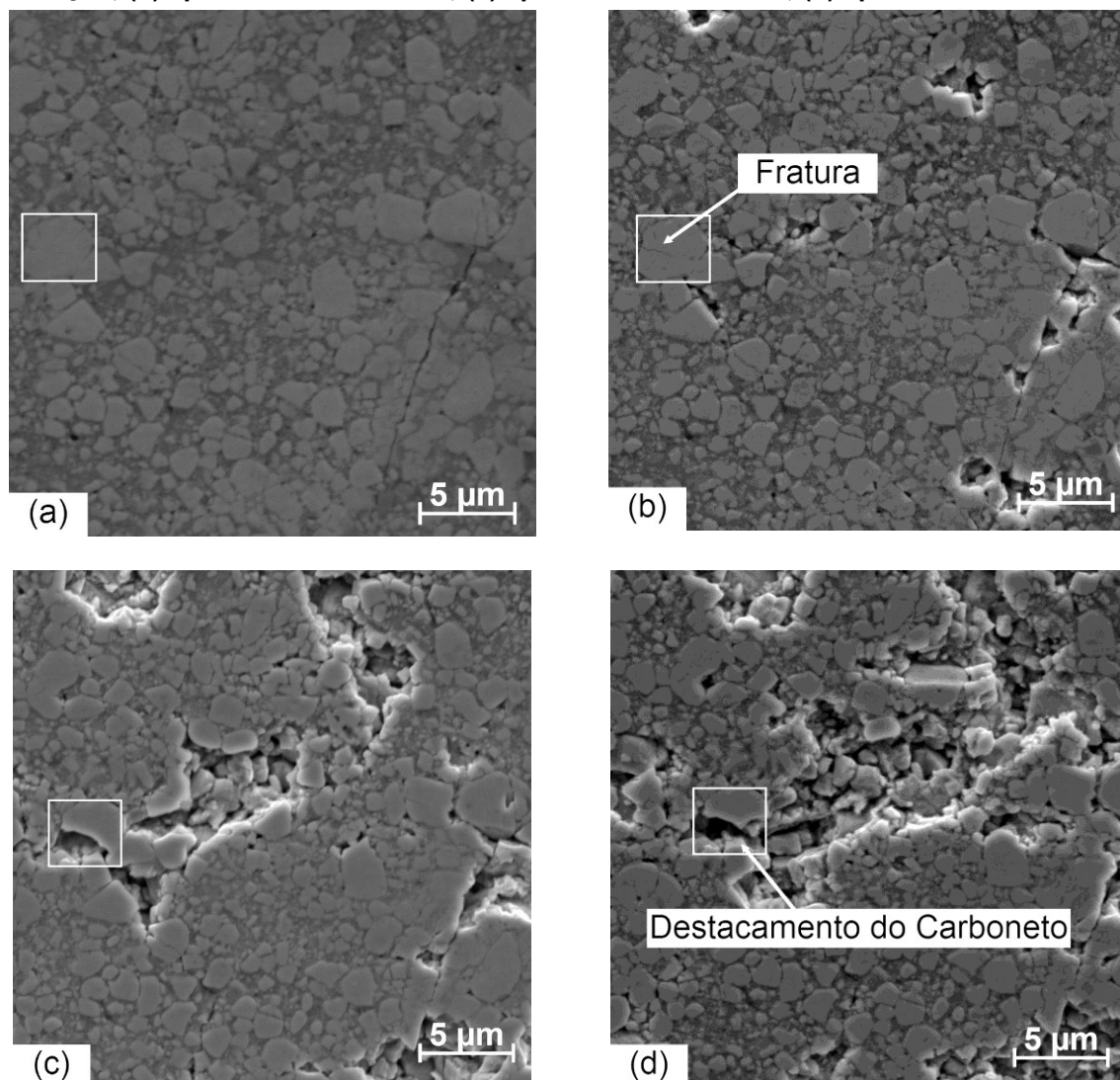
Na Figura 62, uma imagem com maiores detalhes do processo de perda de massa é mostrada. É possível perceber a fratura de alguns carbonetos e o destacamento de carbonetos (detalhado na imagem) da matriz de Co, durante o teste de cavitação. Este destacamento é resultado da formação de trincas que se propagam pela matriz de Co, promovendo então o destacamento de carbonetos, e, em algumas regiões, a fratura dos carbonetos.

