

**PAULO CELSO PIRES**

**ESTUDO DE REVESTIMENTOS POR ASPERSÃO TÉRMICA  
DE LIGA Ni - Cr - B - Si - C**

Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de  
São Paulo para obtenção do  
título de Mestre em Engenharia.

São Paulo

1999

**PAULO CELSO PIRES**

(Eng. Metalurgista, EPUSP, 1988)

**ESTUDO DE REVESTIMENTOS POR ASPERSÃO TÉRMICA  
DE LIGA Ni - Cr - B - Si - C**

Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de  
São Paulo para obtenção do  
título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração :  
Engenharia Metalúrgica e de Materiais  
Orientador :  
Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo  
1999

“Por vezes reflito sobre as tremendas  
conseqüências que resultam das pequenas  
coisas...

Fico tentado a pensar...

Que não há pequenas coisas.”

Bruce Barton

A minha esposa Luciane e minha filha Mariana, amigas de todas as horas, por todo o apoio nesta caminhada.

Ao meu pai Odmar e minha mãe Nilza por me ensinarem o valor do conhecimento.

## AGRACECIMENTOS

Ao orientador Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi, que nestes anos de convívio tornou-se um amigo, sempre incentivando e apoiando esta empreitada.

Ao Dr. Jean-Louis Flückiger e ao Dr. Luis Fernando Ramos pelas inestimáveis discussões e sugestões, além do impulso inicial para o desenvolvimento deste projeto.

Ao Eng. Newton de Andrade e Silva por todas as facilidades concedidas.

À Eutectic do Brasil e ESAB pelo apoio em termos de materiais, análises e demais facilidades que tornaram possível esta dissertação.

Ao Físico Rogério Soares Lima atualmente estudando na New York University - Stony Brook e aos Srs. Flavio e Fábio Camargo da Ogramac pela confecção dos corpos de prova pelo processo HVOF.

Aos Técnicos Antonio Mitsuro Yamamoto, pela incansável ajuda nas análises químicas e físicas envolvidas, e Arnaldo Alves Pereira pela confecção dos corpos de prova.

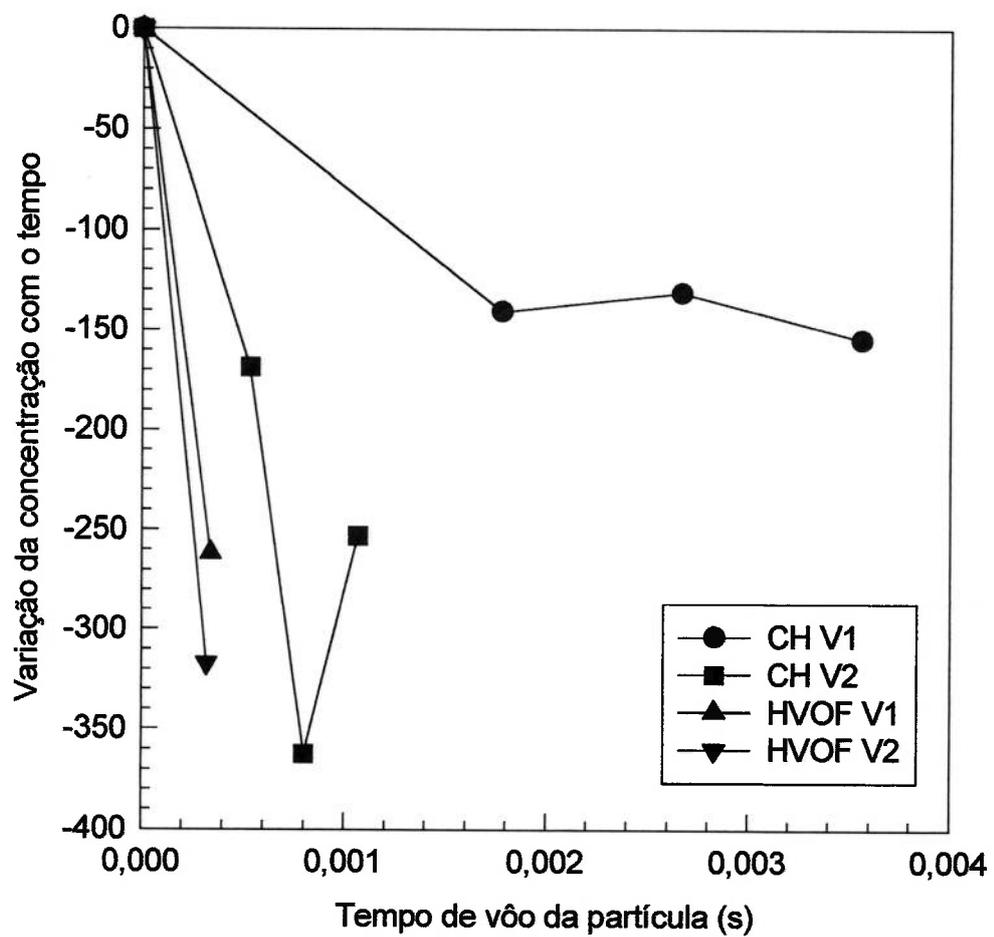
Aos Engenheiros André O`Czerny e Rogério Macedo da Tafa pelo fornecimento de extenso material bibliográfico.

Ao Eng. Roberto Joaquim e à Sra. Nice Masucci pelo auxílio na parte computacional relativa a confecção das figuras existentes neste trabalho.

Finalmente a todas as outras pessoas que direta ou indiretamente auxiliaram neste trabalho.

## ERRATA

LOCALIZAÇÃO	ONDE SE LÊ	LEIA-SE
Página 52 2º parágrafo 1ª linha	A finalidade dos sistemas tecnológicos ...	A finalidade dos sistemas tribológicos ...
Página 56 4º parágrafo 2ª linha	... pela presença de partículas duras, partículas duras aprisionadas em uma ou duas ...	pela presença de partículas duras, aprisionadas em uma ou duas ...
Página 57 1º parágrafo 2ª linha	microdeformação	microsulcamento
Página 57 2º parágrafo 1ª linha	... há uma passagem única de uma partícula abrasiva ...	... há passagem de partículas abrasivas ...
Página 57 5º parágrafo 1ª linha	... em relação à superfície.	... em relação à superfície <sup>(54)</sup> .
Página 63 4º parágrafo 1ª linha	(acrescentar)	Os depósitos foram aplicados em chapa de aço tipo SAE 1010, jateada com granalha de aço. A espessura dos revestimentos foi controlada entre 0,6 e 0,8 mm. Foi realizado um pré-aquecimento de 150 °C e um controle de interpasse máximo de 228 ° C.
Página 87 2º parágrafo 3ª linha	... dureza de 148 HV <sub>10</sub> .	... dureza de 296 HV <sub>10</sub> .
Página 115 2º parágrafo 3ª linha	... de dois tipos:	... de dois tipos, conforme esquematizado na figura 51:
Página 161 Tabela 40 Coluna 2	148 ± 24	296 ± 24
	153 ± 6	306 ± 6
	159 ± 6	318 ± 6
	170 ± 4	340 ± 4
	220 ± 6	442 ± 6
	227 ± 4	452 ± 4



**Figura 59** – Derivadas da concentração de silício em função do tempo de voo da partícula.

## ÍNDICE

<b>1) INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>2) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>6</b>
2.1) DEFINIÇÃO	6
2.2) CARACTERÍSTICAS GERAIS	6
2.3) CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO	8
TÉRMICA	
2.3.1) Materiais consumíveis na projeção	8
2.3.2) Métodos de geração de energia na aspersão térmica	9
2.3.2.1) <i>Energia térmica</i>	9
2.3.2.2) <i>Energia cinética</i>	12
2.3.2.3) <i>Energia gerada por reações químicas</i>	14
2.3.2.4) <i>Modelo do impacto de uma partícula contra um substrato</i>	15
2.3.3) Intensidade de aquecimento	17
2.3.3.1) <i>Processos à frio</i>	18
2.3.3.2) <i>Processos à quente</i>	18
2.4) CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS DOS PROCESSOS DE	19
ASPERSÃO TÉRMICA	
2.4.1) Aspersão por combustão	21
2.4.1.1) <i>Processos de aspersão subsônicos</i>	21
2.4.1.2) <i>Aspersão subsônica por chama com pó</i>	23
2.4.1.3) <i>Aspersão por detonação</i>	27
2.4.1.4) <i>Aspersão hipersônica com oxi – combustível – HVOF (“High velocity oxi-fuel”)</i>	29
2.4.2) Aspersão por arco elétrico	34
2.4.2.1) <i>Aspersão a arco elétrico com arame</i>	34
2.4.2.2) <i>Aspersão por plasma de arco não - transferido</i>	37
2.4.2.3) <i>Aspersão por plasma de arco transferido</i>	39
2.5) CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO	41

