**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

LETÍCIA PEREIRA LIRA

**Avaliação da resistência ao desgaste e à corrosão de
revestimentos aspergidos termicamente em liga de
alumínio AA 7475**

**São Carlos
2012**

LETÍCIA PEREIRA LIRA

**Avaliação da resistência ao desgaste e à corrosão de
revestimentos aspergidos termicamente em liga de
alumínio AA 7475**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais

Orientador: Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti

**São Carlos
2012**

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

L768maa Lira, Letícia Pereira
Avaliação da resistência ao desgaste e à corrosão de
revestimentos aspergidos termicamente em liga de
alumínio AA 7475. / Letícia Pereira Lira ; orientador
Luiz Carlos Casteletti. -- São Carlos, 2012.

Dissertação (Mestrado - Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica e Área de Concentração em
Materiais)-- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2012.

1. Aspersão térmica. 2. Revestimentos. 3. Liga de
alumínio AA 7475. 4. Desgaste. 5. Corrosão. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Engenheira **LETÍCIA PEREIRA LIRA**.

Título da dissertação: "Avaliação da resistência ao desgaste e à corrosão de revestimentos aspergidos termicamente em liga de alumínio AA 7475".

Data da defesa: 14/09/2012

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Titular **Luiz Carlos Casteletti (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Aprovado

Prof^a. Associada **Lauralice de Campos Franceschini Canale**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Aprovado

Prof. Dr. **Carlos Alberto Picone**
(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"/UNESP-Ilha Solteira)

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Marcelo Areias Trindade**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Denis Vinicius Coury**

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, pela paciência, atenção e companheirismo;

Ao orientador, Prof. Luiz Carlos Casteletti, pela orientação, paciência e compartilhamento de conhecimentos;

Ao Prof. Carlos Alberto Picon, pelo apoio e condução nos ensaios de corrosão e sua respectiva discussão;

Aos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM), pelo apoio na elaboração da parte prática deste trabalho;

Aos amigos do Laboratório de Engenharia de Superfície (LAES), pelo companheirismo;

A CAPES, pela concessão da bolsa de estudos;

E a todos aqueles que estiveram envolvidos, direta ou indiretamente, na realização deste trabalho.

O que fazer para recuperar o que fora seu?

A sua individualidade?

LISPECTOR, 1998, p. 44

RESUMO

Aspersão térmica é um processo de produção de revestimentos com ampla aplicação industrial, utilizado na proteção de superfícies contra a corrosão e/ou o desgaste. Os setores aeronáutico e de moldes plásticos estão entre os que utilizam essa técnica para ampliação da vida útil de seus componentes. Este trabalho teve como objetivo avaliar a influência do processo de deposição de revestimentos metálicos (1248 T – Co-28,5%Mo-17,5%Cr-3,4%Si e 1256 F – Co-28%Cr-4%W-3%Ni-3%Fe), cerâmicos (CRO 192 – Cr_2O_3 -5% SiO_2 -3% TiO_2 e 25030 – TiO_2 -8% Al_2O_3) e composto (1342 – WC-12%Co), aspergidos pelas técnicas de combustão por chama convencional (cerâmicos) e HVOF (metálicos e composto), no substrato constituído de uma liga de alumínio AA 7475 endurecida por precipitação, visando o melhoramento de suas características tribológicas (desgaste e corrosão), sem alterar as propriedades mecânicas. A influência do processo no substrato foi avaliada por meio de ensaios de microdureza Vickers, microestruturais e de composição química. A resistência ao desgaste foi avaliada por meio de ensaios de desgaste microabrasivo com esfera, com o uso de uma solução abrasiva de alumina (Al_2O_3). A avaliação da resistência à corrosão de revestimentos e substrato foi realizada por meio de ensaios de polarização potenciodinâmica em meio de NaCl 3,5%. A deposição dos revestimentos por aspersão térmica não afetou significativamente a dureza, composição química e microestrutura do substrato constituído pela liga de alumínio, tornando viável a aplicação dessa técnica a essa classe de ligas. Os revestimentos foram altamente eficientes na proteção do substrato contra o desgaste microabrasivo, sendo que o revestimento constituído de WC-Co (1342) apresentou o melhor desempenho dentre eles. Quanto à corrosão, todos os revestimentos apresentaram resistências superiores a do substrato, tendo o revestimento Co-Cr-W-Fe-Ni (1256 F) apresentado o melhor desempenho geral. Portanto, os revestimentos produzidos por aspersão térmica são alternativas altamente promissoras para o melhoramento tribológico das ligas de alumínio envelhecidas, sem o comprometimento de suas características mecânicas.

Palavras-chave: aspersão térmica, revestimentos, liga de alumínio AA 7475, desgaste, corrosão.

ABSTRACT

The thermal spray process is used in the production of coatings with a wide range of industrial application such as protection of surfaces against corrosion and/or wear. The aircraft and plastic molds industries are among the ones that use this technique to increase the useful life of components. This work aimed to evaluate the influence of the deposition process of metallic (1248 T – Co-28.5%Mo-17.5%Cr-3.4%Si and 1256 F – Co-28%Cr-4%W-3%Ni-3%Fe), ceramic (CRO 192 – Cr_2O_3 -5% SiO_2 -3% TiO_2 and 25030 – TiO_2 -8% Al_2O_3) and composite (1342 – WC-12%Co) coatings, deposited by flame spray (for the ceramic) and HVOF (for the metallic and composite) techniques, on the substrate of precipitation-hardened AA 7475 aluminum alloy, intended to improve the tribological characteristics (wear and corrosion), without changing its mechanical properties. The influence of the process on the substrate was measured by Vickers microhardness, microstructural tests and chemical analyses. The wear resistance was evaluated by the calowear microabrasive test, using abrasive slurry of alumina (Al_2O_3). The corrosion resistance evaluation of coatings and substrate was carried out using the potentiodynamic polarization test in NaCl 3.5%. The coating deposition by thermal spray did not significantly affect the hardness, chemical composition and microstructure of the aluminum alloy substrate, establishing the feasibility of using this technique on this class of alloys. Coatings were highly efficient in protecting the substrate against microabrasive wear, where of the WC-Co (1342) coating showed the best performance among them. Also, the corrosion resistance of all coatings was higher than that of the substrate of which the Co-Cr-W-Fe-Ni (1256 F) coating presented the best overall performance. Therefore, the coatings produced by thermal spray are a highly promising alternative for the improvement of the tribological properties of aged aluminum alloys, without compromising its mechanical characteristics.

Key words: thermal spray, coatings, AA 7475 aluminum alloy, wear, corrosion.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 -	Sistema do processo a plasma de arco não transferido.....	28
Figura 2.2 -	Sistema do processo a arco elétrico.....	29
Figura 2.3 -	Sistema de combustão por chama convencional de pós: (1) entrada de combustível e oxigênio, (2) entrada de pó, (3) bico da tocha, (4) revestimento aspergido, (5) fluxo de pó, (6) chama.....	30
Figura 2.4 -	Sistema de combustão por chama convencional de arames e varetas: (1) entrada de oxigênio, (2) entrada de gás combustível, (3) entrada de ar comprimido, (4) arame ou vareta, (5) fluxo de partículas fundidas, (6) bocal de gás, (7) bocal de ar, (8) chama, (9) arame ou vareta fundido.....	30
Figura 2.5 -	Sistema de oxicombustível de alta velocidade.....	31
Figura 2.6 -	Esquema das características estruturais do revestimento depositado por aspersão térmica.....	32
Figura 2.7 -	Mecanismo de adesão entre partículas e irregularidades da superfície.....	33
Figura 2.8 -	Mecanismos de desgaste.....	35
Figura 2.9 -	Superfícies desgastadas de aço ferramenta temperado e revenido produzidas por ensaio de desgaste microabrasivo: (a) abrasão a dois corpos e (b) abrasão a três corpos.....	37
Figura 2.10 -	Célula eletroquímica.....	39
Figura 2.11 -	Curva de polarização hipotética.....	40
Figura 3.1 -	Esquema ilustrativo das atividades realizadas.....	43
Figura 3.2 -	Secção transversal da amostra embutida, indicando a direção das medidas de microdureza do substrato e dos revestimentos.....	45
Figura 3.3 -	Equipamento para ensaio de desgaste microabrasivo com esfera solta.....	46
Figura 3.4 -	Diagrama de força de contato da esfera com a amostra e com o eixo do equipamento.....	47
Figura 3.5 -	Célula eletroquímica (a) e o conjunto potenciostato/microcomputador/gaiola de Faraday (b).....	48

Figura 4.1 -	Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento 1256 F, exibindo a linha de análise química (a) e seus respectivos espectros por elementos (b).....	52
Figura 4.2 -	Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento 1256 F, exibindo a linha de análise química (a) e seus respectivos espectros por elementos (b).....	53
Figura 4.3 -	Micrografia óptica da secção transversal do substrato de liga de alumínio AA 7475: (a) microestrutura do substrato e (b) interface substrato/revestimento 1256 F. Ataque: reagente Keller.....	54
Figura 4.4 -	Micrografia óptica da secção transversal dos revestimentos metálicos 1248 T (a) e 1256 F (b).....	55
Figura 4.5 -	Micrografia óptica dos revestimentos 1248 T (a) e 1256 F (b), evidenciando poros e partículas não fundidas.....	56
Figura 4.6 -	Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento metálico 1248 T (a) e 1256 F (b).....	57
Figura 4.7 -	Micrografia óptica da secção transversal dos revestimentos cerâmicos CRO 192 (a) e 25030 (b).....	58
Figura 4.8 -	Micrografia óptica dos revestimentos CRO 192 (a) e 25030 (b), evidenciando poros.....	59
Figura 4.9 -	Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/camada de ligação/revestimento cerâmico CRO 192.....	60
Figura 4.10 -	Micrografia eletrônica de varredura das interfaces substrato/camada de ligação (a) e camada de ligação/revestimento cerâmico 25030 (b).....	61
Figura 4.11 -	Micrografia óptica da secção transversal do revestimento composto 1342.....	62
Figura 4.12 -	Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento composto 1342.....	63
Figura 4.13 -	Perfil de microdurezas Vickers do substrato AA 7475 a partir da interface substrato/revestimento.....	65
Figura 4.14 -	Microdurezas das fases presentes na microestrutura do revestimento 25030.....	66
Figura 4.15 -	Curvas de desgaste do ensaio microabrasivo de revestimentos e substrato.....	67
Figura 4.16 -	Superfície das crateras de desgaste da liga de alumínio AA 7475 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).....	68

Figura 4.17 -	Superfície das crateras de desgaste do revestimento 25030 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).....	68
Figura 4.18 -	Superfície das crateras de desgaste do revestimento CRO 192 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).....	69
Figura 4.19 -	Superfícies das crateras de desgaste dos revestimentos 1248 T (a, b) e 1256 F (c, d) para os tempos de ensaio de 5 minutos (a, c) e 20 minutos (b, d).....	70
Figura 4.20 -	Superfície desgastada do revestimento composto 1342 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b), evidenciando riscos.....	71
Figura 4.21 -	Curvas de polarização potenciodinâmica dos revestimentos e substrato. Eletrólito: NaCl 3,5%. Velocidade de varredura: 1mV/s.....	73
Figura 4.22 -	Micrografia eletrônica de varredura das superfícies corroídas dos revestimentos metálicos 1248 T (a, b) e 1256 F (c, d), indicando filmes, pites e trincas.....	74
Figura 4.23 -	Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do revestimento cerâmico 25030.....	75
Figura 4.24 -	Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do revestimento composto 1342.....	75
Figura 4.25 -	Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do substrato de liga de alumínio AA 7475.....	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química nominal (%p) da liga de alumínio AA 7475.....	41
Tabela 3.2 - Composições químicas nominais (%p) dos revestimentos metálicos.....	41
Tabela 3.3 - Composições químicas nominais (%p) dos revestimentos cerâmicos.....	42
Tabela 3.4 - Composição química nominal (%p) do revestimento composto.....	42
Tabela 3.5 - Parâmetros do processo por chama convencional para os revestimentos cerâmicos.....	42
Tabela 3.6 - Parâmetros do processo HVOF para os revestimentos metálicos e composto.....	42
Tabela 4.1 - Porosidade dos revestimentos em porcentagem de área.....	64
Tabela 4.2 - Microdureza Vickers dos revestimentos.....	66
Tabela 4.3 - Composição química, em porcentagem de elementos, do produto de corrosão do revestimento 1342.....	76
Tabela 4.4 - Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.....	77