Figura 61 – Amostra de 12 CG (a) antes do ensaio de cavitação; (b) após 16 min de ensaio; (c) após 32 min de ensaio; (d) após 64 min de ensaio; (e) após 128 min de ensaio



Fonte: Autoria própria.

Figura 62 – Detalhe da perda de massa da amostra WC-17Co CG (a) antes do ensaio de cavitação; (b) após 16 min de ensaio; (c) após 32 min de ensaio; (d) após 64 min de ensaio



Fonte: Autoria própria.

Nas Figura 61 e Figura 62 é possível observar que o mecanismo de perda de massa está associado à fratura dos carbonetos de tungstênio e da matriz de cobalto. Apesar do processo de perda de massa por cavitação estar relacionado à fadiga (RICHMAN; MCNAUGHTON, 1990), no revestimento em questão, a deformação cíclica ocorre pela matriz de Co, e durante a propagação de trinca pode ocorrer a fratura frágil de carbonetos (ASGARI; SAHA; MOHAMMADI, 2017).

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos para os diferentes processos e revestimentos submetidos aos ensaios de desgaste por abrasão, erosão e cavitação, foi possível concluir que:

1. A temperatura das partículas foi maior para o processo de deposição combustível gasoso, enquanto que a velocidade das partículas foi maior para o combustível líquido. Isso resultou em níveis de tensões de deposição e residuais diferentes para os revestimentos aspergidos. Os revestimentos depositados com combustível líquido apresentaram tensões residuais mais compressivas que os depositados com combustível gasoso;
2. Os revestimentos depositados com combustível líquido apresentaram menor porosidade e menor rugosidade do que aqueles depositados com combustível gasoso, apesar da semelhança entre as microestruturas e fases presentes em todos os revestimentos. O mesmo comportamento foi observado para as propriedades mecânicas, uma vez que os revestimentos depositados com combustível líquido apresentaram maior dureza e tenacidade à fratura;
3. O revestimento WC-17Co depositado com combustível líquido obteve maior resistência ao desgaste por abrasão e cavitação, devido a diversos fatores, tais como: maior tensão residual compressiva, menor porosidade, maior dureza e maior tenacidade à fratura. O principal mecanismo observado nestes tipos de desgaste foi a deformação da matriz por meio da propagação de trincas, e o posterior destacamento de carbonetos de tungstênio.
4. O revestimento WC-12Co depositado com combustível líquido obteve maior resistência ao desgaste por erosão, devido a maior presença de carbonetos de tungstênio e menor teor de cobalto. Para os ângulos de 60° e 90° observou-se uma maior influência do material, sendo que o revestimento WC-17Co foi menos resistente independente do combustível utilizado. Já para o ângulo de 30° a influência do processo de deposição se sobressai, uma vez que os revestimentos depositados com combustível líquido foram mais resistentes. O principal mecanismo de desgaste observado na erosão, para todos os ângulos estudados, foi o desgaste da matriz de cobalto.

De forma geral pode-se concluir que sob desgaste por abrasão e para as condições aplicadas, o processo de deposição com combustível líquido proporcionou

maior resistência ao revestimento, com resistência à abrasão muito semelhante dos diferentes revestimentos depositados. O mesmo comportamento foi observado para o desgaste por cavitação, uma vez que os mecanismos de desgaste envolvidos foram similares, porém o teor de Cobalto foi relevante, sendo o revestimento com maior teor de Cobalto apresentou maior resistência à cavitação. Já para o ensaio de erosão, o comportamento dos revestimentos ao desgaste dependeu do ângulo de impacto. Para o ângulo de 30°, o processo de deposição HVOF com combustível líquido teve maior influência sobre o revestimento depositado, e para os ângulos de 60° e 90°, o revestimento depositado com WC-12Co obteve maior resistência ao desgaste, independente do combustível utilizado na deposição