2.5.1) Adesão do revestimento ao substrato	43
2.5.1.1) <i>Preparação do substrato</i>	43
2.5.1.1.a) <i>Preparação superficial</i>	43
2.5.1.1.b) <i>Limpeza e manuseio</i>	44
2.5.1.1.c) <i>Obtenção de rugosidade no substrato</i>	44
2.5.2) Caracterização da aderência	45
2.5.3) Tensões residuais	46
2.5.4) Resistência ao desgaste	47
2.5.5) Resistência à corrosão	47
2.6) Correlação microestrutura - propriedades	49
2.6.1) Classificação dos processos de desgaste	51
2.6.2) Mecanismos de desgaste	55
2.6.2.1) <i>Abrasão</i>	56
<b>3) OBJETIVOS</b>	<b>59</b>
<b>4) MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>60</b>
4.1) CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PARA ASPERSÃO TÉRMICA	60
4.1.1) Especificação granulométrica do pó	60
4.1.2) Especificação da composição química do pó	61
4.1.3) Dureza do depósito	61
4.2) EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NAS APLICAÇÕES	62
4.2.1) Aspersão por chama	62
4.2.2) Aspersão hipersônica - HVOF	62
4.3) PARÂMETROS DE APLICAÇÃO	63
4.4) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DA LIGA	64
4.5) ANÁLISES QUÍMICAS	65
4.5.1) Análises químicas dos depósitos à distância normal de aplicação	65
4.5.2) Análises químicas dos pós à metade da distância normal de aplicação	66
4.5.3) Análises químicas dos pós à $\frac{3}{4}$ da distância normal de aplicação	66

4.6) DUREZA DOS DEPÓSITOS	67
4.7) ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO	67
4.8) INDENTAÇÕES NAS INTERFACES	67
4.9) CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA DOS DEPÓSITOS	68
4.9.1) Impregnação	68
4.9.2) Corte	69
4.9.3) Embutimento	69
4.9.4) Lixamento	69
4.9.5) Polimento	70
4.9.6) Microscopia óptica	70
4.10) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	70
4.11) MEDIÇÃO DA TEMPERATURA LIQUIDUS	71
4.12) RESUMO DAS TÉCNICAS ANALÍTICAS UTILIZADAS	72
<b>5) RESULTADOS</b>	<b>73</b>
5.1) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ	73
5.1.1) Granulometria do pó original	73
5.1.2) Granulometria do pó aplicado à chama sem aceleração	74
5.1.3) Granulometria do pó aplicado à chama com aceleração	74
5.2) ANÁLISES QUÍMICAS	76
5.2.1) Análise do pó original	76
5.2.2) Aplicação a chama sem aceleração e sem fusão	76
5.2.3) Aplicação a chama com aceleração e sem fusão	77
5.2.4) Aplicação a chama sem aceleração e com fusão	79
5.2.5) Aplicação a chama com aceleração e com fusão	81
5.2.6) Aplicação com HVOF e velocidade menor	82
5.2.7) Aplicação com HVOF e velocidade maior	83
5.3) DUREZAS SUPERFICIAIS - Rockwell 15 N	84
5.4) INDENTAÇÕES NA INTERFACE	86
5.4.1) Aplicação a chama sem aceleração e sem fusão	87
5.4.2) Aplicação a chama com aceleração e sem fusão	87

5.4.3) Aplicação a chama sem aceleração e com fusão	88
5.4.4) Aplicação a chama com aceleração e com fusão	89
5.4.5) Aplicação com HVOF velocidade menor	90
5.4.6) Aplicação com HVOF velocidade maior	91
5.5) ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO	92
5.6) METALOGRAFIAS	94
5.7) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	100
5.8) MEDIÇÃO DAS TEMPERATURAS LIQUIDUS	108
<b>6) DISCUSSÃO</b>	<b>109</b>
6.1) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ	109
6.2) COMPOSIÇÃO QUÍMICA	114
6.2.1) Efeito da velocidade na composição química	131
6.2.2) Variações de composição ao longo do vôo	137
6.2.2.1) <i>Variação em vôo dos teores de carbono</i>	137
6.2.2.2) <i>Variação em vôo dos teores de silício</i>	137
6.2.2.3) <i>Variação em vôo dos teores de cromo</i>	138
6.2.2.4) <i>Variação em vôo dos teores de boro</i>	139
6.2.2.5) <i>Variação em vôo dos teores de oxigênio</i>	139
6.2.2.6) <i>Variação em vôo dos teores de nitrogênio</i>	140
6.2.3) Efeito da fusão do depósito na composição química	140
6.2.4) Efeito da atmosfera na composição química	141
6.3) DUREZA SUPERFICIAL	145
6.3.1) Efeito da velocidade de impacto das partículas	145
6.3.2) Efeito da fusão do depósito	146
6.4) INDENTAÇÕES NA INTERFACE	147
6.4.1) Efeito da velocidade na dureza aparente do revestimento	148
6.4.2) Efeito da fusão do depósito na dureza aparente do revestimento	149
6.4.3) Efeito do processo de aspersão na dureza aparente do par revestimento / substrato	149
6.5) RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO	151

6.5.1) Efeito da velocidade na resistência à abrasão	152
6.5.2) Efeito da fusão do depósito na resistência à abrasão	153
6.5.3) Relação entre micromecanismo de desgaste e processo de aspersão	154
<b>6.6) CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA</b>	<b>156</b>
6.6.1) Efeito da velocidade na microestrutura	156
6.6.2) Efeito da fusão na microestrutura	157
<b>6.7) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA</b>	<b>158</b>
<b>6.8) TEMPERATURAS LIQUIDUS</b>	<b>159</b>
6.8.1) Efeito da variação da velocidade na temperatura liquidus	160
6.8.2) Efeito da fusão do depósito na temperatura liquidus	160
<b>6.9) SUMÁRIO DOS EFEITOS DAS CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO NO SEU DESEMPENHO À ABRASÃO</b>	<b>161</b>
<b>7) CONCLUSÕES</b>	<b>162</b>
<b>8) SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>165</b>
<b>9) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>166</b>
<b>10) ANEXOS</b>	<b>174</b>
ANEXO I – PARÂMETROS DE APLICAÇÃO PARA OS PROCESSOS ESTUDADOS	175
ANEXO II – CÁLCULO DO TAMANHO DE PARTÍCULA MÉDIA PARA O PÓ ORIGINAL E APÓS ASPERSÃO À CHAMA SEM E COM ACELERAÇÃO	182

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b>	Estátua de touro em bronze fundido da região de Horoztepe, Anatólia, datado de aproximadamente 2100 A.C. [Retirada da ref. 1].	1
<b>Figura 2</b>	Distribuição do mercado mundial de aspersão térmica em 1993. [ Adaptada da ref. 3] .	3
<b>Figura 3</b>	Evolução da participação dos processos de aspersão térmica.[ Adaptada da ref. 3] .	4
<b>Figura 4</b>	Modelo de partícula impactada em um substrato [ Adaptado da ref. 2] .	16
<b>Figura 5</b>	Instalação típica para aspersão de arames por chama, adaptável a varetas. [ Adaptada da ref. 4] .	21
<b>Figura 6</b>	Corte transversal de uma tocha para aspersão por chama de arames, varetas. [ Adaptada da ref. 4] .	22
<b>Figura 7</b>	Instalação típica para aspersão térmica de pós. [ Adaptada da ref. 4] .	24
<b>Figura 8</b>	Corte transversal de uma tocha típica de aspersão térmica de pós. [ Adaptada da ref. 4] .	25
<b>Figura 9</b>	Corte transversal de tocha de detonação. [Adaptada da ref. 4] .	28
<b>Figura 10</b>	Esquema do primeiro equipamento de HVOF desenvolvido pela Linde - Union Carbide. [Adaptado da ref. 17].	29
<b>Figura 11</b>	Tocha da Metco com alargamento na garganta. [Adaptada da ref. 17].	30
<b>Figura 12</b>	Esquema da tocha JetKote. [Adaptado da ref. 17].	31
<b>Figura 13</b>	Esquema das tochas Top Gun e CDS. [Adaptado da ref. 17].	31
<b>Figura 14</b>	Tocha JP-5000. [Adaptada da ref. 17].	32
<b>Figura 15</b>	Esquema de instalação para o processo para aspersão por arco elétrico com arame. [Adaptado da ref. 4] .	35