LISTA DE ABREVEATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Association
APS	plasma de arco não transferido
AS	arco elétrico
ASM	American Society for Metals
AWS	American Welding Society
cc	corrente elétrica contínua
CFC	cúbica de face centrada
ECS	eletrodo de referência de calomelano saturado
FS	combustão por chama convencional
GPES	General Purpose Electrochemical System
HVOF	oxicombustível de alta velocidade
LAES	Laboratório de Engenharia de Superfície
MAPP	metil-acetileno-propadieno
MEV	microscópio eletrônico de varredura
PIB	produto interno bruto
USP	Universidade de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

Ar	argônio
He	hélio
Ni ₂	nitrogênio
H ₂	hidrogênio
E	potencial
I	corrente elétrica
E _{corr}	potencial de corrosão
I _{corr}	densidade de corrente de corrosão
R _p	resistência de polarização
%p	porcentagem em peso
Si	silício
Fe	ferro
Cu	cobre
Mn	manganês
Mg	magnésio
Ti	titânio
Zn	zinco
Cr	cromo
Al	alumínio
Mo	molibdênio
W	tungstênio
Ni	níquel
Co	cobalto

Cr_2O_3	óxido de cromo
TiO_2	óxido de titânio
SiO_2	óxido de silício
Al_2O_3	óxido de alumínio
WC	carboneto de tungstênio
HF	ácido fluorídrico
HCl	ácido clorídrico
HNO_3	ácido nítrico
H_2O	água
F_N	força normal aplicada
p	peso
θ_1	ângulo da amostra com a base do equipamento
θ_2	calculado a partir dos raios da esfera e do eixo
μ_1	coeficiente de fricção entre a esfera e a amostra
V	volume de desgaste
b	diâmetro da calota
R	raio da esfera
NaCl	cloreto de sódio
pH	potencial de hidrogênio iônico
P	pressão de contato
v	velocidade de deslizamento
S_{test}	severidade de teste
A_p	área total
C	carbono
O	oxigênio
I_{1V}	densidade de corrente para potencial de 1V

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
2.1 Aspersão térmica.....	27
<i>2.1.1 Plasma de arco não transferido (APS).....</i>	<i>27</i>
<i>2.1.2 Arco elétrico (AS).....</i>	<i>28</i>
<i>2.1.3 Combustão por chama convencional (FS).....</i>	<i>29</i>
<i>2.1.4 Oxidocombustível de alta velocidade (HVOF).....</i>	<i>31</i>
<i>2.1.5 Características do revestimento.....</i>	<i>32</i>
2.2 Desgaste.....	34
<i>2.2.1 Mecanismos de desgaste.....</i>	<i>35</i>
<i>2.2.2 Desgaste Abrasivo.....</i>	<i>36</i>
2.3 Corrosão.....	38
<i>2.3.1 Mecanismo eletroquímico.....</i>	<i>38</i>
<i>2.3.2 Polarização potenciodinâmica.....</i>	<i>39</i>
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1 Materiais utilizados.....	41
3.2 Metodologia de trabalho.....	43
<i>3.2.1 Caracterização química e microestrutural.....</i>	<i>43</i>
<i>3.2.2 Ensaio de microdureza.....</i>	<i>44</i>
<i>3.2.3 Ensaio de microdesgaste.....</i>	<i>45</i>
<i>3.2.4 Ensaio de polarização potenciodinâmica.....</i>	<i>48</i>
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
4.1 Análise química.....	51
4.2 Análise microestrutural.....	54
<i>4.2.1 Substrato AA 7475.....</i>	<i>54</i>
<i>4.2.2 Revestimentos metálicos.....</i>	<i>55</i>
<i>4.2.3 Revestimentos cerâmicos.....</i>	<i>58</i>

<i>4.2.4 Revestimento composto.....</i>	<i>62</i>
<i>4.2.5 Porosidade dos revestimentos.....</i>	<i>63</i>
4.3 Avaliação da microdureza.....	65
4.4 Avaliação da resistência ao desgaste.....	67
4.5 Avaliação da resistência à corrosão.....	72
 5 CONCLUSÕES.....	 79
 REFERÊNCIAS.....	 81

1 INTRODUÇÃO

As regiões superficiais dos componentes são as mais solicitadas química ou mecanicamente, devido ao seu contato direto com o meio ambiente, podendo sofrer danos capazes de comprometer sua vida ou desempenho em determinadas aplicações.

Decorrente da necessidade de proteger as superfícies contra os danos externos, desenvolveu-se a engenharia de superfícies, visando promover a melhoria nas propriedades químicas, físicas, mecânicas, elétricas, etc., por meio de técnicas que modificam a estrutura das superfícies. Atualmente essas técnicas são utilizadas nos mais diversos setores, tais como o automotivo, aeroespacial, energético, eletrônico, biomedicina, petroquímico, etc. (MARTIN, 2009).

A deposição de revestimentos é uma técnica muito utilizada na engenharia para aumentar o desempenho, prolongar a vida e melhorar a aparência dos componentes, além de minimizar os custos da produção. Podem ser usados como revestimentos materiais metálicos, cerâmicos, compostos e poliméricos.

Existem diversos métodos de deposição, tal como a aspersão térmica, que é uma técnica que alcançou grande relevância no setor industrial devido aos seus vários processos de aplicação, variedade de materiais que podem ser usados e ausência nos limites de tamanhos de peças que podem ser revestidas, além da viabilidade econômica, se considerada a relação custo-benefício do processo. Revestimentos produzidos por aspersão térmica podem ser projetados para atenderem diversas necessidades, tais como a recuperação dimensional de peças e a proteção superficial contra a corrosão, o desgaste e a altas temperaturas, dentre outras.

As indústrias aeronáutica e de moldes plásticos apresentam grande potencial para aplicação desse método de deposição, devido a necessidade de minimizar os efeitos da degradação provocada pelo meio nas superfícies de seus componentes, tanto em termos de corrosão como de desgaste, visando a ampliação de sua vida útil.

As ligas de alumínio da série 7XXX (*Aluminum Association* - AA) são muito empregadas na produção de componentes estruturais na indústria aeronáutica, devido a sua elevada relação resistência/peso. São também usadas para a confecção de moldes para a injeção de plásticos, onde apresentam uma série de vantagens em relação ao aço, tais como a facilidade de usinagem e a maior condutividade térmica (3 a 6 vezes maior), que implica em maior velocidade de extração de calor e, conseqüentemente, tempos de ciclos de injeção de 20

a 60% inferiores, com um aumento significativo de produção. Tais moldes são empregados na indústria automobilística, utensílios domésticos, calçados e embalagens.

A liga AA 7475, que se constitui numa das ligas da série 7XXX, possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e uma combinação de propriedades que inclui alta resistência mecânica, boa tenacidade e resistência a propagação de trinca por fadiga (TOH, 2003). Entretanto, mesmo com essas vantagens, o seu uso em determinadas aplicações se torna comprometido devido a sua baixa resistência ao desgaste e suscetibilidade à corrosão localizada.

Desta forma, o estudo de métodos, como a aspersão térmica, para ampliar sua faixa de aplicação, sem comprometer suas excelentes propriedades mecânicas, constitui-se num interessante assunto tecnológico.

O objetivo deste trabalho consistiu na avaliação da influência da deposição de revestimentos produzidos por aspersão térmica em uma liga de alumínio envelhecida do tipo AA 7475, visando um aumento de desempenho da mesma, em aplicações que requeiram o melhoramento de suas características tribológicas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

A aspersão térmica é o termo genérico usado para identificar o conjunto de processos onde um material – metálico ou não metálico – finamente dividido é depositado no estado fundido, semi-fundido ou sólido sobre um substrato. Este material pode se encontrar sob a forma de pó, vareta, cordão ou arame (AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS, 1985; PAWLOWSKI, 2008).

O primeiro processo de aspersão, desenvolvido em 1911 por Schoop, foi a chama convencional. Em 1955, o processo de aspersão por detonação, criado por Poorman, Sargent e Lamprey, foi patenteado. Em 1958, Smith, Pelton e Eschenbach patentearam o método oxicomustível de alta velocidade. Em 1962, Gage, Nestor e Yenni patentearam o processo por aspersão a plasma (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1994).

Os processos de aspersão térmica podem ser divididos em dois grupos, de acordo com a forma de geração de calor: elétrico e combustão (AWS, 1985). No processo elétrico, a geração de calor ocorre pelo aquecimento elétrico dos gases. Já no processo a combustão, o calor é gerado por meio da queima do combustível com o oxigênio (CRAWMER, 2004b).

Dentre os processos elétricos, tem-se o plasma de arco não transferido (APS – *Air Plasma Spray*) e o arco elétrico (AS – *Arc Spray*). Já entre os processos que ocorrem por combustão tem-se a combustão por chama convencional (FS – *Flame Spray*) e o oxicomustível de alta velocidade (HVOF – *High velocity oxyfuel*).

2.1.1 Plasma de arco não transferido (APS)

No processo a plasma de arco não transferido (APS), o calor é gerado por um arco elétrico entre dois eletrodos (cátodo de tungstênio e ânodo de cobre), sendo iniciado por uma descarga de alta frequência e mantido por uma corrente elétrica contínua (cc). O arco de gás ionizado cria um meio de alta pressão, resultando no aumento da temperatura e do volume do

gás, assim como no aumento de sua pressão e velocidade ao sair do bico da tocha (ASM, 1994).

O esquema de um sistema do processo a plasma de arco não transferido é mostrado na figura 2.1, onde podem ser visualizados os dois eletrodos que geram o arco elétrico, a região onde se encontra o gás, o sistema de resfriamento a água do ânodo de cobre, o bico por onde passar o plasma e o compartimento de saída do pó. Os gases utilizados neste processo são argônio (Ar), hélio (He), nitrogênio (N_2) e hidrogênio (H_2), ou uma mistura deles.

Figura 2.1 – Sistema do processo a plasma de arco não transferido (ASM, 1994).

O pó, após ser introduzido no jato de plasma, é aquecido e acelerado. A velocidade alcançada pelo pó durante a deposição se encontra normalmente entre 300 e 550m/s, com temperatura igual ou ligeiramente acima do seu ponto de fusão. Partículas depositadas a alta velocidade e temperatura acima do seu ponto de fusão, mas sem superaquecimento, produzem um revestimento de alta densidade e boa adesão ao substrato. O projeto da tocha e os parâmetros de aspersão (fluxo de gás, ângulo de deposição, taxa de alimentação de pó, etc.) são fatores que exercem bastante influência sobre a temperatura e velocidade alcançadas pelas partículas de pó (ASM, 1994).

2.1.2 Arco elétrico (AS)

No processo a arco elétrico, dois eletrodos consumíveis de arame são aproximados e, após a aplicação de uma corrente contínua, geram um arco elétrico capaz de fundi-los. Um jato de ar de alta velocidade (0,8 a 1,8m³/min) é expelido entre os arames, atomizando o metal

fundido e arremessando as finas partículas formadas em direção ao substrato (CRAWMER, 2004b). A figura 2.2 mostra um esquema ilustrativo do processo a arco elétrico.