REFERÊNCIAS

- ASGARI, H.; SAHA, G.; MOHAMMADI, M. Tribological behavior of nanostructured high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal sprayed WC-17NiCr coatings. **Ceramics International**, v. 43, n. 2, p. 2123–2135, 2017.
- ASTM INTERNATIONAL. G65 - Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel. **ASTM Standards**, v. 4, n. Reapproved 2010, p. 1–12, 2013a.
- ASTM INTERNATIONAL. G76 - Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets. **ASTM Standards**, p. 1–6, 2013b.
- ASTM INTERNATIONAL. G32 - Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. **ASTM Standards**, p. 1–20, 2016.
- ASTM INTERNATIONAL. E384 -Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **ASTM Standards**, 2017.
- BARBEZAT, G.; NICOL, A. R.; SICKINGER, A. Abrasion, erosion and scuffing resistance of carbide and oxide ceramic thermal sprayed coatings for different applications. **Wear**, v. 162–164, n. PART A, p. 529–537, 1993.
- BEDKOWSKI, W.; GASIAK, G.; LACHOWIVZ, C.; LICHTAROWICZ, A.; LAGODA, T.; MACHA, E. Relations between cavitation erosion resistance of materials and their fatigue strength under random loading. **Wear**, v. 230, n. 2, p. 201–209, maio 1999.
- BELÉM, M. J. X., FALS, H. C., LIMA, C. R.C. Avaliação da resistência à oxidação de camadas de ligação de revestimentos utilizados em barreiras térmicas. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, n. 4, p. 479–488, 2015.
- BLOMBERG, R. I.; PERROTT, C. M. Wear of sprayed tungsten carbide hardfacing deposits. **Wear**, v. 29, n. 1, p. 95–109, 1974.
- BOLELLI, G.; CANNILLO, V. LUSVARGHI, L.; ROSA, R.; VALAREZO, A.; CHOI, W.B.; DEY, R.; WEYANT, C.; SAMPATH, S. Functionally graded WC–Co/NiAl HVOF coatings for damage tolerance, wear and corrosion protection. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 8–9, p. 2585–2601, jan. 2012.
- BRENNEN, C. **Cavitation and Bubble Dynamics**. Pasadena, California: Oxford University Press, 1. ed., 83p. 1995. ISBN: 0195094093
- BRENNER, A.; SENDEROFF, S. A Spiral Contractometer for Measuring Stress In Electrodeposits. v. 42, 1949.

BROSSARD, S. Microstructural analysis of thermal spray coatings by electron microscopy. **PhD Thesis** (Mechanical Engineering), University of New South Wales, Sydney, 376 p., 2010.

BUNSHAH, R. F. **Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings**. 2. ed. Los Angeles, California: Noyes Publications, 885 p., 1994.

CÂMARA COZZA, R. Third abrasive wear mode: is it possible? **Integrative Medicine Research**, v. 3, p. 191–193, 2014.

CHAHINE, G. L.; FRANC, J.-P.; KARIMI, A. Laboratory Testing Methods of Cavitation Erosion. In: [**Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction**, Fluid Mechanics and Its Applications 106], Dordrecht, p. 21–35, 2014.

CHANDRA, S.; FAUCHAIS, P. Formation of solid splats during thermal spray deposition. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 18, n. 2, p. 148–180, 2009.

CHIVAVIBUL, P.; WATANABE, M.; KURODA, S.; SHINODA, K. Effects of carbide size and Co content on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC-Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 3, p. 509–521, 2007.

CLYNE, T. W.; GILL, S. C. Residual Stresses in Thermal Spray Coatings and Their Effect on Interfacial Adhesion: A Review of Recent Work. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 5, n. 4, p. 401, 1996.

CÂMARA COZZA, R. Third abrasive wear mode: is it possible? **Integrative Medicine Research**, v. 3, p. 191–193, 2014.

CTSR. Center for Thermal Spray Research, **CTSR Facilities** Disponível em: <<http://www.ctsr-sunysb.org/>>. Acesso em: 20 dez. 2016.

DANCER, C.E.J.; YAHYA, N.A.; BERNDT, T.; TODD, R.J.; DE PORTU, G. Effect of residual compressive surface stress on severe wear of alumina-silicon carbide two-layered composites. **Tribology International**, v. 74, p. 87–92, 2014.

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

FORTES PATELLA, R.; CHOFFAT, T.; REBOUD, J.; ARCHER, A. Mass loss simulation in cavitation erosion: Fatigue criterion approach. **Wear**, v. 300, n. 1–2, p. 205–215, mar. 2013.