<b>Figura 16</b>	Corte transversal esquemático de tocha para aspersão à arco elétrico com arame. [ Adaptada da ref. 4] .	35
<b>Figura 17</b>	Instalação esquemática para aspersão à plasma. [ Adaptada da ref. 4] .	38
<b>Figura 18</b>	Seção transversal de uma tocha plasma. [ Adaptada da ref. 4] .	38
<b>Figura 19</b>	Esquema de um depósito obtido por aspersão térmica. [ Adaptado da ref. 2] .	42
<b>Figura 20</b>	Representação esquemática de elementos estruturais de sólidos inorgânicos. [Adaptada da ref. 54].	50
<b>Figura 21</b>	Descrição geral de entradas e saídas de um tribosistema. [Adaptada da ref. 54].	52
<b>Figura 22</b>	Representação dos elementos de tribosistemas. [Adaptada da Ref. 54].	53
<b>Figura 23</b>	Classificação dos mecanismos de desgaste. [Adaptada da Ref. 54].	54
<b>Figura 24</b>	Desgaste a dois e três corpos. [Adaptada da Ref. 54].	55
<b>Figura 25</b>	Principais mecanismos de desgaste. [Adaptada da Ref. 54].	56
<b>Figura 26</b>	Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies dos materiais. [Adaptada da Ref. 54].	58
<b>Figura 27</b>	Esquema de indentação realizada na interface revestimento / substrato	86
<b>Figura 28</b>	Estrutura de depósito realizado a chama, sem aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X – sem ataque)	94
<b>Figura 29</b>	Estrutura de depósito realizado a chama, com aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X – sem ataque).	94
<b>Figura 30</b>	Estrutura de depósito realizado a chama, sem aceleração e com fusão. (Aumento 500 X – sem ataque).	95
<b>Figura 31</b>	Estrutura de depósito realizado a chama, com aceleração e com fusão. (Aumento 500 X – sem ataque)	95
<b>Figura 32</b>	Estrutura de depósito realizado com HVOF em velocidade menor. (Aumento 500 X – sem ataque)	96

<b>Figura 33</b>	Estrutura de depósito realizado com HVOF em velocidade maior. (Aumento 500 X – sem ataque)	96
<b>Figura 34</b>	Microestrutura de depósito realizado a chama, com aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X – ataque eletrolítico com ácido oxálico)	98
<b>Figura 35</b>	Microestrutura de depósito realizado a chama, sem aceleração e com fusão. (Aumento 500 X – ataque ácido oxálico)	98
<b>Figura 36</b>	Microestrutura de depósito realizado com HVOF em velocidade menor. (Aumento 500 X – ataque ácido oxálico)	99
<b>Figura 37</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama sem aceleração e sem fusão. (aumento 200 X).	100
<b>Figura 38</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama com aceleração e sem fusão. (aumento 200 X).	100
<b>Figura 39</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama sem aceleração e com fusão. (aumento 200 X).	101
<b>Figura 40</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama com aceleração e com fusão. (aumento 200 X).	101
<b>Figura 41</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito HVOF com velocidade menor. (aumento 200 X).	102
<b>Figura 42</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito HVOF com velocidade maior. (aumento 200 X).	102
<b>Figura 43</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama sem aceleração e sem fusão. (aumento 2.500 X).	104
<b>Figura 44</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície	104

	desgastada de um depósito a chama com aceleração e sem fusão. (aumento 2.500 X).	
<b>Figura 45</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama sem aceleração e com fusão. (aumento 2.500 X).	105
<b>Figura 46</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama com aceleração e com fusão. (aumento 2.500 X).	105
<b>Figura 47</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito HVOF com velocidade menor. (aumento 2.500 X).	106
<b>Figura 48</b>	Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito HVOF com velocidade maior. (aumento 2.500 X).	106
<b>Figura 49</b>	Efeito do raio da partícula na sua velocidade terminal.	112
<b>Figura 50</b>	Alongamento das partículas durante o vôo	113
<b>Figura 51</b>	Reação heterogênea sólido / gás. (a) sólido + gás <sub>1</sub> produzindo gás <sub>2</sub> e (b) sólido <sub>1</sub> + gás <sub>1</sub> produzindo sólido <sub>2</sub> + gás <sub>2</sub> .	115
<b>Figura 52</b>	Variação dos teores de carbono em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	119
<b>Figura 53</b>	Variação dos teores de silício em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	120
<b>Figura 54</b>	Variação dos teores de cromo em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	121
<b>Figura 55</b>	Variação dos teores de boro em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	122
<b>Figura 56</b>	Variação dos teores de oxigênio em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	123
<b>Figura 57</b>	Variação dos teores de nitrogênio em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.	124

<b>Figura 58</b>	Derivadas da concentração de carbono em função do tempo de vôo da partícula.	125
<b>Figura 59</b>	Derivadas da concentração de silício em função do tempo de vôo da partícula.	126
<b>Figura 60</b>	Derivadas da concentração de cromo em função do tempo de vôo da partícula.	127
<b>Figura 61</b>	Derivadas da concentração de boro em função do tempo de vôo da partícula.	128
<b>Figura 62</b>	Derivadas da concentração de oxigênio em função do tempo de vôo da partícula.	129
<b>Figura 63</b>	Derivadas da concentração de nitrogênio em função do tempo de vôo da partícula.	130
<b>Figura 64</b>	Variações de temperatura e reações entre a partícula e a atmosfera oxidante ao seu redor para o processo de aspersão a chama.	142
<b>Figura 65</b>	Variações de temperatura e reações entre a partícula e a atmosfera redutora ao seu redor para o processo HVOF.	144

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b>	Classificação dos processos de aspersão térmica conforme fonte de energia.	10
<b>Tabela 2</b>	Classificação dos processos de aspersão térmica por tipo de consumível.	10
<b>Tabela 3</b>	Temperaturas de arco ou chama para diversos processos de aspersão térmica.	11
<b>Tabela 4</b>	Velocidades das partículas para alguns processos de aspersão térmica.	13
<b>Tabela 5</b>	Velocidades de projeção para diferentes processos de aspersão térmica.	14
<b>Tabela 6</b>	Classificação dos processos de aspersão térmica conforme a intensidade de aquecimento a qual o revestimento é submetido.	17
<b>Tabela 7</b>	Processos de aspersão térmica em função dos tipos de materiais de revestimento.	20
<b>Tabela 8</b>	Temperaturas de fontes de calor.	23
<b>Tabela 9</b>	Resumo da evolução do HVOF.	32
<b>Tabela 10</b>	Fatores que influem o tipo do deslizamento. [Adaptada da Ref. 54].	51
<b>Tabela 11</b>	Distribuição granulométrica especificada para o pó utilizado.	60
<b>Tabela 12</b>	Especificação de composição química da liga utilizada.	61
<b>Tabela 13</b>	Descrição dos parâmetros utilizados nas diferentes condições de aplicação.	63
<b>Tabela 14</b>	Resumo das técnicas analíticas utilizadas.	72
<b>Tabela 15</b>	Distribuição granulométrica do pó original.	73
<b>Tabela 16</b>	Distribuição granulométrica do pó aplicado a chama sem aceleração.	74
<b>Tabela 17</b>	Distribuição granulométrica do pó aplicado a chama com aceleração.	75

<b>Tabela 18</b>	Análise química do pó original.	76
<b>Tabela 19</b>	Análise da química da aplicação a chama sem aceleração e sem fusão para diversas distâncias de vôo.	77
<b>Tabela 20</b>	Análise da química da aplicação a chama com aceleração e sem fusão.	78
<b>Tabela 21</b>	Análise química da aplicação a chama sem aceleração e com fusão.	79
<b>Tabela 22</b>	Análise química da aplicação a chama com aceleração e com fusão.	81
<b>Tabela 23</b>	Análise química da aplicação com HVOF e velocidade menor.	82
<b>Tabela 24</b>	Análise química da aplicação com HVOF e velocidade maior.	83
<b>Tabela 25</b>	Durezas superficiais de depósitos obtidos nas diversas condições.	84
<b>Tabela 26</b>	Ensaio de indentação do depósito a chama sem aceleração e sem fusão.	87
<b>Tabela 27</b>	Ensaio de indentação do depósito a chama com aceleração e sem fusão.	88
<b>Tabela 28</b>	Ensaio de indentação do depósito a chama sem aceleração e com fusão.	89
<b>Tabela 29</b>	Ensaio de indentação do depósito a chama com aceleração e com fusão.	90
<b>Tabela 30</b>	Ensaio de indentação do depósito com HVOF e velocidade menor.	91
<b>Tabela 31</b>	Ensaio de indentação do depósito com HVOF e velocidade maior.	92
<b>Tabela 32</b>	Ensaio de desgaste abrasivo dos depósitos obtidos nas diversas condições de aplicação.	93
<b>Tabela 33</b>	Análise térmica do pó original e diversas condições de aplicação.	108
<b>Tabela 34</b>	Calculo de tamanho médio de partícula para o pó original.	109

<b>Tabela 35</b>	Calculo de tamanho médio de partícula para o pó projetado sem aceleração.	110
<b>Tabela 36</b>	Calculo de tamanho médio de partícula para o pó projetado com aceleração.	111
<b>Tabela 37</b>	Variação da composição em função dos parâmetros de aplicação	118
<b>Tabela 38</b>	Semi-diagonais medidas na transversal lado substrato e transversal lado revestimento para carga de 10 Kgf e dureza Vickers do revestimento.	148
<b>Tabela 39</b>	Inverso da perda de massa nas diversas condições de aplicação.	152
<b>Tabela 40</b>	Principais resultados que influenciam o desempenho à abrasão dos revestimentos.	161