Figura 2.2 – Sistema do processo a arco elétrico (CRAWMER, 2004b).

O gás normalmente utilizado é o ar comprimido, mas o nitrogênio e a mistura oxigênio/gás combustível também podem ser empregados (PAWLOWSKI, 2008). As partículas geradas no processo a arco elétrico possuem o mesmo tamanho e distribuição, sendo influenciados pelos parâmetros do processo. O tamanho da partícula aumenta com o aumento da corrente, com a diminuição da tensão, com a diminuição do fluxo ou pressão de ar e com o aumento do diâmetro do arame (CRAWMER, 2004b).

Este processo é energeticamente eficiente, pois toda energia envolvida é utilizada para fundir o metal. O fato de não haver um jato de gás quente sendo arremessado em direção ao substrato, evita que este alcance maiores temperaturas (DAVIS, 2004).

2.1.3 Combustão por chama convencional (FS)

O processo de combustão por chama convencional se caracteriza pelo baixo capital investido, altas taxas de deposição, eficiência do processo e fácil operação (ASM, 1994; CRAWMER, 2004b).

Esta técnica usa a energia química da combustão de gases combustíveis para gerar calor. Os gases utilizados no processo são o acetileno, propano, metil-acetileno-propadieno (MAPP) e hidrogênio, sendo o sistema que usa o acetileno associado ao oxigênio o mais comumente empregado, devido às altas temperaturas de chama alcançadas – aproximadamente 3100°C (ASM, 1994; AWS, 1985; CRAWMER, 2004b).

A figura 2.3 mostra um esquema ilustrativo do sistema utilizado para deposição de pós, onde os gases e o pó são introduzidos axialmente na tocha, ocorrendo a fusão do material e a aceleração das partículas em direção ao substrato pela expansão da corrente de gás e o jato de ar (CRAWMER, 2004b).

Figura 2.3 – Sistema de combustão por chama convencional de pós: (1) entrada de combustível e oxigênio, (2) entrada de pó, (3) bico da tocha, (4) revestimento aspergido, (5) fluxo de pó, (6) chama (PAWLOWSKI, 2008).

Além do pó, materiais na forma de arame e vareta podem ser usados como consumíveis, necessitando de um sistema específico para sua deposição, como mostra o esquema da figura 2.4. Neste sistema a chama funde o metal, que é atomizado pelo jato de ar comprimido, formando uma corrente de partículas que são propelidas em direção ao substrato (PAWLOWSKI, 2008). Uma vantagem do uso de arames e varetas é que seu grau de fusão é muito maior, produzindo camadas mais densas (CRAWMER, 2004b).

Figura 2.4 – Sistema de combustão por chama convencional de arames e varetas: (1) entrada de oxigênio, (2) entrada de gás combustível, (3) entrada de ar comprimido, (4) arame ou vareta, (5) fluxo de partículas fundidas, (6) bocal de gás, (7) bocal de ar, (8) chama, (9) arame ou vareta fundido (PAWLOWSKI, 2008).

A relação da mistura combustível/oxigênio e o fluxo de gás podem ser ajustados para produzir o calor necessário na saída da tocha. A velocidade do jato de gás normalmente está

abaixo de 100m/s, gerando velocidades de partículas de até 80m/s antes do impacto com o substrato (CRAWMER, 2004b).

2.1.4 Oxicombustível de alta velocidade (HVOF)

O processo oxicombustível de alta velocidade ou HVOF, apesar de ter sido criado em 1958, só ganhou visibilidade comercial a partir da década de 1980, quando o sistema JetKote foi introduzido no mercado por James Browning (CRAWMER, 2004b).

Este processo ocorre por meio da queima do combustível com o oxigênio a alta pressão, sendo a combustão efetuada na região interna do equipamento. O volume do fluxo de gás, acoplado a altas temperaturas de combustão geram uma velocidade de gás na faixa de 1525 a 1825m/s na saída do bico. O pó, após ser introduzido na tocha, é aquecido e acelerado, alcançando velocidade de aproximadamente 550m/s (ASM, 1994; CRAWMER, 2004b). A exposição do pó aos produtos da combustão permite que ele seja fundido em ambiente oxidante ou redutor, além de promover a oxidação dos materiais metálicos e carbonetos (ASM, 1994).

A figura 2.5 mostra o esquema da tocha HVOF, onde nota-se a presença de um sistema de resfriamento da câmara de combustão, que pode ser a água ou a ar, e o bico do equipamento.

Figura 2.5 – Sistema de oxicombustível de alta velocidade (CRAWMER, 2004b).

A alta velocidade do gás promove o aumento da velocidade da partícula – gerando um revestimento com maior densidade e adesão ao substrato – e a diminuição de sua temperatura

– reduzindo o grau de fusão das partículas e a oxidação. A diminuição da temperatura pode dificultar a fusão completa de algumas partículas; entretanto, o impacto ocasionado pela alta velocidade provoca a deformação das mesmas, por meio do aquecimento ocorrido durante a conversão da energia cinética em energia térmica (CRAWMER, 2004b).

Os gases combustíveis utilizados são o acetileno, propano, propileno, hidrogênio, querosene e MAPP (ASM, 1994; CRAWMER, 2004b).

2.1.5 Características do revestimento

Na aspersão térmica, os revestimentos são gerados quando as partículas – fundidas ou semi-fundidas – se deformam plasticamente durante o impacto com uma superfície previamente preparada, formando lamelas que se solidificam sob a forma de cristais colunares ou de finos grãos equiaxiais (ASM, 1994; CRAWMER, 2004a; PAWLOWSKI, 2008). A figura 2.6 mostra as características estruturais de um revestimento depositado por aspersão térmica.

Figura 2.6 – Esquema das características estruturais do revestimento depositado por aspersão térmica (CRAWMER, 2004a).

O preparo da superfície, que inclui a limpeza e a rugosidade da superfície do substrato, é de relevante importância para garantir a boa adesão do revestimento depositado por aspersão térmica, uma vez que a adesão se dá por ancoramento mecânico (ASM, 1994; CRAWMER, 2004a; PAWLOWSKI, 2008). A limpeza consiste na remoção de contaminantes como

produtos de corrosão e lubrificantes, assim como tintas e revestimentos já existentes na peça, por meio da ação de produtos químicos (solventes ou reagentes químicos), jateamento abrasivo, usinagem, raspagem, dentre outros (ASM, 1994; PAWLOWSKI, 2008).

Após a limpeza da superfície, a rugosidade é produzida para aumentar a quantidade de irregularidades, que servem como pontos de ancoramento para as partículas depositadas (figura 2.7). Estas se ligam ao substrato por meio das forças resultantes da retração do líquido, durante a solidificação (AWS, 1985; PAWLOWSKI, 2008). O aumento da rugosidade também provoca o aumento da área de contato da superfície com as partículas depositadas, proporcionando maior interação entre substrato e revestimento (CRAWMER, 2004a). O jateamento abrasivo é a técnica mais utilizada para produzir a rugosidade nas superfícies.

Figura 2.7 – Mecanismo de adesão entre partículas e irregularidades da superfície (PAWLOWSKI, 2008).

Para aplicação de todos os tipos de materiais, com exceção das ligas a base de níquel, que possuem a propriedade da adesão e costumam ser usadas como camada de ligação, é necessária preparação da superfície.

No processo de aspersão térmica, os revestimentos vão sendo produzidos por meio de múltiplos passes efetuados pela tocha de aspersão. O fenômeno ocorrido durante a formação dessas camadas determina a estrutura e o tamanho dos cristais, e a formação de porosidades e trincas (ASM, 1994; PAWLOWSKI, 2008).

No impacto com a superfície, as partículas aspergidas podem estar fundidas, parcialmente fundidas ou sólidas, devido à ampla faixa de distribuição de velocidades e temperaturas resultantes da aspersão. As partículas sólidas, ao se colidirem com a superfície, irão se repelir ou ficarão aprisionadas formando fracas ligações e vazios (porosidade) no revestimento (CRAWMER, 2004a ; LIMA; TREVISAN, 2007).

A porosidade pode produzir revestimentos com baixa coesão entre as lamelas, resultando na fratura do mesmo. E se essas forem suficientemente abertas podem alcançar a interface e permitir a passagem de elementos corrosivos ou oxidantes, promovendo a deterioração do substrato (CRAWMER, 2004a).

A porosidade no revestimento ocorre por dois meios diferentes: porosidade por gás e porosidade por retração. Na porosidade por gás, os poros possuem dimensões maiores e se formam por meio do aprisionamento do gás entre a rugosidade da superfície e as partículas fundidas deformadas durante o impacto (SOBOLEV; GUILMANY, 1994a). A porosidade por retração ocorre no interior dos revestimentos, sendo que a camada no revestimento encontra-se numa zona amolecida, e ao final da solidificação ela é retraída, formando poros finos (SOBOLEV; GUILMANY, 1994b).

As superfícies das camadas estão sujeitas à ação do meio: resfriamento e/ou oxidação (ASM, 1994; PAWLOWSKI, 2008). O resfriamento promove a geração de tensões residuais, que podem causar trincas nos revestimentos (PAWLOWSKI, 2008).

Já a oxidação se encontra entre as lamelas, podendo ser produzida pela interação partícula/atmosfera, onde o contato da partícula aquecida com o meio conduz à oxidação de sua superfície, ou no momento da solidificação das lamelas, antes da próxima partícula ser depositada (CRAWMER, 2004a; PAWLOWSKI, 2008). A concentração de óxido no revestimento pode aumentar se as partículas forem submetidas a altas temperaturas ou se mantiverem aquecidas por mais tempo (CRAWMER, 2004a).

2.2 DESGASTE

Uma superfície pode sofrer diversos tipos de danos, um deles ocorre pela perda substancial de material: desgaste (ASM, 1992). Zum Gahr (1987) cita uma relação de definições para o fenômeno do desgaste, e todas culminam com a perda do material da superfície pelo movimento entre os corpos.

O desgaste é causado pela desintegração da interação entre os componentes, como resultado da sobrecarga do material numa região específica da superfície, e ocorre em ambas as superfícies sujeitas ao contato (ASM, 1992; ZUM GAHR, 1987). Este fenômeno faz parte do campo da tribologia, que engloba os fenômenos de fricção, lubrificação e desgaste, e é a ciência que estuda a interação entre o movimento relativo às superfícies (ZUM GAHR, 1987).

2.2.1 Mecanismos de desgaste

Os mecanismos de desgaste descrevem as interações materiais e energéticas entre os elementos do sistema tribológico, podendo ser classificado de acordo com o tipo de movimento ocorrido entre os corpos. Existem 4 tipos básicos de mecanismos de desgaste (figura 2.8): adesão, abrasão, reação triboquímica e fadiga de superfície (ZUM GAHR, 1987).

Figura 2.8 – Mecanismos de desgaste (ZUM GAHR, 1987).

O desgaste por adesão ou desgaste adesivo ocorre quando superfícies deslizam entre si, transferindo material de uma superfície para outra durante o movimento relativo (DAVIS, 2001). A alta pressão entre as asperezas das superfícies na região de contato resultam na deformação plástica, adesão e, conseqüentemente, na formação de junções localizadas (ZUM GAHR, 1987). Este tipo de desgaste pode ocorrer entre materiais metálicos, cerâmicos ou poliméricos, ou a combinação entre eles (DAVIS, 2001).

O desgaste por abrasão ou desgaste abrasivo é a remoção de material causada por partículas duras, que se encontram entre ou embutidas nas superfícies em movimento relativo, ou pela presença de protuberâncias, como as asperezas (ZUM GAHR, 1987).

O desgaste por reação triboquímica se caracteriza pelo contato entre duas superfícies sólidas, onde estas reagem quimicamente com o ambiente, que pode ser gasoso ou líquido, formando uma camada sobre a superfície desgastada (ZUM GAHR, 1987).