FRANC, J.-P.; MICHEL, J.-M. **Fundamentals of Cavitation**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers. v. 76, 306p., 2005.

GANT, A. J.; GEE, M. G. Wear modes in slurry jet erosion of tungsten carbide hardmetals: Their relationship with microstructure and mechanical properties. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 49, n. 1, p. 192–202, 2015.

GHABCHI, A. Wear Resistant Carbide-based Thermal Sprayed Coatings: Process, Properties, Mechanical Degradation and Wear. 2011. 179 f. **PhD Thesis**. Materials Science and Engineering Program, State University of New York, Stony Brook, 2011.

GNAEUPEL-HEROLD, T. PRASK, H. J., BARKER, J., BIANCANIELLO, F. S., JIGGETTS, R. D., MATEJICEK, J. Microstructure, mechanical properties, and adhesion in IN625 air plasma sprayed coatings. **Materials Science and Engineering A**, v. 421, p. 77–85, 2006.

GOES, Wellington U. de. Avaliação da resistência à erosão a quente de revestimentos cerâmicos YSZ depositados por aspersão térmica. 2016. 99 f. **Dissertação** (Mestrado em Engenharia Mecânica). Departamento Acadêmico de Mecânica, UTFPR, Ponta Grossa, 2016.

GUO, X. Cavitation-erosion of Thermal Sprayed Hardfacing Coatings. 1988. 436 f. **PhD Thesis**. Materials Science and Engineering Program, State University of New York, Stony Brook, 1988.

HATTORI, S.; NAKAO, E. Cavitation erosion mechanisms and quantitative evaluation based on erosion particles. **Wear**, v. 249, n. 10–11, p. 839–845, nov. 2001.

HONG, S. WU, Y., WANG, B., ZHANG, J., ZHENG, Y., QIAO, L. The effect of temperature on the dry sliding wear behavior of HVOF sprayed nanostructured WC-CoCr coatings. **Ceramics International**, v. 43, n. 1, p. 458–462, 2017.

HUANG, X.; LIU, Z.; XIE, H. Recent progress in residual stress measurement techniques. **Acta Mechanica Solida Sinica**, v. 26, n. 6, p. 570–583, 2013.

HUTCHINGS, I. M., Wear by particles. **Chemical Engineering Science**, v. 42, p. 869 - 878, 1987

ISHIKAWA, Y.; KAWAKITA, J.; KURODA, S. Effect of spray condition and heat treatment on the structure and adhesive wear properties of WC cermet coatings. **Materials Transactions**, v. 46, n. 7, p. 1671–1676, 2005.

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

KLEIS, I.; KULU, P. Solid particle erosion. London: **Springer**, 2008.

KOVAŘÍKOVÁ, I.; SZEWCZYKOVA, B.; BLASKOVITS, P.; HODULOVA, E.; LECHOVIC, E. Study and Characteristic of Abrasive Wear Mechanisms. **Materials Science and Technology**, n. APVV-0057-07, VEGA 1/0381/08, APVT-20-011004, p. 1335–9053, 2009.

KUMAR, A., BOY, J., ZATORSKI, R., STEPHENSON, L.D. Thermal spray and weld repair alloys for the repair of cavitation damage in turbines and pumps: a technical note. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 14, n. 2, p. 177–182, 2005.

KUMAR, R. K.; KAMARAJ, M.; SEETHARAMU, S.; PRAMOD, T.; SAMPATHKUMARAN, P. Effect of Spray Particle Velocity on Cavitation Erosion Resistance Characteristics of HVOF and HVOF Processed 86WC-10Co4Cr Hydro Turbine Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 25, n. 6, p. 1217–1230, 2016.

LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. **Avaliação de desgaste abrasivo de baixa tensão por roda de borracha em revestimentos duros soldados com arames tubulares**. In: 17° Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. FEMEC, 2007, Uberlândia. Disponível em: <http://www.posgrad.mecanica.ufu.br/posmec/17/PDF/09.pdf>. Acesso em 10 abr. 2017.

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

LIN, J.; WANG, Z.; LIN, P.; CHENG, J.; ZHANG, X.; HONG, S. Effects of post annealing on the microstructure, mechanical properties and cavitation erosion behavior of arc-sprayed FeNiCrBSiNbW coatings. **Materials and Design**, v. 65, p. 1035–1040, 2015.