## LISTA DE SÍMBOLOS

$m$  = massa

$d$  = diâmetro da partícula

$A$  = área da partícula

$\rho$  = densidade

$\theta$  = tempo de reação

$R_A$  = velocidade de reação por área unitária

$v_0$  = volume original da partícula

$d_0$  = diâmetro original da partícula

$V_p$  = velocidade da partícula

$r_p$  = raio da partícula

$n$  = número de mols

## LISTA DE TERMINOLOGIAS E ABREVIações

Spray - névoa de material

HVOF - High velocity oxi-fuel - processo de aspersão térmica no qual partículas de materiais são projetados a velocidades maiores que a do som no ar

Supersônico - processo de aspersão térmica no qual partículas de materiais são projetados a velocidades maiores que uma vez porém menor que duas vezes a do som no ar

Hipersônico - processo de aspersão térmica no qual partículas de materiais são projetados a velocidades maiores que duas vezes a do som no ar

Cord - tubo plástico contínuo recheado internamente de ligas metálicas ou cerâmicos destinados à aspersão térmica

Flame spray - Aspersão à chama

Electric arc spraying - Aspersão à arco elétrico

Plasma spray - Aspersão por plasma de arco não-transferido

Plasma Transferred Arc - PTA - Aspersão por plasma de arco transferido

Detonation gun - Aspersão por explosão

Bond coat - camada de adesão aplicada entre o material de substrato e o revestimento com o objetivo de aumentar a aderência (resistência adesiva) entre ambos

## RESUMO

O avanço tecnológico aumenta a necessidade do desenvolvimento de materiais e processos capazes de permitir a fabricação de componentes que atendam características muito específicas. Dentre estas, tem ganho bastante importância a capacidade de resistir aos diversos tipos de desgaste.

Existem diferentes processos de aspersão que alteram as características das superfícies. Neste trabalho foram realizadas projeções utilizando-se um pó de liga Ni – Cr – B – Si – C pelos processos de aspersão à chama e aspersão hipersônica (HVOF). Verificou-se a influência dos parâmetros de processo no tamanho das partículas do pó durante o voo, a composição química, a dureza superficial dos revestimentos, a dureza aparente do par revestimento / substrato além dos ensaios resistência ao desgaste abrasivo, utilizando-se o ensaio de areia seca e roda de borracha (ASTM G 65-81). O revestimento obtido por aspersão à chama foi posteriormente fundido, caracterizado e comparado como os outros depósitos.

Os resultados mostraram que o diâmetro médio das partículas de pó varia durante seu voo, para o processo à chama, alterando a distribuição granulométrica do pó. Esta variação depende da velocidade e do tempo de voo. Da mesma maneira foi verificado que a composição química as partículas se alterou durante a projeção, influenciando tanto na dureza como na resistência ao desgaste abrasivo. Esta alteração deveu-se a reações heterogêneas com os gases presentes na atmosfera do processo de aspersão. No caso de aspersão à chama houve perda de todos os elementos de liga e ganho no oxigênio e nitrogênio. Por outro lado, no processo HVOF o teor de carbono aumentou

enquanto os demais elementos de liga apresentaram uma perda menor que no processo à chama. O aumento de oxigênio e nitrogênio por sua vez foi menor. Devido a essas modificações o processo HVOF apresentou um desempenho muito próximo ao processo à chama com fusão posterior.

A velocidade das partículas, tempo de voo e tipo de processo de aspersão utilizado influem diretamente na composição e microestrutura dos depósitos. Estes dois fatores são determinantes para a resistência do revestimento ao desgaste abrasivo.

#### **ABSTRACT**

The technological advance increases the development of materials and processes able to allow the manufacturing of parts that give very specific characteristics. Among many materials properties, wear and corrosion resistance had reached great importance.

There are many thermal spray processes, which modifies surface properties. In this work it were studied a powder of a Ni-Cr-B-Si-C alloy applied by flame spray and HVOF processes. Were verified the processes parameters influence on particles size during flight, chemical composition, surface hardness, apparent hardness of the couple coating/ substrate and wear tests on abrasive resistance using the dry sand and rubber wheel test (ASTM G 65-81). Flame spray deposits were melted, characterized and compared with as-deposited coating.

The results showed that powder particles mean diameter change during flight, for flame spray process, changing its sizing distribution. This changing depends on particle speed and flight time. In the same way, it was verified that particles chemical composition had changed during application, causing influences both in hardness and abrasion wear resistance. The reason for this changing were heterogeneous reactions with gases in atmosphere of spray process. In flame spray process, there were losses for all alloying elements and increase for oxygen and nitrogen. On the other hand, in HVOF process the carbon content increased while the other alloying elements decreased. The increasing on oxygen and nitrogen contents was lower.

The HVOF process presented a performance very near of coatings applied with flame spray process and melted.

The particle speed, flight time, and process kind have influence on the chemical composition and microstructure of deposits. Both factors are directly related to abrasive wear resistance of coating.

## CURRICULUM DO AUTOR

**1965** – Nascimento em São José dos Campos – SP.

**1986** – Estágio no Instituto Tecnológico da Aeronáutica - ITA nos laboratórios de ensaios mecânicos, conformação mecânica e caracterização de materiais.

**1987** – Estágio na EATON CORPORATION BRASIL – Divisão automobilística nas áreas de controle de qualidade, forjaria e tratamentos térmicos.

**1988** – Estágio na Mafersa S.A. nas áreas de forjaria e tratamentos térmicos de rodas e eixos ferroviários.

**1984 a 1988** – Curso de Engenharia Metalúrgica na Escola Politécnica da USP.

**1989 a 1990** – Cursos de pós –graduação na área de materiais e processos de fabricação no Instituto Tecnológico da Aeronáutica - ITA.

**1989 a 1990** – Engenheiro na Mecânica Pesada S.A. – fabricante de equipamentos de grande porte tais como turbinas, hidráulicas, vasos de pressão e partes de plataformas de perfuração de petróleo. Atuação nas áreas de controle e garantia de qualidade e engenharia de fabricação.

**1991 – atual** – Gerente de Desenvolvimento e Qualidade na Eutectic Brasil Ltda. – fabricante de equipamentos e consumíveis para soldagem e revestimentos especiais. Responsável pelas áreas de qualidade e desenvolvimento de produtos e novos mercados.

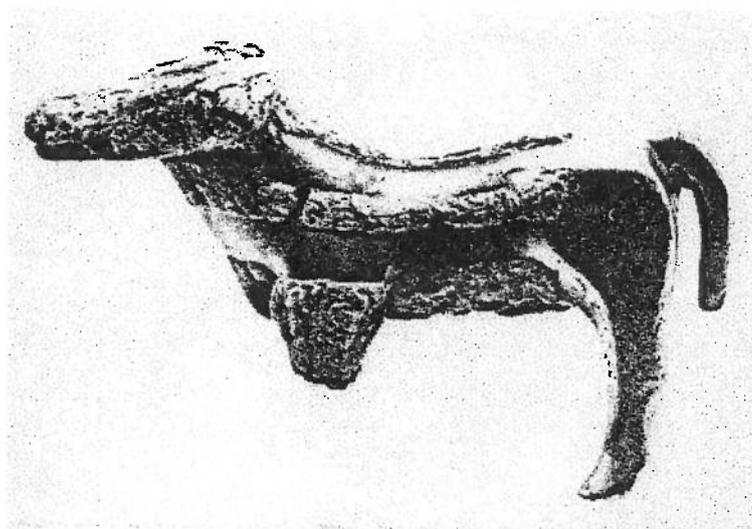
## **PUBLICACÕES**

“Estudo das variações de composição química e dureza superficial do depósito de um revestimento de liga Ni – Cr – B –Si obtido por diferentes processos de aspersão térmica”, em co-autoria com Rogério Soares Lima e Sérgio Duarte Brandi, in : XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem – Fortaleza-CE, 1998.

## 1)INTRODUÇÃO

A necessidade do homem alterar superfícies de materiais remonta a alguns milênios antes da era cristã. Naquela época, o homem fabricava alguns objetos destinados ao culto religioso, caça, agricultura, bem como a retratar a realidade da época. Nestes objetos faziam-se algum tratamento para alterar determinadas propriedades superficiais com objetivo, à princípio, puramente estético.

Segundo Smith <sup>(1)</sup>, grande parte da metalurgia, incluindo fabricação de ligas e tratamentos térmicos, começou na joalheria. O touro de Horoztepe, apresentado na figura 1, é um exemplo de peça fundida (provavelmente pelo processo de cera perdida) que é especialmente interessante. Nele verifica-se faixas brancas (prateadas), que são do composto intermetálico  $Cu_3As$  produzido por difusão a aproximadamente  $400^{\circ}C$ .



**Figura 1** - Estátua de touro em bronze fundido da região de Horoztepe, Anatólia, datada de aproximadamente 2100 A.C. <sup>(1)</sup>.