O desgaste por fadiga de superfície é caracterizado pela formação de trincas e esfoliação do material devido a esforços alternados e repetitivos sobre a superfície, onde o contato por deslizamento, rolamento ou impacto pode resultar na tensão cíclica da mesma. A fadiga localizada pode ocorrer em escala microscópica devido ao deslizamento repetitivo

entre as asperezas da superfície em movimento relativo. As trincas podem surgir sobre ou abaixo da superfície, e sua formação ou propagação pode resultar em pites (ZUM GAHR, 1987).

2.2.2 Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo ocorre devido à pressão e ao movimento de partículas ou protuberâncias duras contra superfícies sólidas, podendo haver menor ou maior perda material, dependendo da relação entre a dureza do abrasivo e a dureza da superfície desgastada (ASM, 1992; DAVIS, 2001; ZUM GAHR, 1987). Embora a dureza seja importante para determinar o maior ou o menor desgaste do material, propriedades como o módulo de elasticidade, a ductilidade, a orientação dos cristais, a microestrutura e a composição do material exercem bastante influência sobre o desgaste (ASM, 1992; DAVIS, 2001).

Fatores relacionados ao ambiente também exercem influência sobre o desgaste abrasivo. O aumento da temperatura irá provocar um maior desgaste, devido à diminuição da dureza e do limite de elasticidade do material. Da mesma forma, o aumento da velocidade de contato proporciona o aumento da taxa de desgaste, devido à geração de calor durante o atrito das superfícies. Outro fator é a carga aplicada, se esta for muito alta, haverá a fratura das partículas abrasivas, minimizando o desgaste provocado sobre a superfície (ASM, 1992).

Os custos da abrasão são elevados, sendo estimados na faixa de 1 a 4% do produto interno bruto (PIB) de um país industrializado. Dentre os setores afetados, tem-se a indústria da mineração, com a deterioração de seus equipamentos (ASM, 1992).

Diversos processos físicos podem estar envolvidos na abrasão, e dependem tanto do material desgastado, quanto das condições de operação, como o tipo de partícula abrasiva, o ângulo de ataque, etc. (ZUM GAHR, 1987).

A forma da partícula abrasiva determina o tipo de impressão produzida na superfície (ASM, 1992). E de acordo com o tipo de impressão observada pode-se identificar o mecanismo de desgaste abrasivo produzido sobre a superfície.

Existem dois tipos de mecanismo de desgaste abrasivo: a dois corpos e a três corpos. No desgaste abrasivo a dois corpos há a remoção de material da superfície por meio do deslizamento de asperezas e partículas de abrasivo fixas em outra superfície. Já no desgaste

abrasivo a três corpos, as partículas estão livres e podem rolar ou se mover entre duas superfícies (YANG; GARRISON JR, 1989).

O mecanismo de desgaste abrasivo a três corpos apresenta menor perda de massa que o mecanismo a dois corpos, pois apenas uma pequena porção de abrasivo provoca o desgaste, devido à variação do ângulo de ataque das partículas (ZUM GAHR, 1987).

O ensaio de desgaste microabrasivo é um método muito usado na literatura (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996; RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1997; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999) para avaliar a resistência ao desgaste de camadas finas e produz superfícies como as mostradas na figura 2.9.

Figura 2.9 – Superfícies desgastadas de aço ferramenta temperado e revenido produzidas por ensaio de desgaste microabrasivo: (a) abrasão a dois corpos e (b) abrasão a três corpos (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

O desgaste por abrasão a dois corpos e a três corpos, também chamado de desgaste por riscamento e rolamento, respectivamente, por Trezona, Allsopp e Hutchings (1999), são caracterizados por promoverem diferentes tipos de superfície.

No desgaste por abrasão a dois corpos (figura 2.9a) observa-se uma superfície com linhas paralelas características do deslizamento de partículas fixas na outra superfície em contato. O desgaste por abrasão a três corpos (figura 2.9b) apresenta uma superfície repleta de pequenas impressões, sem forma definida, que correspondem ao tamanho das partículas abrasivas (ADACHI; HUTCHINGS, 2003; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

2.3 CORROSÃO

A corrosão é a deterioração das propriedades ou massa do material que ocorre ao longo do tempo devido à reação química ou eletroquímica com o meio ambiente, sendo as reações de natureza eletroquímica as mais significativas. É uma tendência natural dos elementos que compõem o material de retornarem ao seu estado termodinâmico mais estável (GENTIL, 2007; ROBERGE, 2000; SCHWEITZER, 2007).

O ambiente refere-se ao meio externo ao material, que exerce influência sobre o processo corrosivo (ASM, 2006). Os meios onde a corrosão é mais frequente são a atmosfera, a água natural, a água do mar e o solo.

O processo corrosivo pode ser controlado por meio da compreensão de seus mecanismos. Neste processo devem ser consideradas as características do material, do meio corrosivo e as condições operacionais. A partir dessa avaliação poderão ser selecionados os sistemas protetivos e os materiais resistentes à corrosão mais adequados para evitar os danos causados pela corrosão (GENTIL, 2007; ROBERGE, 2000).

Os mecanismos de corrosão são divididos de acordo com as reações que ocorrem no processo, podendo ser químico ou eletroquímico. No mecanismo químico, as reações acontecem sem a geração de uma corrente elétrica. Já no mecanismo eletroquímico, as reações envolvem a transferência de cargas ou elétrons, havendo a presença de uma corrente elétrica (GENTIL, 2007).

2.3.1 Mecanismo eletroquímico

No mecanismo eletroquímico ocorrem reações químicas nas quais elétrons são cedidos por uma região e recebidos em outra, caracterizando o surgimento de uma pilha ou célula eletroquímica (GENTIL, 2007).

A célula eletroquímica envolve a transferência de elétrons da superfície do material (eletrodo) para o ambiente (eletrólito), sendo formada por 4 componentes básicos (figura 2.10): eletrólito, eletrodos (ânodo e cátodo) e circuito metálico (PEREZ, 2004).

Figura 2.10 – Célula eletroquímica (GENTIL, 2007)

O eletrólito é o condutor que transporta a corrente elétrica entre os eletrodos. O ânodo e o cátodo são eletrodos onde ocorrem as reações de oxidação e redução, respectivamente. O circuito metálico é a ligação entre o ânodo e o cátodo, por onde passam os elétrons (GENTIL, 2007; PEREZ, 2004).

2.3.2 Polarização potenciodinâmica

A polarização é um fenômeno onde as reações do eletrodo ocorrem para promover um desvio no equilíbrio do potencial (E) através da passagem de uma corrente elétrica (I) na célula eletroquímica, provocando uma variação no potencial do eletrodo de trabalho (PEREZ, 2004; ROBERGE, 2000).

O comportamento da corrosão pode ser observado utilizando-se a curva de polarização, sendo este um método prático para caracterizar os parâmetros eletroquímicos: potencial de corrosão (E_{corr}) e densidade de corrente de corrosão (I_{corr}) (PEREZ, 2004). Além do potencial e da densidade de corrente de corrosão, outros parâmetros podem exercer influência sobre o comportamento da corrosão, como a resistência de polarização (R_p) e a taxa ou velocidade de corrosão.

A resistência de polarização (R_p) é a resistência elétrica que ocorre devido às reações eletroquímicas, sendo a inclinação da curva potencial/densidade de corrente que segue em direção ao potencial de corrosão, cuja diminuição significa o aumento da corrosividade do

meio (ROBERGE, 2000; WOLYNEC, 2003). A taxa ou velocidade de corrosão pode ser designada a partir da densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), sendo esta obtida a partir potencial de corrosão (E_{corr}) (WOLYNEC, 2003).

As curvas de polarização são obtidas por meio de ensaios experimentais e de diversas técnicas, sendo a polarização potenciodinâmica a mais utilizada para avaliar a resistência à corrosão (ROBERGE, 2000).

Os ensaios experimentais são realizados num equipamento chamado potenciostato, que mede a resposta da corrente após a aplicação de um potencial. Este equipamento também pode ser usado como galvanostato, caso seja feita a medição do potencial após a aplicação de uma corrente (PEREZ, 2004). Ao potenciostato é acoplada a célula eletroquímica, composta pelo eletrodo de referência, eletrodo auxiliar, eletrodo de trabalho e eletrólito.

A técnica da polarização potenciodinâmica consiste na variação do potencial do eletrodo, com uma velocidade de varredura padronizada, e o registro imediato da corrente em função desta variação implica na obtenção da curva (GENTIL, 2007; WOLYNEC, 2003). A figura 2.11 mostra uma curva de polarização hipotética.

Figura 2.11 – Curva de polarização hipotética (ROBERGE, 2000).

Nesta curva (figura 2.11) se observa a região de Tafel – que é a transição entre as regiões anódica e catódica – e o potencial de corrosão (E_{corr}) – encontrado no ponto de intersecção entre as curvas anódica e catódica. Na região AB da curva tem-se a região ativa, onde ocorre a dissolução livre do material. Na região BCD tem-se um comportamento de passivação, onde há a formação do filme (produto de corrosão). No ponto D ocorre a ruptura do filme e a conseqüente formação de pites.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais utilizados

Na tabela 3.1 consta a composição química nominal da liga de alumínio AA 7475, utilizada como substrato.

Tabela 3.1 – Composição química nominal (%p) da liga de alumínio AA 7475.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Cr	Al
AA7475	0,1	0,12	1,2-1,9	0,06	1,9-2,6	0,06	5,2-6,2	0,18-0,25	bal.

Fonte: ASM, 1990.

Como revestimentos, foram selecionados cinco pós comerciais de grupos de materiais diferentes: metálico, cerâmico e composto. Os materiais foram selecionados por produzirem revestimentos com altas durezas e boas resistências ao desgaste e à corrosão.

As ligas metálicas são a base de cobalto e possuem nomenclatura comercial 1248 T e 1256 F. Na tabela 3.2 apresentam-se as composições químicas nominais das ligas metálicas utilizadas para a produção dos revestimentos.

Tabela 3.2 – Composições químicas nominais (%p) dos revestimentos metálicos.

	Cr	Si	Mo	W	Fe	Ni	Co
1248 T	17,5	3,4	28,5	-	-	-	bal.
1256 F	28	-	-	4	3	3	bal.

Fonte: PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA, 1994, 1995.

Como revestimentos cerâmicos, utilizaram-se os materiais comerciais CRO 192 e 25030 (tabela 3.3), que correspondem a uma mistura de óxidos, constituídos principalmente de óxido de cromo (Cr_2O_3) e óxido de titânio (TiO_2), respectivamente. Antes da aplicação desses revestimentos depositou-se uma camada de ligação a base de Ni (Ni-Al-Cr) para melhorar sua adesão ao substrato.

Tabela 3.3 – Composições químicas nominais (%p) dos revestimentos cerâmicos.

	Cr₂O₃	SiO₂	TiO₂	Al₂O₃
CRO 192	92	5	3	-
25030	-	-	92	8

Fonte: PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA, 2000; EUTECTIC CASTOLIN, 2011¹.

O pó comercial 1342 corresponde a um material composto que combina cerâmica e metal. Sua composição química nominal é mostrada na tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Composição química nominal (%p) do revestimento composto.

	WC	Co
1342	88	12

Fonte: PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA, 2000.

Os revestimentos cerâmicos foram produzidos pelo processo de chama convencional, utilizando-se o equipamento Terodyn 2000 – fabricado pela Eutectic Castolin. Os parâmetros de aspersão estão listados na tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Parâmetros do processo por chama convencional para os revestimentos cerâmicos.

	CRO 192	25030
Distância de aspersão (mm)	120	120
Pressão do ar comprimido (PSI)	30	30
Mistura de gases	oxigênio (%)	65
	acetileno (%)	35

Os revestimentos metálicos e o composto foram depositados por meio do processo HVOF, utilizando-se o equipamento JP5000 – fabricado pela Praxair/TAFA. Os parâmetros utilizados no processo encontram-se na tabela 3.6.