LÓPEZ CANTERA, E.; MELLOR, B. G. Fracture toughness and crack morphologies in eroded WC–Co–Cr thermally sprayed coatings. **Materials Letters**, v. 37, n. 4–5, p. 201–210, 1998.

MAITI, A. K.; MUKHOPADHYAY, N.; RAMAN, R. Effect of adding WC powder to the feedstock of WC–Co–Cr based HVOF coating and its impact on erosion and abrasion resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 18, p. 7781–7788, 25 jun. 2007.

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

MARCH, P.; HUBBLE, J. **Evaluation of relative cavitation erosion rates for base materials, weld overlays, and coatings**. Relatório N° WR28-1-900-282, Tennessee Valley Authority Engineering Laboratory, Norris, TN, 1996.

MARINESCU, I. D.; TÖNSHOFF, H. K. (HANS K.; INASAKI, I. **Handbook of ceramic grinding and polishing**. 1. ed. Park Ridge, N.J ; Norwich, N.Y: Noyes Publications, 477p., 2000.

MATEJICEK, J.; SAMPATH, S. Intrinsic residual stresses in single splats produced by thermal spray processes. **Acta Materialia**, v. 49, n. 11, p. 1993–1999, 2001.

MOORE, M. A. A review of two-body abrasive wear. **Wear**, v. 27, n. 1, p. 1–17, 1974.

NAHVI, S. M.; JAFARI, M. Microstructural and mechanical properties of advanced HVOF-sprayed WC-based cermet coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 286, p. 95–102, 2016.

NDLOVU, S. The wear properties of tungsten carbide-cobalt hardmetals from the nanoscale up to the macroscopic scale. 2009. 151 f. **PhD Thesis** (Materials Science and Engineering), Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.

OKSA, M.; METSÄJOKI, J. Optimizing NiCr and FeCr HVOF coating structures for high temperature corrosion protection applications. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 24, n. 3, p. 436–453, 2014.

OLADIJO, O. P.; VENTER, A. M.; CORNISH, L. A. Correlation between residual stress and abrasive wear of WC-17Co coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 44, p. 68–76, 2014.

ÖSTLUND, M., ÖSTLUND, S., CARLSSON, L. A., FELLERS, C. Experimental determination of residual stresses in paperboard. **Experimental Mechanics**, v. 45, n. 6, p. 493–497, 2005.

PAREDES, R. S. C. Estudo de revestimentos de alumínio depositados por três processos de aspersão térmica para a proteção do aço contra a corrosão marinha. 1998. 266 f. **Tese**. (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 1998.

PAWŁOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. 1st. ed. Villeneuve d'Ascq, France: John Wiley & Sons, 1995.

PIGNIE, C.; GEE, M. G.; NUNN, J. W.; JONES, H.; GANT, A. J. Simulation of abrasion to WC/Co hardmetals using a micro-tribology test system. **Wear**, v. 302, n. 1–2, p. 1050–1057, 2013.

PUKASIEWICZ, A. G. M.; de BOER, H. E.; SUCHARSKI, G. B.; VAZ, R. F.;

PROCOPIAK, L. A. J. The influence of HVOF spraying parameters on the microstructure, residual stress and cavitation resistance of FeMnCrSi coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 327, p. 158–166, 2017.

QIAO, Y.; FISCHER, T. E.; DENT, A. The effects of fuel chemistry and feedstock powder structure on the mechanical and tribological properties of HVOF thermal-sprayed WC–Co coatings with very fine structures. **Surface and Coatings Technology**, v. 172, n. 1, p. 24–41, jul. 2003.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**. 2. ed. New York: Wiley-Interscience, 336p., 1995.

RAJENDRAN, R. Gas turbine coatings - An overview. **Engineering Failure Analysis**, v. 26, p. 355–369, 2012.

RELIACOAT. **ICP**. Disponível em: <<http://www.reliacoat.com/icp.html>>. Acesso em: 20 dez. 2016.

RIBEIRO, H. Desenvolvimento de Ligas para Revestimentos por PTA Resistentes à Cavitação. 2007. 167 f. **Tese**. (Doutorado em Engenharia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais, UFSC, Florianópolis, 2007.