Esta peça data de aproximadamente 2100 A.C. e é um excelente exemplo de tratamento de modificação superficial realizado pelo homem, neste caso apenas com finalidade estética.

Smith <sup>(1)</sup> mostrou ainda diversas outras peças como materiais cerâmicos, onde algum tipo de tratamento superficial foi utilizado para modificar propriedades estéticas das superfícies. Todos exemplos remontam alguns milhares de anos antes da era cristã.

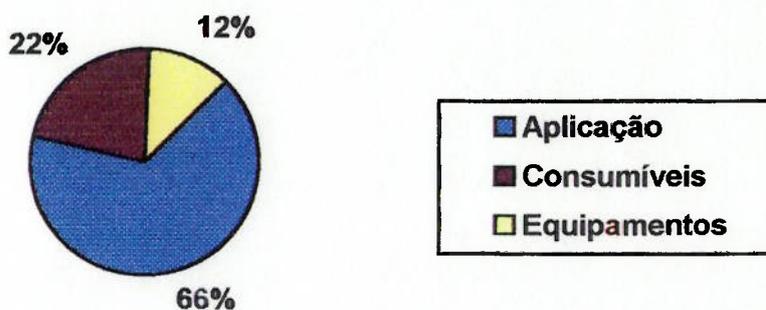
Atualmente existe uma preocupação muito grande com relação ao desempenho, vida útil e disposição pós - vida útil (reciclagem, disposição de rejeitos, impacto ambiental dos rejeitos) de peças, máquinas e equipamentos em geral.

Krepski <sup>(2)</sup> relatou que o desempenho dos materiais em várias aplicações industriais é fortemente afetado pelo comportamento das superfícies, tais como: resposta à corrosão, reatividade com o ambiente (oxidação, sulfetação, dissolução por solventes, etc.), resistência ao desgaste e propriedades térmicas são todos dependentes das características superficiais. Aspectos de comportamento mecânico como resposta à fadiga e fraturas assistidas pelo ambiente são também dependentes das características superficiais. A utilização de recobrimentos para melhoria do desempenho de superfícies é freqüentemente uma alternativa com custo-benefício superior à fabricação de componentes inteiros de um material. O recobrimento é ainda uma maneira de recuperação de peças desgastadas, podendo prolongar a vida útil das mesmas, contribuindo para a preservação ambiental.

Existem diversos tratamentos superficiais que podem ser realizados visando uma melhoria do comportamento de partes perante um dado tipo de solicitação.

A aspersione térmica é talvez a mais versátil das tecnologias de revestimento. Consiste em aquecer um material finamente dividido e projetá-lo contra a superfície que se deseja modificar. Este material pode ser cerâmico, metálico ou polimérico. A forma deste material pode ser pó, vareta ou arame. Nos casos de varetas e arames é necessário atomisar, ou seja transformar o arame/vareta em partículas que possam ser projetadas como um "spray".

Os equipamentos de aspersione consistem de tochas que fornecem energias cinética e térmica a um material projetando-o contra uma superfície na qual se deseja alterar as propriedades originais.

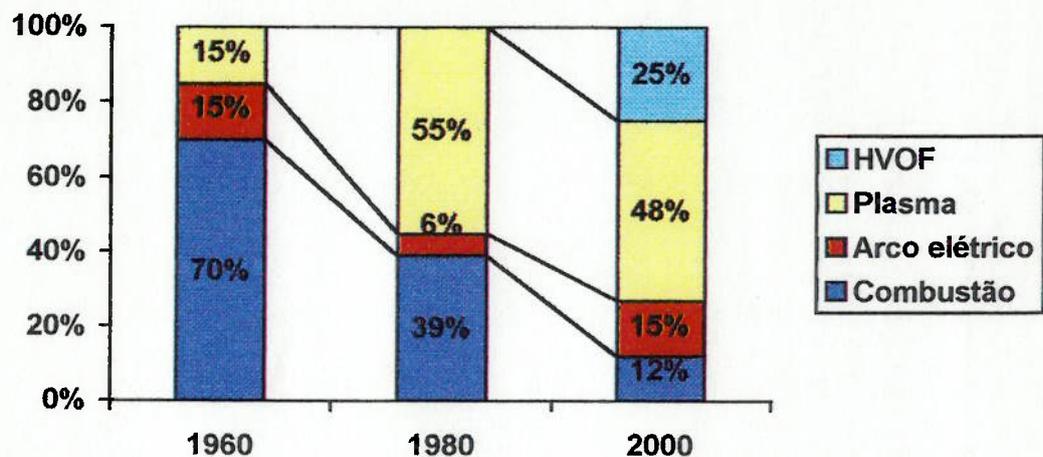


**Figura 2** - Distribuição do mercado mundial de aspersione térmica em 1993.

[Adaptada da ref. 3].

O mercado mundial de aspersion térmica <sup>(3)</sup> em 1993 era de aproximadamente US\$ 1,26 bilhão, sendo que 51% correspondiam ao mercado dos Estados Unidos. A distribuição deste mercado está apresentada na figura 2.

A figura 3 mostra a distribuição e a evolução por processo de aspersion térmica. Observa-se que alguns processos estão expandindo (HVOF e arco elétrico), enquanto que outros estão reduzindo a sua participação (combustão e plasma).



**Figura 3** - Evolução da participação dos processos de aspersion térmica. Ano 2000 – estimativa. [Adaptado de 3].

Quantidades diferentes de energias térmica e cinética e respectivas contribuições são obtidas utilizando-se diferentes processos de aspersion térmica.

Uma forte motivação econômica para a utilização da aspersion térmica é a possibilidade de se construir um equipamento com material de menor custo e com propriedades inferiores e revesti-lo com um material especificamente

desenvolvido para a solicitação que sua superfície sofrerá. Pode-se revestir esta peça total ou parcialmente e ainda pode-se revestir diferentes regiões do mesmo componente com diversos materiais, cada um com características específicas para a solicitação que aquela região irá sofrer.

A tendência futura é aumentar a utilização de processos de aspensão térmica, atendendo às necessidades de racionalização da utilização de recursos naturais, otimização dos custos de produção e melhoria da qualidade.

## **2) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1) DEFINIÇÃO**

De acordo com Thermal Spraying - AWS <sup>(4)</sup> e ASM Handbook <sup>(5)</sup> , aspersão térmica é: “um grupo de processos onde um material metálico, cerâmico ou polimérico, finamente dividido, é depositado em estado fundido ou semi-fundido sobre um substrato preparado”.

Uma tocha especial gera a energia térmica necessária utilizando uma chama produzida por gases combustíveis ou um arco elétrico. À medida que os materiais são aquecidos eles mudam para um estado plástico ou líquido, sendo então acelerados pela expansão de um gás comprimido, que pode ser resultante de combustão de gases ou injeção intencional de ar. A corrente confinada de partículas é projetada contra o substrato. As partículas chocam-se contra a superfície, deformam-se e produzem plaquetas finas que se conformam e aderem inicialmente às irregularidades da superfície preparada e, depois, às partículas já projetadas. Ao se chocarem contra o substrato, as partículas esfriam-se e aderem-se, partícula a partícula, formando uma estrutura lamelar.

### **2.2) CARACTERÍSTICAS GERAIS**

Conforme Thermal Spraying - AWS <sup>(4)</sup> os processos de aspersão são bastante especializados, havendo uma vasta gama de utilização em fabricação e manutenção. Existem muitas variáveis envolvidas. Cada variável deve ser

entendida a fim de permitir a seleção e operação adequadas de um processo em particular.

De acordo com Herman e Sulit <sup>(6)</sup> , os revestimentos por aspersão térmica são concebidos para prover resistência ao desgaste, erosão, abrasão e corrosão. São aplicados tanto em fabricação de equipamentos novos, como em reparo bem como a melhoria de desempenho de equipamentos em uso.

A tecnologia da aspersão térmica surgiu e evoluiu dentro da área de soldagem. Há semelhanças tanto nos equipamentos elétricos e de combustão como nos consumíveis utilizados em aspersão térmica com aqueles utilizados em soldagem e brasagem.

O ASM Handbook <sup>(5)</sup> classifica a aspersão térmica como processo associado à soldagem.

Diversos artigos publicados por Berndt e Kowalsky <sup>(7, 8, 9, 10)</sup> fizeram um levantamento histórico onde são apresentadas antigas patentes de equipamentos de aspersão térmica. São citadas algumas patentes registradas nos Estados Unidos no início do século 20 referentes a processos de aspersão térmica.

Em 1911, Ezra Mathers apresentou o projeto de patente nº 576.306, nos Estados Unidos, no qual descrevia um dispositivo de arco elétrico que podia ser utilizado para diversas aplicações dentre as quais aspersão térmica <sup>(7)</sup> .