Tabela 3.6 – Parâmetros do processo HVOF para os revestimentos metálicos e composto.

	1248 T	1256 F	1342
Distância de aspersão (mm)	380	380	380
Pressão do nitrogênio (kPa)	345	345	345
Pressão do oxigênio (kPa)	1448	1448	1448
Pressão do querosene (kPa)	1172	1172	1172
Vazão do nitrogênio (l/h)	10,9	10,9	10,9
Vazão do oxigênio (l/h)	28,5	28,5	28,5
Vazão do querosene (cm³/h)	10,2	10,2	10,2

¹ Informação fornecida pela Eutectic Castolin, em 2011.

3.2 Metodologia de trabalho

O plano de trabalho foi elaborado considerando os objetivos do trabalho, sendo dividido em 6 etapas – caracterização química e microestrutural, ensaio de microdureza, ensaio de microdesgaste, ensaio de polarização potenciodinâmica –, conforme pode ser observado no esquema apresentado na figura 3.1.

Figura 3.1 – Esquema ilustrativo das atividades realizadas.

3.2.1 Caracterização química e microestrutural

Para a realização das análises químicas e microestruturais, as amostras foram preparadas por meio das seguintes técnicas metalográficas: embutimento, lixamento e polimento. Primeiramente, as amostras foram cortadas e embutidas a quente com baquelite EPO-MET F da Buehler. Após este procedimento, realizou-se o lixamento com lixas abrasivas na sequência granulométrica: 80, 220, 420, 600, 800 e 1200 mesh. O polimento foi feito com solução de diamante de 1 μ , produzida pela Buehler. Ao final do polimento as amostras foram limpas em ultra-som, com álcool, durante 10 minutos.

Para determinar a variação da composição química do substrato na região próxima à interface substrato/revestimento, foi realizado o perfil químico da região com o auxílio da microsonda eletrônica acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo 440

Leo, da Zeiss, traçando-se uma linha a partir da interface. Foram realizadas duas análises em diferentes regiões do substrato.

As microestruturas dos revestimentos foram avaliadas considerando sua morfologia e quantidade de vazios (porosidade).

Para a medição da porosidade, utilizou-se a técnica da análise de imagens, no qual imagens das camadas foram obtidas por meio de um microscópio e analisadas num software específico para realização da leitura da área percentual dos vazios presentes. Tais procedimentos foram executados de acordo com a norma ASTM E2109-01, onde após a preparação metalográfica das amostras, efetuou-se o registro das imagens dos revestimentos por meio do microscópio óptico modelo AXIO LAB.1 com câmera acoplada – da Zeiss, utilizando-se um aumento de 500X, de maneira a englobar toda a camada na extensão da foto. Após o registro das imagens, determinou-se a área percentual de poros utilizando-se o software AxioVision 4.8.2, desenvolvido pela Zeiss. Para realização de uma análise estatística da porosidade de cada revestimento, foram obtidas 10 imagens de diferentes campos das amostras.

Na contagem de poros considerou-se a metodologia utilizada por Deshpande et al (2004). Essa metodologia consiste em realizar uma contagem total de poros, englobando poros globulares (forma arredondada), poros interlamelares (forma alongada) e microtrincas.

No substrato, a análise microestrutural foi realizada para identificar possíveis alterações na microestrutura do mesmo após o processo de aspersão térmica. Um ataque químico com o reagente Keller (2ml HF (48%), 3ml HCl concentrado, 5ml HNO₃ concentrado, 190ml H₂O) foi feito sobre a amostra para revelar a microestrutura do substrato. As imagens do substrato e dos revestimentos foram obtidas utilizando-se o microscópio óptico modelo BX41M-LED, da marca OLYMPUS, sendo as suas interfaces observadas num microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo 440 Leo, da Zeiss, com filamento de tungstênio e microsonda acoplada.

3.2.2 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados para determinar a dureza dos revestimentos e principalmente avaliar a influência da deposição por aspersão térmica na dureza do substrato.

Os ensaios foram realizados de acordo com norma ASTM E384-10, utilizando-se um microdurômetro digital modelo 1600-6300, da Buehler. As amostras foram preparadas de acordo com os procedimentos descritos na seção 3.2.1. O tipo de medida efetuada foi a microdureza Vickers, sendo aplicada uma carga de 200gf nos revestimentos e 10gf no substrato, com tempo de indentação de 10 segundos. Nos revestimentos, as durezas foram obtidas por meio do cálculo da média de 10 medidas realizadas no sentido longitudinal da secção transversal da camada. Já no substrato, obteve-se medidas a partir da interface substrato/revestimento (sentido transversal), com distância de 9 μ m entre as indentações, efetuando-se um total de 10 medidas. Este procedimento foi realizado duas vezes para se obter uma média dos resultados. Para minimizar a influência da porosidade sobre as medidas, buscou-se realizar as indentações em regiões com a menor quantidade de poros. A figura 3.2 mostra o sentido utilizado para a realização das medidas de microdurezas.

Figura 3.2 – Secção transversal da amostra embutida, indicando a direção das medidas de microdureza do substrato e dos revestimentos.

3.2.3 Ensaio de microdesgaste

Ensaios de desgaste microabrasivos foram utilizados para avaliar a resistência a abrasão do substrato e dos revestimentos, utilizando-se o sistema com esfera solta, no qual uma esfera é apoiada e arrastada por um eixo, girando sobre uma superfície e, com auxílio de uma solução abrasiva, produzindo uma calota.

Para este ensaio as amostras foram cortadas e lixadas para obtenção de uma superfície plana, utilizando-se lixas de carboneto de silício nas granulometrias 80, 120, 220, 320, 420,

500 e 600 mesh, na sequência descrita. Em seguida, as amostras foram limpas com álcool, em ultra-som, durante 10 minutos.

O equipamento utilizado para o ensaio (figura 3.3) foi projetado no Laboratório de Engenharia de Superfície (LAES) da Universidade de São Paulo (EESC-USP).

Figura 3.3 – Equipamento para ensaio de desgaste microabrasivo com esfera solta.

O ensaio foi realizado com carga de 0,17N e rotação de 400rpm, sendo executado, em ordem crescente, nos tempos de 5, 10, 15 e 20 minutos – correspondentes as distâncias de 160m, 321m, 482m e 642m, respectivamente. Uma esfera nova de aço AISI 52100, com diâmetro de 25,4mm e dureza de 63HRc (772HV), foi utilizada em cada ensaio.

A carga utilizada foi calculada por meio da relação proposta por Rutherford e Hutchings (1996), que consiste na equação (1) obtida a partir do diagrama de força (figura 3.4) do contato da esfera com o eixo e com a amostra no equipamento para ensaio de desgaste com esfera solta.

$$F_N = \frac{p \sin \theta_2}{[(\sin \theta_2)(\cos \theta_1 + \mu_1(\sin \theta_1 + \sin \theta_2)) + (\cos \theta_2)(\sin \theta_1 - \mu_1(\cos \theta_1 - \cos \theta_2))]} \quad (1)$$

onde F_N é a força normal (carga) aplicada sobre a amostra, p é peso da esfera, θ_1 é o ângulo da amostra com a base do equipamento, θ_2 é um ângulo calculado a partir dos raios da esfera e do eixo e μ_1 é o coeficiente de fricção entre a esfera e a amostra.

Figura 3.4 – Diagrama de força de contato da esfera com a amostra e com o eixo do equipamento (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996).

Durante o ensaio, uma solução abrasiva constituída de alumina em pó (Al_2O_3) 5μ , fabricado pela Buehler, e água destilada – numa proporção de $0,3\text{g/ml}$ – foi gotejada sobre a esfera, próximo à região de contato, a cada 15 segundos, ou seja, 4 gotas por minutos.

Após os ensaios, as amostras foram novamente limpas com álcool, em ultra-som, durante 6 minutos para remoção de resíduos. O volume (V) de desgaste das calotas foi obtido por meio da seguinte equação (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1997):

$$V \approx \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R}, \quad \text{para } b \ll R \quad (2)$$

onde b é o diâmetro da calota e R é o raio da esfera.

Para se determinar o volume de material removido (V) após o ensaio, foi necessária a obtenção do diâmetro das calotas. Desta forma, registraram-se imagens delas com auxílio de uma câmera fotográfica digital modelo Cyber-shot DSC-N1, da Sony, e um microscópio óptico modelo Axiotec 100HD, fabricado pela Carl Zeiss, obtendo-se os seus diâmetros por meio do programa Image J. O gráfico de volume V foi construído utilizando-se o programa Origin 6.0.

O mecanismo de desgaste das calotas foi observado num microscópio óptico modelo BX41M-LED, da marca OLYMPUS.

3.2.4 Ensaio de polarização potenciodinâmica

Os ensaios de polarização potenciodinâmica foram realizados para avaliar a resistência à corrosão do substrato e dos revestimentos em meio salino, sendo escolhido por se tratar do meio no qual a liga de alumínio AA 7475 pode estar submetida, quando empregada em alguns setores da indústria, como o aeronáutico. Sabe-se que a água do mar possui salinidade de aproximadamente 3,5%p (BROWN et al., 1995), desta forma convencionou-se utilizar a solução de NaCl 3,5%, com pH de 6,54, para simular a corrosividade do ambiente salino.

As amostras foram cortadas e preparadas com lixas abrasivas de carboneto de silício na seguinte sequência granulométrica: 80, 120, 220, 320, 420, 500 e 600 mesh. O procedimento de lixamento foi utilizado para minimizar a rugosidade de suas superfícies. Em seguida, foi realizada uma limpeza em ultra-som – modelo Maxiclean 1450 da marca Unique – com acetona, álcool e água destilada, nesta respectiva ordem, por um período de 10 minutos em cada meio. Após a limpeza, as amostras – que correspondem ao eletrodo de trabalho – foram posicionadas para constituírem uma célula eletroquímica (figura 3.5a), composta pelo eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS), eletrodo auxiliar de platina e eletrólito – NaCl 3,5%.

Os ensaios foram realizados num potenciostato modelo PGSTAT 302 (figura 3.5b), fabricado pela Autolab, acoplado a um microcomputador que registrou as informações de potencial e corrente obtidas durante o ensaio por meio do software *General Purpose Electrochemical System* (GPES), versão 4.9. A célula eletroquímica foi colocada dentro de uma gaiola de Faraday e conectada ao potenciostato por meio de cabos.

Figura 3.5 – Célula eletroquímica (a) e o conjunto potenciostato/microcomputador/gaiola de Faraday (b).

Os ensaios foram realizados utilizando-se uma faixa de potencial de varredura entre -1V e +1,2V, com uma velocidade de varredura de 1mV/s. As curvas de polarização foram construídas utilizando-se o programa Origin 6.0.

Os produtos de corrosão obtidos após os ensaios foram observados no microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo 440 Leo, da Zeiss.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise química

Os perfis de composições químicas, obtidos a partir da interface substrato/revestimento, por meio de microsonda eletrônica, são mostradas nas figuras 4.1 e 4.2. As figuras 4.1a e 4.2a exibem as posições das linhas de varredura na interface, que medem 65 μ m e 62 μ m, respectivamente. Os espectros mostrados nas figuras 4.1b e 4.2b correspondem aos elementos que compõe o substrato (Al, Zn, Mg, Cu, Si) e o revestimento 1256 F (Co, Cr), exibindo a variação da composição de acordo com a região da superfície analisada. Relacionando-se as linhas com seus espectros, observa-se que na região do substrato não há variação significativa da composição química de seus elementos, indicando que sua estrutura se manteve intacta após o processo de deposição do revestimento.