RICHMAN, R. H.; MCNAUGHTON, W. P. Correlation of cavitation properties of metals erosion behavior with mechanical. **Wear**, v. 140, n. 1, p. 63–82, 1990.

RODRIGUES, M. F. Sinterização Termobárica da Liga de Metal Duro WC-10%pCo. **Dissertação**. (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Univerisdade Estadual do Norte Fluminense, Campo dos Goytacazes, 2006.

RUSCH, W. **Comparison of Operating Characteristics for Gas and Liquid Fuel HVOF Torches**. In: Thermal Spray 2007: Global Coating Solutions, 2007.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**, v. 79, n. 1, p. 231–239, 1996.

SAMPATH, S.; BANCKE, G.A.; HERMAN, H.; RANGASWAMY, S. Plasma Sprayed Ni–Al Coatings. **Surface Engineering**, v. 5, n. 4, p. 293–298, 19 jan. 1989.

SAMPATH, S.; SRINIVASAN, V.; VALAREZO, A.; VAIDYA, A.; STREIBL, T. Sensing, Control, and In Situ Measurement of Coating Properties: An Integrated Approach Toward Establishing Process-Property Correlations. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 18, n. 2, p. 243–255, 4 jun. 2009.

SELVADURAI, U., HOLLINGSWORTH, P., BAUMANN, I., HUSSONG, B., TILLMANN, W., RAUSCH, S., BIERMANN, D. Influence of the handling parameters on residual stresses of HVOF-sprayed WC-12Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 268, p. 30–35, 2015.

SHARMA, A.; KUMAR, A.; TYAGI, R. Erosive wear analysis of medium carbon dual phase steel under dry ambient condition. **Wear**, v. 334, p. 91–98, 2015.

SHREIR, L. L.; BURSTEIN, G. T.; JARMAN, R. A. **Corrosion**. New York, NY. Butterworth-Heinemann, 3. ed., 3184 p., 1994. ISBN: 0750610778

SINIAWSKI, M. T.; HARRIS, S. J.; WANG, Q. A universal wear law for abrasion. **Wear**, v. 262, n. 7–8, p. 883–888, 2007.

SOBOLEV, V. V., GUILMANY, J.M., MIGUEL, J.R., CALERO, J.A. Investigation of the development of coating structure during high velocity oxy-fuel (HVOF) spraying of WC-Ni powder particles. **Surface and Coatings Technology**, v. 82, n. 1, p. 114–120, 1996.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Dynamic processes during high velocity oxyfuel spraying. **International Materials Reviews**, v. 41, n. 1, p. 13–32, 18 jan. 1996.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. **Engineering tribology**. New York, NY. Elsevier Butterworth-Heinemann, 3.ed., 832p., 2005.

STELLA, J.; SCHULLER, E.; HESSING, C.; HAMED, O.A.; POHL, M.; STOVER, D. Cavitation erosion of plasma-sprayed NiTi coatings. **Wear**, v. 260, n. 9, p. 1020–1027, 2006.

STEWART, D. A.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders. **Acta Materialia**, v. 48, n. 7, p. 1593–1604, 2000.

SUDAPRASERT, T.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Sliding wear behaviour of HVOF sprayed WC–Co coatings deposited with both gas-fuelled and liquid-fuelled systems. **Wear**, v. 255, n. 7, p. 943–949, 2003.

SULZER METCO. Thermal Spray Handbook: **High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Solutions**. n. 7, 2013.

TAKIMI, A. S. Obtenção de superligas NiCrAlY nanoestruturadas por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica (HVOF). 2004. 91 f. **Dissertação**. (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFRGS, Porto Alegre, 2004.

TEBEDGE, N.; ALPSTEN, G.; TALL, L. Residual-stress measurement by the sectioning method. **Experimental Mechanics**, v. 13, n. 2, p. 88–96, 1973.

THORPE, N. Thermal spray: Industry in transition. **Advanced Materials and Processes**; (United States), v. 143:5, p. 50-56, 1993.

THORPE, M. L.; RICHTER, H. J. A pragmatic analysis and comparison of HVOF processes. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 1, n. 2, p. 161–170, jun. 1992.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225, p. 205–214, 1999.

TU CLAUSTHAL - INSTITUTE OF WELDING AND MACHINING. **Solid particle impingement test ASTM G76-13**. Disponível em: <<https://www.isaf.tu-clausthal.de/en/departments/wear-testing/solid-particle-impingement-test-astm-g76-13/>>. Acesso em: 30 nov. 2017.