Em 1914, a companhia British Metal Spray apresentou a especificação de patente nº 147.901 de uma equipamento onde se estabelecia um arco elétrico entre dois arames continuamente alimentados por roldanas <sup>(8)</sup> . Um tubo soprava gás comprimido para pulverizar e impulsionar o material fundido. A mesma companhia apresentou também em 1914 a especificação de patente nº

147.902. Nela um equipamento onde uma corrente de gás aquecido eletricamente era posicionada de maneira a fundir a substância que se desejava aplicar. O gás tinha a função de fundir, impulsionar e pulverizar o material que serviria como revestimento <sup>(9)</sup> .

Em 1917, Vincent Apple apresentou um método para construir comutadores para equipamentos de aspersão por arco elétrico <sup>(10)</sup> .

Shah et Alli <sup>(11)</sup> , apresentaram uma série de considerações sobre os diversos processos de aspersão térmica. Afirmaram que os depósitos de melhor qualidade obtidos nos processos de alta velocidade eram devidos à elevada energia cinética e baixa energia térmica empregadas.

Os processos de aspersão térmica vêm sendo desenvolvidos há quase 90 anos. Eles tiveram uma grande evolução com relação ao aumento da versatilidade dos materiais aplicados e características dos depósitos.

### 2.3) CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA

Existem inúmeras maneiras para se classificar os processos de aspersão térmica descritas na literatura <sup>(2, 4 e 5)</sup> .

No Thermal Spraying - AWS <sup>(4)</sup> são apresentadas classificações para os processos de aspersão térmica conforme duas conceituações :

- materiais consumíveis na projeção
- métodos de geração de energia

#### 2.3.1) Materiais consumíveis na projeção

Os materiais projetados podem estar na forma de arame, vareta, pó ou “cord” (tubo plástico contínuo contendo pó com liga de material metálico ou cerâmico). Diversos metais, ligas, óxidos, cermets e intermetálicos, alguns polímeros e certos vidros podem ser depositados por um ou vários processos.

### 2.3.2) Métodos de geração de energia na aspersão térmica

Pode-se dividir a energia envolvida na aspersão térmica em três componentes:

1. Energia térmica
2. Energia cinética
3. Energia gerada por reações químicas

A importância de cada componente energético varia em função do processo de aspersão utilizado e dos materiais projetados.

#### 2.3.2.1) *Energia térmica*

Os processos podem ser agrupados em dois grupos básicos conforme o método de geração de energia térmica. A tabela 1 apresenta a classificação segundo o *Thermal Spraying Handbook - AWS* <sup>(4)</sup>.

O primeiro grupo utiliza gases combustíveis como fonte de calor, enquanto no segundo grupo a fonte de calor é a energia elétrica.

Dentre eles pode-se citar: plasma (arco transferido e arco não-transferido), arco elétrico e plasma de indução.

Dentre eles pode-se citar: plasma (arco transferido e arco não-transferido), arco elétrico e plasma de indução.

**Tabela 1** - Classificação dos processos de aspersão térmica conforme fonte de energia [Adaptada da ref. 4].

Combustão		Elétrico	
Chama	à frio	Plasma	arco não-transferido
	à quente		arco transferido
	HVOF	Arco arame	
Detonação		Plasma de indução	

Esta classificação feita pelo Thermal Spraying Handbook <sup>(4)</sup> não faz menção ao processo HVOF (High Velocity Oxi-Fuel). Nele a geração de calor se faz por combustão e as partículas são projetadas com velocidades acima da do som.

O ASM Handbook <sup>(5)</sup> classifica os processos com o mesmo critério citado acima, ou seja, método de geração de calor e forma dos consumíveis. Esta classificação está mostrada na tabela 2.

**Tabela 2** - Classificação dos processos de aspersão térmica por tipo de consumível. [Adaptada da referência 5].

Processos de aspersão térmica por tipo de consumível						
Consumível	Combustão			Elétrico		
	Subsônico	Supersônico		Arco	Plasma	
	Chama	HVOF	Detonação		Arco transferido	Arco não-transferido
Pó	X	X	X	NA	X	X
Arame	X	NA	NA	X	NA	NA
Arame tubular	X	NA	NA	X	NA	NA
Vareta	X	NA	NA	NA	NA	NA

Legenda : X = aplicável ; NA = não-aplicável

seja à chama ou elétrico, para diversos processos. Estas temperaturas estão mostradas na tabela 3.

O transporte de energia térmica pelo material projetado depende de sua natureza, formato, tamanho de partículas e processo de projeção<sup>(12)</sup>.

Admitindo-se que o aquecimento da partícula durante o vôo seja somente por condução, o transporte de energia térmica está relacionado com a natureza do material determinada pela sua condutividade térmica e sua capacidade térmica. Quanto maior a condutividade térmica e menor a capacidade térmica, mais energia térmica a partícula terá no final de sua trajetória.

**Tabela 3** - Temperaturas de arco ou chama para diversos processos de aspersão térmica. [Adaptada da ref. 6].

PROCESSO	CONSUMÍVEL	TEMPERATURA DO ARCO OU CHAMA (°C)
<b>Grupo I (combustão)</b>		
<b>Subsônico</b>		
Chama	Pó	2200
Chama	Arame, vareta ou fio	2800
<b>Supersônico</b>		
HVOF	Pó	2600
Detonação	Pó	2600
<b>Grupo II (elétrico)</b>		
Arco	Arame	5000
Plasma	Pó	5000

Com relação ao formato da partícula, a sua energia térmica pode ser avaliada através da relação área / volume. Assim, uma esfera possui uma relação área / volume menor que um cubo, admitindo-se volumes iguais para ambos.

Portanto, uma partícula com o formato de um cubo aquece mais que uma esférica.

Quanto menor a partícula, maior a sua temperatura no final do voo.

O processo de projeção está relacionado com a temperatura média da fonte de calor e com a velocidade de voo da partícula. Para uma velocidade constante, quanto maior a temperatura da fonte, maior a temperatura final da partícula.

No caso de temperatura constante, quanto maior a velocidade da partícula, menor a sua temperatura final.

#### 2.3.2.2) *Energia cinética*

A bibliografia encontrada não utiliza o critério da energia cinética das partículas como um parâmetro de classificação dos processos. Por outro lado, as características do revestimento são correlacionadas com a velocidade de projeção das partículas.

A energia cinética pode ser transferida por diversas maneiras às partículas durante a projeção das mesmas.

Hackett <sup>(13)</sup> realizou estudos onde demonstra que a temperatura e velocidade das partículas variam de maneira independente. A velocidade das partículas é relacionada com a pressão da câmara de combustão. A temperatura é associada com o tempo de residência no bico. O estudo foi realizado com sistemas HVOF mas segundo o autor estas conclusões podem ser estendidas aos demais processos de aspersão.

Nos processos baseados em combustão de oxi-combustível, as partículas do material projetado são aceleradas pela própria expansão dos gases resultantes

da combustão. Pode-se ainda utilizar um gás adicional não - combustível para aumentar a aceleração das partículas. Nos processos a chama, este gás é normalmente o ar comprimido, porém alguns estudos utilizaram gases inertes como o argônio e nitrogênio<sup>(14)</sup>. Estes estudos visaram a obtenção de depósitos com menos inclusões de óxidos.

O ASM Handbook<sup>(5)</sup> menciona alguns valores de velocidade de partícula conforme mostra a tabela 4.

**Tabela 4** - Velocidades das partículas para alguns processos de aspersão térmica (m/s). [Adaptada da ref. 5].

PROCESSOS					
	Combustão		Elétrico		
	Subsônico	Supersônico	Arco	Plasma	
	Chama	Detonação		Não-transferido	Transferido
Velocidade partículas (m/s)	240	760	240	550	ND

Legenda : ND = Não-disponível

Herman<sup>(6)</sup> menciona valores diferentes para as velocidades de projeção conforme apresentados na tabela 5.

Comparando-se as tabelas 4 e 5, nota-se algumas discrepâncias, como no caso da velocidade apresentada para o processo combustão subsônica à chama, que é de 30 m/s na tabela 5 e 240 m/s na tabela 4. Tal diferença pode ser atribuída ao uso de diferentes tipos de pós e parâmetros de aplicação.

**Tabela 5** - Velocidades de projeção para diferentes processos de aspersão térmica (m/s). [Adaptada da referência 6].

	Combustão				Elétrico	
Processo	Subsônico		Supersônico			
	Chama	Chama	HVOF	Detonação	Arco	Plasma
Consumível	Pó	Arame, vareta ou fio	Pó	Pó	Arame	Pó
Velocidade das partículas (m/s)	30	180	900	900	240	240

### 2.3.2.3) Energia gerada por reações químicas

Os elementos de liga presentes nas ligas metálicas podem sofrer reações de oxidação, redução ou absorção de elementos durante a sua projeção. Tais reações vão depender do tipo da liga, atmosfera circundante e tempo de voo (tempo entre a saída do material do bico da tocha e o impacto contra o substrato) das partículas.

Por exemplo, para a liga Ni - Cr - B - Si - C deve-se considerar as reações de oxidação de Ni, Cr, B e Si bem como as reações entre o carbono e oxigênio, presentes na atmosfera.