Figura 4.1 – Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento 1256 F, exibindo a linha de análise química (a) e seus respectivos espectros por elementos (b).

Figura 4.2 – Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento 1256 F, exibindo a linha de análise química (a) e seus respectivos espectros por elementos (b).

4.2 Análise microestrutural

4.2.1 Substrato AA 7475

Na figura 4.3a é mostrada a microestrutura obtida por microscopia óptica do substrato de liga de alumínio AA 7475, onde nota-se a presença de precipitados característicos de ligas da série 7XXX, tais como: $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Al_2CuMg , MgZn_2 e M_2Si (DAVIS, 1993). Na figura 4.3b apresenta-se o aspecto da interface substrato/revestimento 1256 F, onde é possível verificar que a deposição do revestimento não provocou alteração microestrutural significativa no substrato.

Figura 4.3 – Micrografia óptica da secção transversal do substrato de liga de alumínio AA 7475: (a) microestrutura do substrato e (b) interface substrato/revestimento 1256 F. Ataque: reagente Keller.

4.2.2 Revestimentos metálicos

As micrografias ópticas das secções transversais dos revestimentos metálicos 1248 T e 1256 F aspergidos (figura 4.4) mostram que ambos apresentam bom acoplamento ao substrato. Observa-se a morfologia típica desses tipos de revestimentos com a presença de poros, provenientes da deposição de partículas não fundidas, ou parcialmente fundidas, ou do aprisionamento de gases.

Figura 4.4 – Micrografia óptica da secção transversal dos revestimentos metálicos 1248 T (a) e 1256 F (b).

Nas micrografias ópticas e eletrônicas de varredura dos revestimentos 1248 T e 1256 F (figuras 4.5 e 4.6), com maiores aumentos, é possível verificar a presença de lamelas (forma achatada), partículas não fundidas (forma arredondada) e poros globulares (forma arredondada) e interlamelares (forma alongada); além de se observar trincas no revestimento 1248 T (figura 4.6a), que podem ter sido geradas pelo rápido resfriamento da camada durante o processo de deposição das partículas (AMOKRANE et al., 2011), iniciando-se nos poros globulares ou interlamelares, e se propagando entre as lamelas.

Figura 4.5 – Micrografia óptica dos revestimentos 1248 T (a) e 1256 F (b), evidenciando poros e partículas não fundidas.

Figura 4.6 – Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento metálico 1248 T (a) e 1256 F (b).

4.2.3 Revestimentos cerâmicos

Nas figuras 4.7a e 4.7b, que correspondem aos revestimentos CRO 192 e 25030, respectivamente, apresentam-se as micrografias ópticas das secções transversais dos revestimentos cerâmicos, onde se observam as camadas de ligação depositadas sobre o substrato, para proporcionar maior aderência dos revestimentos ao mesmo. Os dois revestimentos exibem grande porosidade, distribuída uniformemente, com o revestimento CRO 192 apresentando a maior quantidade.

Figura 4.7 – Micrografia óptica da secção transversal dos revestimentos cerâmicos CRO 192 (a) e 25030 (b).

Na figura 4.8, que corresponde às maiores ampliações das micrografias ópticas dos revestimentos cerâmicos, nota-se a interligação entre os poros, formando cadeias. O revestimento CRO 192 (figura 4.8a) apresenta poros mais grosseiros, quando comparado aos do 25030 (figura 4.8b). Isto pode ser resultado da formação de cavidades entre as lamelas durante a sobreposição das partículas aspergidas (HABIB et al., 2006).

No revestimento 25030 (figura 4.8b) observa-se a presença de diversas fases, identificadas pelas diferentes colorações.

Figura 4.8 – Micrografia óptica dos revestimentos CRO 192 (a) e 25030 (b), evidenciando poros.

As microscopias eletrônicas de varredura das interfaces substrato/camada de ligação/revestimentos CRO 192 e 25030 (figuras 4.9 e 4.10) exibem uma boa aderência dos revestimentos. É possível observar a presença de poros globulares e interlamelares nesses revestimentos.

No revestimento 25030 observam-se trincas (figura 4.10b), possivelmente criadas pelos diferentes coeficientes de dilatação térmica das diferentes fases formadas no revestimento pelo processo de aspersão por chama convencional (ANEZIRIS et al., 2011). Essas trincas se encontram interligadas, podendo ser o resultado da energia dissipada por elas durante seu crescimento, o que causa a estabilidade de sua propagação (ANEZIRIS et al., 2011).

Figura 4.9 – Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/camada de ligação/revestimento cerâmico CRO 192.

Figura 4.10 – Micrografia eletrônica de varredura das interfaces substrato/camada de ligação (a) e camada de ligação/revestimento cerâmico 25030 (b).

4.2.4 Revestimento composto

A micrografia óptica da secção transversal do revestimento composto 1342 é mostrada na figura 4.11. Poros do tipo globular estão distribuídos na camada. É possível observar também que o revestimento possui uma aparência heterogênea, com a presença de partículas grosseiras mais esparsas (provavelmente carbonetos de tungstênio).

Figura 4.11 – Micrografia óptica da secção transversal do revestimento composto 1342.

A micrografia eletrônica de varredura da interface do revestimento composto 1342 é mostrada na figura 4.12 e exibe um bom acoplamento do revestimento ao substrato. Na camada observam-se pequenas partículas arredondadas (branca) correspondentes a partículas de carbonetos (WC) finas aglomeradas (MAGNANI et al., 2008; PICAS et al., 2009; SANTANA et al., 2008; YANG; SENDA; OHMIRI, 2003).

Figura 4.12 – Micrografia eletrônica de varredura da interface substrato/revestimento composto 1342.

4.2.5 Porosidade dos revestimentos

Os revestimentos aspergidos termicamente sempre apresentam algum nível de porosidade devido à forma como as partículas se acomodam durante o processo de deposição. Todas as microestruturas dos revestimentos mostradas nos tópicos anteriores exibiram algum tipo de porosidade. A tabela 4.1 mostra os valores obtidos – em porcentagem de área – na medição da porosidade dos revestimentos.

Tabela 4.1 – Porosidade dos revestimentos em porcentagem de área.

	Porosidade (%)
1256 F	5,53 ±1,48
1248 T	6,78 ±2,03
25030	15,54 ±4,36
CRO 192	29,08 ±4,89
1342	12,58 ±0,93

Os revestimentos metálicos 1256 F e 1248 T, mesmo apresentando os menores percentuais de porosidade dentre todas as camadas produzidas, exibem valores de porosidade acima dos presentes na literatura para revestimentos a base de cobalto depositados por HVOF, que se encontram entre 0,1% e 2,9% (CHO et al., 2009; MACEDO et al., 2006). Tais revestimentos apresentam muitas partículas não fundidas em sua microestrutura, que podem estar associadas aos seus maiores valores de porosidade, visto que estas partículas prejudicam a acomodação das partículas fundidas (CRAWMER, 2004a; SAAEDI et al., 2010).

Os revestimentos cerâmicos 25030 e CRO 192, depositados por chama convencional, apresentaram os maiores índices de porosidade, 15,54% e 29,08%, respectivamente. Alguns trabalhos (CANO et al., 2006; HABIB et al., 2006) apontam que revestimentos cerâmicos aspergidos pela técnica de chama convencional apresentam porosidade entre 12% e 52%. Esta variação pode ser consequência da diferença dos parâmetros utilizados no processo ou da composição química do material aspergido.

O revestimento composto 1342 (WC-12%Co), aspergido por HVOF, apresenta percentual de porosidade acima do exibido na literatura para revestimentos de WC-Co depositados pelo mesmo processo, variando entre 0,25% e 5,2% (MONTICELLI; FRIGNANI; ZUCCHI, 2004; SANTANA et al., 2008; WANG L. et al., 2011; YANG; SENDA; OHMIRI, 2003). Esta característica pode ser consequência da menor temperatura da chama e da velocidade das partículas, se relacionadas com as apresentadas pelo processo de deposição de tais revestimentos na literatura, visto que as camadas se tornam menos porosas e mais aderentes quando submetidas a valores maiores de tais variáveis. Isto ocorre porque a altas temperaturas, a matriz de cobalto se torna mais líquida, facilitando a acomodação das partículas, principalmente se estas estiverem sendo depositadas a altas velocidades, onde haverá o aumento da força de impacto delas (WANG H. et al., 2011).

4.3 Avaliação da microdureza

A figura 4.13 mostra o gráfico do perfil de microdureza Vickers do substrato AA 7475 medido a partir da interface substrato/revestimento. Nota-se que as medidas de microdureza não exibem variações significativas nas proximidades da interface substrato/revestimento, indicando que a temperatura do processo não exerceu maior influência sobre as propriedades do substrato, não tendo ocorrido o superenvelhecimento da liga de alumínio, o que inviabilizaria o tratamento.

A dureza média de 110HV encontra-se próxima às citadas na literatura (ELLEUCH et al., 2006; SABATINI et al., 2010) para ligas de alumínio da série 7XXX tratadas termicamente.

4.13 – Perfil de microdurezas Vickers do substrato AA 7475 a partir da interface substrato/revestimento.

Os resultados da microdureza Vickers dos revestimentos são mostrados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Microdureza Vickers dos revestimentos.

	Microdureza (HV)
1256 F	650 ±15
1248 T	763 ±33
25030	982 ±186
CRO 192	1098 ±38
1342	1058 ±31

As microdurezas das camadas metálicas a base de cobalto 1256 F e 1248 T se encontram próximas as citadas na literatura (560HV a 812HV) para este tipo de revestimento (BOLELLI; LUSVARGUI, 2007; CHO et al., 2009; STANFORD; JAIN, 2001).

A alta dureza do revestimento 1342 deve-se à presença de carbonetos duros distribuídos ao longo da matriz de cobalto (WANG et al., 2011; YANG; SENDA; OHMIRI, 2003). O revestimento CRO 192 apresenta uma dureza típica de camadas de Cr_2O_3 aspergidas termicamente (PAWLOWSKI, 2008).

De todos os revestimentos ensaiados, o 25030 foi o que apresentou maior desvio padrão (± 186), devido a formação de fases com diferentes durezas, característica típica de revestimentos de $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ depositados por aspersão térmica (HABIB et al., 2006).

A figura 4.14 mostra as faixas de durezas das diversas fases presentes no revestimento 25030, identificadas por números. Estes ensaios foram realizados efetuando-se 6 medidas em cada fase com carga de 25gf ou 50gf.

Figura 4.14 – Microdurezas das fases presentes na microestrutura do revestimento 25030.

4.4 Avaliação da resistência ao desgaste

Na figura 4.15 são apresentadas as curvas obtidas nos ensaios de desgaste microabrasivo. Verifica-se que todos os revestimentos apresentaram desempenhos muito superiores ao do substrato, constituído pela liga de alumínio AA 7475, demonstrando a efetividade na melhora da resistência ao desgaste com tais tratamentos.

O menor desempenho ao desgaste da liga AA 7475 está relacionado à sua menor dureza, comparada a dos revestimentos.

Figura 4.15 – Curvas de desgaste do ensaio microabrasivo de revestimentos e substrato.

Na figura 4.16 estão apresentadas as regiões dos interiores das calotas de desgaste do substrato, produzidas no início e final dos ensaios, nas quais se observa características de desgaste semelhantes, com mecanismos do tipo abrasão a três corpos (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; ADACHI; HUTCHINGS, 2003).

Figura 4.16 – Superfície das crateras de desgaste da liga de alumínio AA 7475 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).

Analisando-se as curvas de desgaste da figura 4.15, observa-se que o revestimento 25030 apresenta uma ótima resistência ao desgaste, sendo inferior apenas ao 1342. Isto pode ser atribuído às fases de maior dureza existentes no revestimento 1342, uma vez que a presença de fases mais duras num material possibilita o aumento de sua resistência ao desgaste (GORE; GATES, 1997). Quanto ao mecanismo de desgaste, observa-se que não houve alteração no aspecto superficial das calotas para os tempos de ensaio exibidos na figura 4.17, apresentando desgaste por abrasão a três corpos.