USMANI, S.; SAMPATH, S.; HOUCK, D. L.; LEE, D. Effect of Carbide Grain Size on the Sliding and Abrasive Wear Behavior of Thermally Sprayed WC-Co Coatings. **Tribology Transactions**, v. 40, n. 3, p. 470–478, jan. 1997.

VACKEL, A.; DWIVEDI, G.; SAMPATH, S. Influence of in-flight particle states on the particle peening intensity and related properties of HVOF WC-CoCr coatings. **Thermal Spray Bulletin**, v. 8, n. 1, p. 32–41, 2015a.

VACKEL, A.; DWIVEDI, G.; SAMPATH, S. Structurally integrated, damage-tolerant, thermal spray coatings. **Jom**, v. 67, n. 7, p. 1540–1553, 2015b.

VACKEL, A.; SAMPATH, S. Fatigue behavior of thermal sprayed WC-CoCr- steel systems: Role of process and deposition parameters. **Surface and Coatings Technology**, v. 315, p. 408–416, 2017.

VALAREZO, A.; SAMPATH, S. An integrated assessment of process-microstructure-property relationships for thermal-sprayed NiCr coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 20, n. 6, p. 1244–1258, 2011.

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

VARIS, T.; SUHONEN, T.; CALONIUS, O.; CUBAN, J.; PIETOLA, M. Optimization of HVOF Cr₃C₂NiCr coating for increased fatigue performance. **Surface and Coatings Technology**, v. 305, p. 123–131, 2016.

VASHISHTHA, N.; KHATIRKAR, R. K.; SAPATE, S. G. Tribological behaviour of HVOF sprayed WC-12Co, WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr coatings. **Tribology International**, v. 105, n. September 2016, p. 55–68, 2017.

VERDON, C.; KARIMI, A.; MARTIN, J.-L. A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungsten carbide based coatings. Part 1: Microstructures. **Materials Science and Engineering A246**, v. 246, p. 11–24, 1998.

WANG, C. JIANG, C., CAI, F., ZHAO, Y., ZHU, K., CHAI, Z. Effect of shot peening on the residual stresses and microstructure of tungsten cemented carbide. **Materials and Design**, v. 95, p. 159–164, 2016.

WEI, R. P. **Fracture Mechanics. Integration of Mechanics, Materials Science and Chemistry**. Bethlehem, PA: Cambridge University Press, 2010.

WEN, Z. H., BAI, Y., YANG, J.F., HUANG, J.L. Effect of vacuum re-melting on the solid particles erosion behavior of Ni60-NiCrMoY composite coatings prepared by plasma spraying. **Vacuum**, v. 134, p. 73–82, 2016.

XUWEN, L. A Study on the Erosion and Erosion-oxidation of Metal Matrix Composites. **PhD Thesis**. (Mechanical Engineering) Helsinki University of Technology, 2003.

YANG, C.-W.; LUI, T.-S.; LEE, T.-M.; CHANG, E. Effect of Hydrothermal Treatment on Microstructural Feature and Bonding Strength of Plasma-Sprayed Hydroxyapatite on Ti-6Al-4V. **Materials Transactions**, v. 45, n. 9, p. 2922–2929, 2004.

ZEISS, **Axio Vision - Material Science Software for Research and Engineering**, Alemanha, Zeiss, 2013. CD-ROM.

ZHANG, D.; HARRIS, S. .; MCCARTNEY, D. . Microstructure formation and corrosion behaviour in HVOF-sprayed Inconel 625 coatings. **Materials Science and Engineering: A**, v. 344, n. 1–2, p. 45–56, 15 mar. 2003.

ZHANG, X.; WATANABE, M.; KURODA, S. Effects of residual stress on the mechanical properties of plasma-sprayed thermal barrier coatings. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 110, n. September, p. 314–327, 2013.

ZÓRAWSKI, W. The microstructure and tribological properties of liquid-fuel HVOF sprayed nanostructured WC-12Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 220, p. 276–281, 2013.

ZUM GAHR, K.H. **Microstructure and wear of materials**. North Holland, Elsevier, 560p., 1987.