Estas reações podem tanto gerar energia térmica como absorvê-la, dependendo das características exotérmicas ou endotérmicas delas.

Deevi <sup>(15)</sup> realizou estudos com aspersão simultânea de pós de alumínio e níquel e verificou a formação de diversos compostos intermetálicos tais como

$\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{NiAl}_3$ ,  $\text{Ni}_5\text{Al}_3$   $\text{NiAl}$  além de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Análise térmica diferencial caracterizou as reações exotérmicas entre o níquel e o alumínio.

#### 2.3.2.4) *Modelo do impacto de uma partícula contra um substrato*

Segundo Krepski <sup>(2)</sup>, os avanços na capacidade de analisar microestruturas próximo da escala atômica aumentaram muito o entendimento do comportamento dos materiais. Enquanto a metalurgia clássica utilizava o método de tentativa e erro para melhoria de propriedades, a ciência dos materiais se concentra na microestrutura e composição química do material e na relação entre microestrutura e desempenho. A microestrutura é determinada pela inter-relação entre composição e processamento. Todos os materiais (metais, cerâmicos, plásticos, compósitos e materiais naturais como pedras e madeiras) podem ser entendidos em termos da seguinte equação :

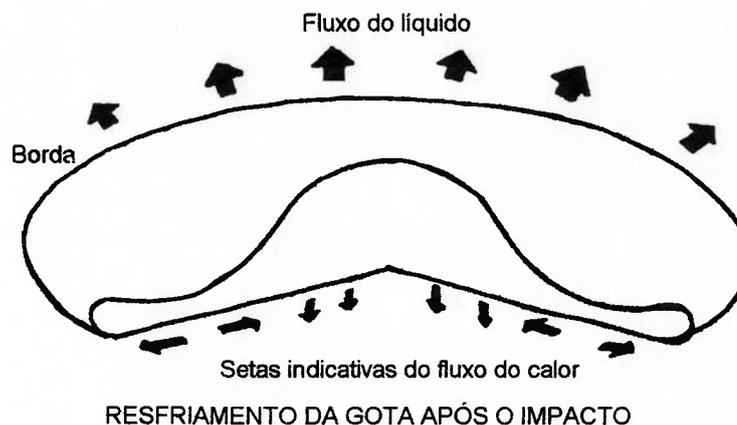
**composição + microestrutura + processamento = propriedades**

Estas propriedades traduzem-se em parâmetros de desempenho tais como vida útil, modo de falha e estabilidade ambiental de um componente.

A adoção da ciência dos materiais tem auxiliado no desenvolvimento da tecnologia de aspersão térmica. As modernas turbinas a jato são um exemplo importante da utilização efetiva da aspersão térmica. Centenas de componentes de motor que requerem previsão de comportamento sob condições extremas de serviço têm sido revestidos por aspersão térmica.

A adoção de novos revestimentos continua a aumentar o desempenho de motores.

Não importa o equipamento de projeção ou a forma do consumível, a aspersione térmica envolve a projeção de partículas fundidas ou semi-fundidas contra a superfície do material a ser revestido. As partículas incidentes podem se espalhar em forma de plaquetas ou lamelas ou se fragmentar parcialmente em gotas menores. A figura 4 apresenta a dinâmica de formação de uma plaqueta.



**Figura 4** - Modelo de partícula impactada em um substrato. [Adapt. da ref. 2] .

As lamelas têm dimensões típicas de 1 a 5  $\mu\text{m}$  de espessura e de 50 a 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro <sup>(1, 2, 4 e 5)</sup> . O empilhamento das plaquetas resulta em estruturas altamente orientadas, com lamelas paralelas à superfície do substrato. Outra consideração é a formação de ondas de choque tanto na partícula como no substrato. A integridade do revestimento é definida pelas interações das plaquetas com o substrato (aderência ou resistência adesiva) e entre as plaquetas (coerência ou resistência coesiva).

A aderência é tanto maior quanto maior for a energia necessária para separar o revestimento do substrato. Já a resistência coesiva é diretamente relacionada à energia necessária para separar entre si as lamelas que compõe o substrato.

### 2.3.3) Intensidade de aquecimento

Como visto anteriormente, os processos de revestimento superficial por aspersão térmica podem ser classificados de várias maneiras.

Uma das mais informativas leva em conta a intensidade térmica pela qual passou o revestimento durante a projeção. O revestimento pode ser obtido somente com a projeção (sem fusão) ou com a projeção e fusão posterior do mesmo. Têm-se portanto processos de aspersão à frio e à quente. A diferença básica é a não existência de fusão do revestimento nos primeiros enquanto há fusão no segundo tipo. A tabela 6 apresenta a intensidade de aquecimento que o revestimento sofre durante e após sua deposição.

**Tabela 6** - Classificação dos processos de aspersão térmica conforme a intensidade de aquecimento a qual o revestimento é submetido.

Processo	À frio	À quente
Projeção	X	X
Fusão	NA	X

Legenda : X = aplicável; NA = não-aplicável

A seguir serão detalhadas diferenças entre os dois processos.

### 2.3.3.1) *Processos à frio*

Neste grupo de processos não há fusão posterior do material aplicado. A ligação entre o revestimento e substrato é puramente mecânica. As partículas projetadas atingem temperaturas entre os valores solidus e liquidus e deformam-se plasticamente ao chocar-se contra o substrato, sendo que esta deformação permite o ancoramento mecânico entre partículas e substrato e partículas entre si.

Dentre os processos à frio pode-se citar :

1. Aspersão à chama (Flame spray)
2. Aspersão à arco elétrico (Electric arc spraying)
3. Aspersão por plasma de arco não-transferido
4. Aspersão por explosão (Detonation gun)
5. Aspersão supersônica (High velocity oxi - fuel ou HVOF)

### 2.3.3.2) *Processos à quente*

Neste grupo de processos ocorre a fusão total do material após o revestimento ser aplicado. Ela pode ocorrer durante ou após a projeção. No primeiro caso o processo é chamado de uma etapa enquanto que no segundo é denominado duas etapas, ou seja, após a aplicação o revestimento é submetido à temperatura acima da  $T_{liquidus}$ .

No processo de deposição à quente a ligação entre o revestimento e o substrato é metalúrgica. Diferentemente dos processos a frio, a fusão permite uma aderência bastante intensa entre substrato e revestimento. Normalmente o substrato não é fundido. Neste caso, pode-se fazer uma analogia entre este grupo de processos e a brasagem de metais.

Dentre os processos à quente pode-se citar :

1. Aspersão à chama
2. Aspersão à plasma de arco transferido

As condições nas quais ocorrem a fusão e posterior solidificação do revestimento influem diretamente na quantidade de porosidades e inclusões de óxidos <sup>(16)</sup> .

#### 2.4) CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA

As principais características operacionais dos processos mais usuais de aspersão térmica são listadas na Tabela 7.

Pode-se observar as grandes variações existentes na temperatura da fonte de calor e velocidades de projeção. Nota-se ainda a grande variedade de tipos de

materiais e respectivas formas (pó, arame), que conferem grande versatilidade aos diversos processos de aspersão.

O ASM Handbook <sup>(5)</sup> apresenta um sumário dos principais processos e tipos de materiais utilizados em aspersão térmica.

**Tabela 7** - Processos de aspersão térmica em função dos tipos de materiais de revestimento. [Adaptada de das referências 5 e 17].

	Combustão			Elétricos		
	Subsônico	Supersônicos		Arco	Plasma arco não-transferido	Plasma arco transferido
	Chama	Detonação	HVOF			
Temperatura da fonte de calor (°C)	2600 - 3100	> 3300	3100	4400	8300	8300
Velocidade de projeção (m/s)	240	760	1000 - 1200	240	550	ND
Arame metálico	A	NA	NA	A	A	A
Pó metálico	A	A	A	NA	A	A
Pó cerâmico	A	A	A	NA	NA	A
Pó polimérico	A	NA	A	NA	NA	NA
Arame ou fio cerâmico ou polimérico	A	NA	NA	NA	NA	NA

Legenda : A = aplicável; NA = não-aplicável; ND = não disponível

Os processos apresentados na tabela 7 serão detalhados a seguir.

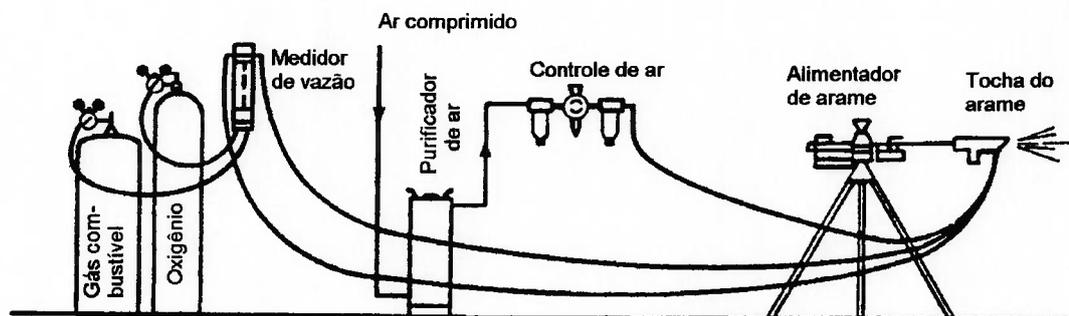
### 2.4.1) Aspersão por combustão

É realizada utilizando-se o calor gerado por uma reação química de combustão.