Figura 4.17 – Superfície das crateras de desgaste do revestimento 25030 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).

O revestimento CRO 192 possui uma alta dureza e se apresenta menos resistente ao desgaste que revestimentos com durezas inferiores (1256 F e 25030) ou próximas (1342). Este comportamento pode estar associado a uma maior fragilidade do mesmo. O mecanismo observado nas crateras de desgaste (figura 4.18) para todos os tempos de ensaio foi de abrasão a três corpos.

Figura 4.18 – Superfície das crateras de desgaste do revestimento CRO 192 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b).

Os revestimentos metálicos 1256 F e 1248 T, que correspondem a ligas a base de cobalto, apresentam mecanismos de desgaste (figura 4.19) semelhantes, tendo o revestimento 1256 F apresentado melhor desempenho ao desgaste, apesar de sua dureza inferior. Este comportamento pode ser atribuído a composição química de cada revestimento. As modificações na composição de materiais de mesma base podem exercer maior influência sobre a resistência ao desgaste do que a dureza (ELLEUCH et al., 2006). No estudo realizado por Somunkiran, Nursoy e Çelik (2011), ligas a base de cobalto tiveram suas resistências ao desgaste abrasivo aumentadas com o aumento da porcentagem de cromo até 27,5%, ultrapassando-se esta porcentagem a resistência tende a cair.

O revestimento a base de cobalto 1256 F possui 28%Cr em sua composição, enquanto que o revestimento 1248 T possui apenas 17,5%Cr. Desta forma, é possível observar que o revestimento que apresenta maior resistência ao desgaste também contém a maior porcentagem de cromo, podendo este ser o fator responsável pelo comportamento ao desgaste dessas camadas.

As figuras 4.19a e 4.19c, que correspondem às superfícies de desgaste das camadas 1248 T e 1256 F, respectivamente, para o tempo de ensaio de 5 minutos, exibem regiões com riscos característicos do mecanismo de abrasão a dois corpos, devido provavelmente à aderência de partículas de abrasivo à superfície da esfera, e regiões sem riscos, correspondentes ao mecanismo de abrasão a três corpos (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). Já as figuras 4.19b e 4.19d mostram as superfícies desgastadas dos mesmos revestimentos para o tempo de ensaio de 20 minutos, onde nota-se com o aumento do tempo uma transição de desgaste por abrasão a dois corpos para abrasão a três corpos,

havendo a diminuição das áreas contendo riscos, até verificarem-se apenas regiões sem marcas definidas.

Figura 4.19 – Superfícies das crateras de desgaste dos revestimentos 1248 T (a, b) e 1256 F (c, d) para os tempos de ensaio de 5 minutos (a, c) e 20 minutos (b, d).

O revestimento composto de WC-Co (1342) apresentou a melhor resistência ao desgaste. Segundo Magnani et al (2008), Kumari et al (2010) e Wood (2010), a presença de partículas duras de WC, juntamente com sua boa ligação com a matriz de cobalto, são responsáveis pela alta resistência ao desgaste abrasivo deste tipo de revestimento.

O mecanismo de desgaste observado nas superfícies das crateras foi uma mistura de abrasão a dois e a três corpos (figura 4.20) para todos os tempos de ensaio, com os riscos localizados na região central das crateras.

Figura 4.20 – Superfície desgastada do revestimento composto 1342 para os tempos de ensaio de 5 minutos (a) e 20 minutos (b), evidenciando riscos.

As mesmas características dos mecanismos de desgaste apresentados na figura 4.20 foram verificadas por Cozza et al (2007) em ensaios de desgaste microabrasivo (esfera solta) com amostras de WC-Co.

Em seus estudos, Cozza et al (2007) relacionam a pressão de contato (P) com a velocidade de deslizamento (v) exercidos sobre a amostra, por meio do produto Pv , o qual denominam de severidade de teste (S_{test}), sendo a pressão de contato definida pela seguinte equação:

$$P = \frac{F_N}{A_p} \quad (3)$$

onde F_N é a força normal aplicada e $A_p = \pi d^2/4$ é a área total produzida pelo ensaio.

No início do ensaio, a pressão de contato é maior, devido à menor área da calota, e dificulta o rolamento das partículas abrasivas, provocando o aparecimento de alguns riscos (mecanismo por abrasão a dois corpos) sobre a superfície da calota. Ao final do ensaio, com a diminuição da pressão de contato, há uma redução na proporção de riscos ou, simplesmente, seu desaparecimento, indicando a transição do mecanismo de abrasão a dois corpos para abrasão a três corpos (COZZA et al., 2007).

Os mecanismos apresentados (abrasão a dois e a três corpos) na superfície da calota para o tempo de 5 minutos de ensaio (figura 4.20a) indicam que a pressão de contato entre a esfera e a superfície é suficientemente alta para provocar tal comportamento. Entretanto, a superfície da calota para o tempo de 20 minutos de ensaio (figura 4.20b) não apresenta variação significativa na quantidade de riscos, podendo indicar que não houve uma

diminuição relevante na pressão de contato. Este fenômeno pode ser consequência da pouca variação entre a área das calotas com aumento do tempo de ensaio, o que caracteriza a mínima perda de massa observada na curva de desgaste da figura 4.15.

4.5 Avaliação da resistência à corrosão

As curvas de polarização potenciodinâmicas dos revestimentos e substrato são mostradas na figura 4.21.

Figura 4.21 – Curvas de polarização potenciodinâmica dos revestimentos e substrato. Eletrólito: NaCl 3,5%. Velocidade de varredura: 1mV/s.

As curvas de polarização dos revestimentos metálicos a base de cobalto 1248 T e 1256 F são apresentadas nas figuras 4.21a e 4.21b, respectivamente. As regiões anódicas das curvas

apresentam comportamentos ativos e passivos característicos deste tipo de liga (HSU et al., 2005; SWAMINATHAN et al., 2011), além de exibirem picos evidenciando a formação de pites, como mostram as imagens ampliadas das regiões corroídas (figura 4.22b e 4.22d). A figura 4.22b, que corresponde à superfície corroída do revestimento 1248 T, além dos inúmeros pites, exibe diversas trincas, que podem ter se propagado a partir das trincas existentes no revestimento (figura 4.6a) devido ao ataque corrosivo da região. Na microscopia das figuras 4.22a e 4.22c observa-se que a região exposta ao meio apresenta uma coloração mais escura, indicando a formação de um fino filme (produto de corrosão), justificada por certo grau de passivação verificado nas curvas de polarização.

Figura 4.22 – Micrografia eletrônica de varredura das superfícies corroídas dos revestimentos metálicos 1248 T (a, b) e 1256 F (c, d), indicando filmes, pites e trincas.

Os revestimentos cerâmicos CRO 192 (Cr_2O_3 -5% SiO_2 -3% TiO_2) e 25030 (TiO_2 -8% Al_2O_3) também apresentaram certo grau de passivação na região anódica de suas curvas de polarização (figura 4.21c e 4.21d, respectivamente).

Na microestrutura do revestimento 25030 observa-se a formação de um filme (produto de corrosão) na região exposta ao eletrólito (figura 4.23a); nesta superfície também se verifica

a presença de trincas (figura 4.23b) que podem ter se propagado devido ao ataque corrosivo próximo às regiões de trincas existentes (figura 4.10b) no revestimento antes da corrosão.

Figura 4.23 – Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do revestimento cerâmico 25030.

Assim como os revestimentos metálicos, o revestimento composto 1342 (WC-12%Co) apresenta parte ativa e passiva na região anódica da curva de polarização (figura 4.21e), onde verifica-se certo grau de passivação, possivelmente provocado pela formação do filme (produto de corrosão) observado na figura 4.24a. No caso de materiais de WC-Co, a parte ativa da curva indica a dissolução do Co (LEKATOU; ZOIS; GRIMANELIS, 2007; SUTTHIRUANGWONG; MORI, 2003).

Figura 4.24 – Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do revestimento composto 1342.

A figura 4.24b mostra a imagem ampliada do filme (produto de corrosão) formado sobre o revestimento 1342, evidenciando duas regiões de colorações distintas, uma clara e outra escura. Análises químicas, por ponto, realizadas em microsonda acoplada ao

microscópio eletrônico de varredura (tabela 4.3) mostram que a região clara possui maior quantidade de W. Já a região escura possui maior quantidade de Co, C e O.

Tabela 4.3 – Composição química, em porcentagem de elementos, do produto de corrosão do revestimento 1342.

	W	C	Co	O
Região Clara (1)	83,77	5,03	6,77	4,43
Região Escura (2)	65,89	6,99	9,24	17,89

Análise via microsonda acoplada ao microscópio eletrônico de varredura.

Na curva do substrato de liga de alumínio AA 7475 (figura 4.21f) verifica-se na região anódica um comportamento ativo, com aumento drástico da corrente, que pode ser consequência do ataque generalizado da superfície observado na figura 4.25a. Nesta figura é possível observar pites distribuídos (pontos brancos) ao longo da região exposta ao meio.

A figura 4.25b exibe alguns pites e partículas que podem indicar fragmentos de um filme (produto de corrosão) formado durante o ataque corrosivo.

Figura 4.25 – Micrografia eletrônica de varredura da superfície corroída do substrato de liga de alumínio AA 7475.

Associando as curvas de polarização aos parâmetros eletroquímicos descritos na tabela 4.4, observa-se que os revestimentos possuem potenciais de corrosão (E_{corr}) maiores que os do substrato, indicando que este inicia seu processo de corrosão antes dos revestimentos. Dentre os revestimentos, os cerâmicos (CRO 192 e 25030) e composto (1342) apresentam menores E_{corr} , indicando que a alta porosidade (acima de 10%) desses revestimentos tenha provocado esse início antecipado do processo corrosivo. A infiltração da solução entre poros ou trincas pode ter alcançado a camada de ligação – a base de níquel, no caso dos cerâmicos, ou o

substrato, no caso do composto, e ter corroído suas superfícies juntamente com os revestimentos.

Avaliando-se as densidades de corrente de corrosão (I_{corr}), que estão relacionadas à velocidade ou taxa de corrosão, verifica-se uma semelhança nas I_{corr} do revestimento 1342 e do substrato. Entretanto, após certo tempo de exposição ao meio, observando-se a densidade de corrente para o potencial de 1V (I_{1V}), a velocidade de corrosão do revestimento 1342 diminuiu abruptamente, comparada a do substrato. Esta diminuição pode estar relacionada à formação de um filme (produto de corrosão) mais espesso sobre o revestimento (figura 4.24a), causando sua maior resistência de polarização (R_p), ou seja, maior resistência à agressividade do meio.

O revestimento 25030 apresentou I_{corr} menor e I_{1V} próximo a do substrato, indicando um aumento na taxa de corrosão do revestimento após um período prolongado sob a influência do meio, que pode ter sido provocado pela propagação das trincas observadas na superfície do revestimento (figuras 4.23a e 4.23b). A resistência de polarização (R_p) do revestimento é muito maior que a do substrato, sendo este comportamento observado na curva de polarização (figura 4.21d), que demonstra certo grau de passivação, e na microscopia (figura 4.23a), onde se verifica um filme (produto de corrosão) fino sobre a superfície.

Tabela 4.4 – Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.