ANEXO A - Artigo publicado na revista *Wear* (Qualis CAPES A1 – Quadriênio 2013-2016), dezembro de 2017



Contents lists available at ScienceDirect

Wear

journal homepage: www.elsevier.com/locate/wear

Influence of cobalt content and HVOF deposition process on the cavitation erosion resistance of WC-Co coatings

Murilo S. Lamana^{a,*}, Anderson G.M. Pukasiewicz^a, Sanjay Sampath^b^a Federal University of Technology, Paraná, Av. Monteiro Lobato Km 04, s.n., Ponta Grossa, PR 84016-210, Brazil^b Center for Thermal Spray Research, Department of Materials Science and Engineering, Stony Brook University, Stony Brook, NY 11790, USA

ARTICLE INFO

Keywords:

Cavitation resistance
Tungsten carbide
HVOF deposition
Residual stress

ABSTRACT

Cavitation is a wear process that occurs in aqueous environments in which water vapor bubbles on the metal surface of a component implode, leading to erosion. The phenomenon can cause significant damage to structural metal alloys, and many components are therefore covered with coatings to protect against this damage. Thermal spray coatings have long been used for this purpose. With the advent of the HVOF (high velocity oxy-fuel) spray process it became possible to produce denser, harder, tougher coatings, which can be used in applications where fracture toughness is more important. Among the materials most frequently used, tungsten carbide-cobalt (WC-Co) cermet coatings offer a combination of high hardness, toughness and adherence and consequent wear resistance. In this work, two WC cermets with different Co (binder) contents were used to investigate the influence of Co content on the fracture toughness and cavitation resistance of WC coatings deposited by the HVOF process using different fuels. The influence of the HVOF process (specifically the type of fuel used) on the residual stresses in these coatings and their microstructure and properties was also studied. An increase in Co content led to an increase in the fracture toughness and cavitation resistance of the coatings. The primary wear mechanism appears to involve carbide particles becoming detached from the Co matrix. The greater compressive residual stress when liquid fuel was used in the HVOF process resulted in improved properties, including fracture toughness, and a concomitant improvement in cavitation resistance.

1. Introduction

Cavitation is the wear process caused by the formation and collapse of bubbles in a fluid. As bubbles implode near the surface of a component in a fluid, they can cause severe damage [1], leading to major problems in equipment used in a fluid medium, such as pumps, valves and turbines. Problems caused by cavitation include material damage, reduced equipment life, reduced efficiency and unanticipated repair costs [2]. When it occurs in a corrosive environment, the damage becomes more severe because of interaction between corrosion and wear. For general bulk metals, four stages have been identified in the cavitation process: the incubation stage, when the material hardens and microcracks start to form; the acceleration stage, when material removal starts because of crack propagation; the maximum rate stage, when the wear rate levels out; and the deceleration stage, when the local flow conditions change [3]. Understanding the cavitation mechanism in each of these stages is key when developing solutions that can mitigate or delay cavitation kinetics.

One way to mitigate cavitation damage in structural metals is by

using protective coatings deposited by thermal spray, a process for depositing hard overlay coatings that can impart enhanced resistance to abrasion and erosion and so protect the underlying substrate. The process is highly versatile and exists in several variants, such as APS (air plasma spray), HVOF (high velocity oxy-fuel) and HVAF (high velocity air-fuel) [4]. The versatility of the process is further enhanced by the wide range of material that can be sprayed and the possibility of coating parts with different dimensions and geometries.

Thermal spray coatings have long been considered potential surfacing solutions to prevent cavitation damage. Much work was done in the 1980s to examine the effectiveness of such coatings in situations where cavitation could occur [3]. However, traditional spray coatings at that time, e.g., plasma, arc and flame spray coatings (apart from coatings deposited with detonation spray systems), were generally porous with weak interlamellar bonding and thus offered limited resistance against cavitation. A notable exception was vacuum plasma spray coatings, in which the high density and metallurgical bonding provided spray coatings with bulk-like performance in situations where cavitation could occur [5,6].

* Corresponding author.

E-mail address: murilo_lamana@hotmail.com (M.S. Lamana).

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.009>

Received 19 May 2017; Received in revised form 5 December 2017; Accepted 11 December 2017

Available online 12 December 2017

0043-1648/ © 2017 Elsevier B.V. All rights reserved.