	$E_{\text{corr}}(\text{mV})$	$I_{\text{corr}}(\mu\text{A}/\text{cm}^2)$	$I_{1V}(\text{mA}/\text{cm}^2)$	$R_p(\text{k}\Omega.\text{cm}^2)$
1248 T	- 396	0,18	10,92	4,96
1256 F	-429	0,18	02,05	5,52
CRO 192	-689	0,29	03,00	2,19
25030	-509	0,23	23,16	3,86
1342	-539	0,33	04,42	3,39
AA 7475	-725	0,33	24,50	0,47

Quanto aos revestimentos 1248 T, 1256 F e CRO 192, todos apresentaram I_{corr} e I_{1V} menores e R_p maior que os do substrato, demonstrando resistência à corrosão superior. Entretanto, o maior I_{1V} apresentado pelo revestimento 1248 T, quando comparado ao 1256 F e CRO 192, pode ter sido causado pelas trincas observadas na superfície corroída (figura 4.22b), havendo a possibilidade de a solução ter infiltrado – entre as trincas – através do revestimento e provocado um ataque corrosivo do substrato na interface substrato/revestimento (BEYRAGH et al., 2011).

5 CONCLUSÕES

A deposição dos revestimentos por aspersão térmica não afetou significativamente a dureza, composição química e microestrutura do substrato constituído pela liga de alumínio, tornando viável a aplicação dessa técnica a essa classe de ligas.

Os revestimentos foram altamente eficientes na proteção do substrato contra o desgaste microabrasivo, sendo que o revestimento constituído de WC-Co (1342) apresentou o melhor desempenho dentre eles.

A presença de partículas duras nos revestimentos $\text{TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (25030) e WC-Co (1342) favoreceram acentuadamente os seus comportamentos ao desgaste.

Quanto à corrosão, todos os revestimentos apresentaram resistências superiores a do substrato, tendo o revestimento Co-Cr-W-Fe-Ni (1256 F) apresentado o melhor desempenho geral. A presença de altos teores de cromo na composição química dos revestimentos Co-Cr-W-Fe-Ni (1256 F) e Co-Mo-Cr-Si (1248 T) pode ter contribuído para as suas resistências à corrosão superiores.

Portanto, os revestimentos produzidos por aspersão térmica são alternativas altamente promissoras para o melhoramento tribológico das ligas de alumínio envelhecidas, sem o comprometimento de suas características mecânicas.

REFERÊNCIAS

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, Sendai, v. 255, n. 1-6, p. 23-29, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. 10th ed. Metals Park: 1990. v. 2.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: Surface engineering. Metals Park: 1994. v. 5.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: Corrosion: environments and industries. Metals Park: 2006. v. 13C.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: Friction, lubrication, and wear technology. Metals Park: 1992. v. 18.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Thermal spraying**: practice, theory and application. Miami: AWS, 1985.

AMOKRANE, B. M. et al. Microstructural and mechanical properties of ni-base thermal spray coatings deposited by flame spraying. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Bejaia, v. 42, n. 5, p. 932-938, 2011.

ANEZIRIS, C. G. et al. Thermal shock behavior of flame-sprayed free-standing coatings based on Al_2O_3 with TiO_2 - and ZrO_2 -additions. **International Journal of Applied Ceramic Technology**, Freiberg, v. 8, n. 4, p. 953-964, 2011.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard test methods for determining area percentage porosity in thermal sprayed coatings**. Conshohocken, 2007.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard test methods for Knoop and Vickers hardness of materials**. Conshohocken, 2007.

BEYRAGH, M. R. S. et al. A Comparison between the Corrosion Resistances of High Velocity Oxy Fuel (HVOF) Sprayed Coatings and Hard Chromium Coatings. **Materials Science Forum**, Tabriz, v. 673, p. 173-178, 2011.

BOLELLI, G.; LUSVARGUI, L. Tribological properties of HVOF as-sprayed and heat treated Co–Mo–Cr–Si coatings. **Tribology Letters**, Modena, v. 25, n. 1, p. 43-54, 2007.

BROWN, E. et al. **Seawater**: its composition, properties and behaviour. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1995. Cap. 3.

CANO, C. et al. Effect of the type of flame on the microstructure of CaZrO_3 combustion flame sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, Madrid, v. 201, n. 6, p. 3307-3313, 2006.

CHO, J. Y. et al. The processing optimization and property evaluations of HVOF Co-base alloy T800 coating. **Journal of Materials Science**, Changwon, v. 44, n. 23, p. 6348-6355, 2009.

COZZA, R. C. et al. Relationship between test severity and mode transition in micro-abrasive wear tests. **Wear**, São Paulo, v. 263, n. 1-6, p. 111-116, 2007.

CRAWMER, D. E. Coating structures, properties, and materials. DAVIS, J. R. **Handbook of thermal spray technology**. ASM International, 2004a. p. 47-53.

CRAWMER, D. E. Thermal spray process. DAVIS, J. R. **Handbook of thermal spray technology**. ASM International, 2004b. p. 54-76.

DAVIS, J. R. Introduction to thermal spray processing. DAVIS, J. R. **Handbook of thermal spray technology**. ASM International, 2004. p. 3-13.

DAVIS, J. R. **Aluminum and aluminum alloys**. ASM International, 1993.

DAVIS, J. R. **Surface engineering for corrosion and wear resistance**. Metals Park: 2001.

DESHPANDE, S. et al. Application of image analysis for characterization of porosity in thermal spray coatings and correlation with small angle neutron scattering. **Surface and Coatings Technology**, Stony Brook, v. 187, n. 1, p. 6-16, 2004.

ELLEUCH, K. et al. Abrasive wear of aluminium alloys rubbed against sand. **Wear**, Sfax, v. 261, n. 11-12, p. 1316-1321, 2006.

GENTIL, V. **Corrosão**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007.

GORE, G. J.; GATES, J. D. Effect of hardness on three very different forms of wear. **Wear**, St Lucia, v. 203-204, p. 544-563, 1997.

HABIB, K. A. et al. Comparison of flame sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ coatings: their microstructure, mechanical properties and tribology behavior. **Surface and Coatings Technology**, Castellón, v. 201, n. 3-4, p. 1436-1443, 2006.

HSU, R. W. et al. Electrochemical corrosion studies on Co–Cr–Mo implant alloy in biological solutions. **Materials Chemistry and Physics**. Taiwan, v. 93, n. 2-3, p. 531-538, 2005.

KUMARI, K. et al. Effect of microstructure on abrasive wear behavior of thermally sprayed WC–10Co–4Cr coatings. **Wear**, Bangalore, v. 268, n. 11-12, p. 1309-1319, 2010.

LEKATOU, A.; ZOIS, D.; GRIMANELIS, D. Corrosion properties of HVOF cermet coatings with bond coats in an aqueous chloride environment. **Thin Solid Films**. Ioannina, v. 516, n. 16, p. 5700-5705, 2007.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão térmica: fundamentos e aplicações**. 2. ed. São Paulo: Artliber Editora, 2007.

LISPECTOR, C. **A via crucis do corpo**. Rio de Janeiro: Rocco, 1998.

MACEDO, D. T. et al. Avaliação de revestimentos produzidos por aspersão térmica em substrato de liga de alumínio 7075 – T3. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 2006, Foz do Iguaçu. **Anais de Congresso**. Foz do Iguaçu: 2006.

MAGNANI, M. et al. Influence of HVOF parameters on the corrosion and wear resistance of WC-Co coatings sprayed on AA7050 T7. **Surface and Coatings Technology**, Araraquara, v. 202, n. 19, p. 4746-4757, 2008.

MARTIN, P. M. **Handbook of deposition technologies for films and coatings: science, applications and technology**. 3rd ed. Kennewick: William Andrew, 2009.

MONTICELLI, C.; FRIGNANI, A.; ZUCCHI, F. Investigation on the corrosion process of carbon steel coated by HVOF WC/Co cermets in neutral solution. **Corrosion Science**, Ferrara, v. 46, p. 1225-1237, 2004.

PAWLOWSKI, L. **The science and engineering of thermal spray coatings**. 2nd ed. Southern Gate: John Wiley & Sons Ltd, 2008.

PEREZ, N. **Electrochemistry and corrosion science**. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004.

PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA. **Technical data bulletin**. Concord, 1994.

PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA. **Technical data bulletin**. Concord, 1995.

PRAXAIR TECHNOLOGIES; TAFA. **Powder solution catalog**. Indianapolis, 2000.

PICAS, J. A. et. al. Microstructure and wear resistance of WC–Co by three consolidation processing techniques. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. Vilanova i la Geltrú, v. 27, n. 2, p. 344-349, 2009.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**, Cambridge, v. 79, n. 1-3, p. 231-239, 1996.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. **Journal of Testing and Evaluation**, Cambridge, v. 25, n. 2, p. 250-260, 1997.

ROBERGE, P. R. **Handbook of corrosion engineering**. New York: McGraw-Hill, 2000.

SAAEDI, J. et al. Effects of HVOF process parameters on the properties of Ni-Cr coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, Toronto, v. 19, n. 3, p. 521-530, 2010.

SABATINI, G. et al. Improving sliding and abrasive wear behaviour of cast A356 and wrought AA7075 aluminium alloys by plasma electrolytic oxidation. **Materials and Design**, Bologna, v. 31, p. 816-828, 2010.

SANTANA, Y. Y. et al. Mechanical properties and microstructure of WC–10Co–4Cr and WC–12Co thermal spray coatings deposited by HVOF. **Surface Engineering**, Caracas, v. 24, n. 5, p. 374-382, 2008.

SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of metallic corrosion**: atmospheric and media corrosion of metals. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2007.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Analysis of coating gas porosity development during thermal spraying. **Surface and Coatings Technology**, Barcelona, v. 70, p. 57-68, 2004a.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Investigation of coating porosity formation during high velocity oxy-fuel (HVOF) spraying. **Materials Letters**, Barcelona, v. 18, p. 304-308, 2004b.

SOMUNKIRAN, I.; NURSOY, M.; ÇELİK, H. Effect of Cr content microstructure and abrasive wear behaviour of Co-based alloys. **Powder Metallurgy**, Elazığ, v. 54, n. 3, p. 209-213, 2011.

STANFORD, M. K.; JAIN, V. K. Friction and wear characteristics of hard coatings. **Wear**, Dayton, v. 251, p. 990-996, 2001.

SUTTHIRUANGWONG, S.; MORI, G. Corrosion properties of Co-based cemented carbides in acidic solutions. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. Leoben, v. 21, n. 3-4, p. 135-145, 2003.

SWAMINATHAN, V. et al. Electrochemical investigation of chromium oxide-coated Ti-6Al-4V and Co-Cr-Mo alloy substrates. **Journal of biomedical materials research part b: applied biomaterials**. New York, v. 98B, n. 2, p. 369-378, 2011.

TOH, S. K. et al. An investigation of the native oxide of aluminum alloy 7475-T7651 using XPS, AES, TEM, EELS, GDOES and RBS. **Surface Review and Letters**, Melbourne, v. 10, n. 2-3, p. 365-371, 2003.

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**, Cambridge, v. 225-229, p. 205-214, 1999.

WANG, H. et al. Microstructure characterization and abrasive wear performance of HVOF sprayed WC-Co coatings. **Advanced Materials Research**, Jiujiang, v. 189-193, p. 707-710, 2011.

WANG, L. et al. Effects of Cr on microstructure and hardness of HVOF-sprayed WC-Co coating. **Advanced Materials Research**, Chengdu, v. 317-319, p. 301-306, 2011.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: EDUSP, 2003.

WOOD, R. J. K. Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, Southampton, v. 28, n. 1, p. 82-94, 2010.

YANG, G. H.; GARRISON JR, W. M. A comparison of microstructural effects on two-body and three-body abrasive wear. **Wear**, Berkeley, v. 129, p. 93-103, 1989.

YANG, Q.; SENDA, T.; OHMIRI, A. Effect of carbide grain size on microstructure and sliding wear behavior of HVOF-sprayed WC-12% Co coatings. **Wear**, Tokyo, v. 254, p. 23-34, 2003.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: Elsevier, 1987. v. 10.