Qualquer substância que não sofra sublimação e que seja fundida a temperaturas menores que  $2760\text{ }^{\circ}\text{C}$  pode ser aspergida por chama <sup>(4 e 5)</sup>.

#### 2.4.1.1) Processos de aspersão subsônicos

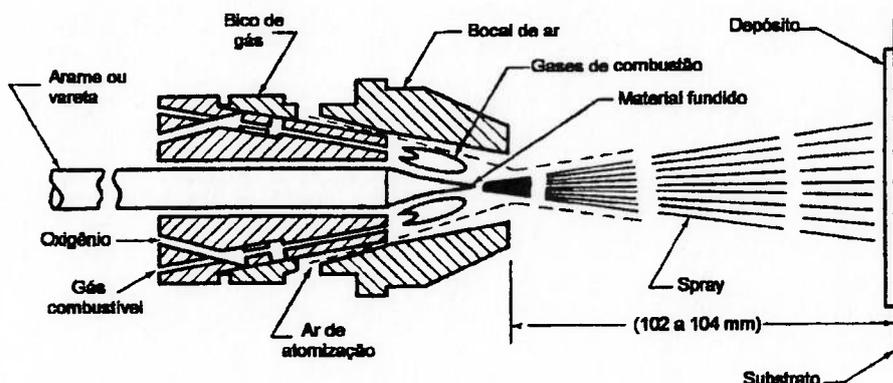
Os equipamentos para aspersão por arames ou varetas são bastante similares, conforme apresenta a figura 5.



**Figura 5** - Instalação típica para aspersão de arames por chama, adaptável a varetas. [Adaptada da Ref. 4].

A Figura 6 mostra uma tocha típica utilizada para aspersão por chama.

O material consumível é alimentado por roldanas tracionadoras existentes na parte traseira da tocha. As roldanas são movidas por um motor elétrico, motor à ar ou turbina à ar. O consumível passa por um bico onde é fundido por uma chama coaxial resultante da queima de uma mistura de gás combustível com oxigênio.



**Figura 6** - Corte transversal de uma tocha para aspersão por chama de arames, varetas. [Adaptada da Ref. 4].

Um dos seguintes gases combustíveis pode ser combinado com o oxigênio para utilização na aspersão por chama com arames ou varetas :

- acetileno
- metil-acetileno propadieno estabilizado (MPS)
- propano
- hidrogênio
- gás natural

O acetileno é o mais utilizado, devido à elevada temperatura de chama associada a um baixo custo. Todavia em muitos casos, chamas de temperaturas mais baixas podem ser utilizadas com vantagens econômicas. A tabela mostra a temperatura obtida com algumas fontes de calor.

**Tabela 8** - Temperaturas de fontes de calor. [Adaptada da ref. 4].

Fonte	Temperatura (°C)
Propano - oxigênio	2640
Gás natural - oxigênio	2735
Hidrogênio - oxigênio	2690
Acetileno - oxigênio	3100
Arco elétrico e plasma	2200 - 8300

Uma chama de mistura de gás combustível é utilizada apenas para fundir e não para impulsionar ou conduzir o material. Para realizar a aspersão, a chama é circundada por uma corrente de gás comprimido, normalmente ar, utilizado para atomizar o material fundido e projetá-lo contra o substrato. Em aplicações especiais pode-se utilizar um gás inerte<sup>(14)</sup>.

Diferentes sistemas de alimentação são utilizados na tocha dependendo se o consumível for um arame sólido ou tubular (consumível contínuo) ou vareta (consumível descontínuo e frágil).

#### 2.4.1.2) *Aspersão subsônica por chama com pó*

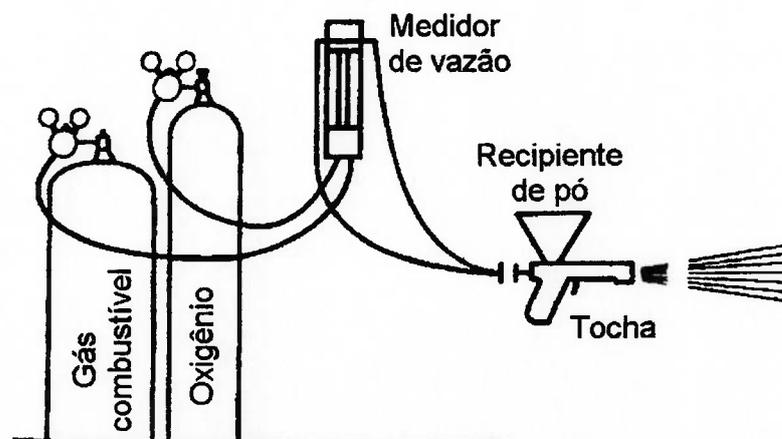
As tochas para aspersão por chama utilizando pó são mais leves e compactas que os demais tipos de equipamentos para aspersão por chama. Devido às baixas velocidades de partículas e temperaturas obtidas, os revestimentos produzidos geralmente apresentam baixas resistência adesiva, resistência coesiva e elevada quantidade de porosidades<sup>(4)</sup>.

O consumível em pó pode ser um metal, liga, composto, cerâmico, cermet, polímero ou combinações destes. O processo é normalmente utilizado para

aplicar ligas metálicas auto-fluxantes. Estas ligas contém boro e silício que atuam como agentes fluxantes melhorando o molhamento da liga quando da aplicação seguida de fusão.

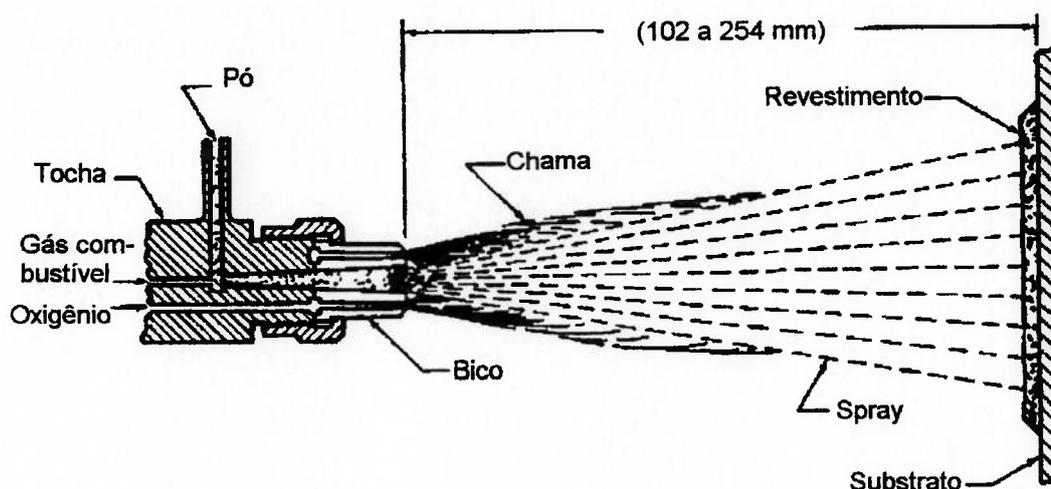
Os pós metálicos mais utilizados comercialmente são produzidos por atomização à água, sendo também possível obtê-los por atomização à gás inerte ou ainda por moagem.

Dunkley <sup>(18)</sup> menciona os principais parâmetros utilizados na atomização à água e sua influência na distribuição granulométrica e no formato das partículas obtidas. A distribuição granulométrica pode ser controlada através da variação da pressão de injeção da água durante a atomização. A temperatura de vazamento é proporcional à quantidade de gases e óxidos contidos no pó final. A fusão, ou ligação metalúrgica com o substrato, é conseguida pelo aquecimento do revestimento até sua temperatura de fusão. Esta temperatura é, em geral, por volta de 1100 °C. A fusão pode ser obtida por alguma fonte de calor como : chama, bobina de indução ou forno <sup>(4)</sup> .



**Figura 7** - Instalação típica para aspersão térmica de pós. [Alterada da ref. 4].

O consumível é guardado em um recipiente que pode ser conectado à tocha. Uma pequena quantidade de gás é utilizada para carregar o pó para dentro da corrente da mistura gasosa oxi - combustível.



**Figura 8** - Corte transversal de uma tocha típica de aspersão térmica de pós. [Alterada da ref. 4].

O pó é aquecido e projetado pela chama até o substrato. O esquema geral de uma instalação para aspersão à chama de pó é mostrado na figura 7. Um corte de uma tocha típica é apresentado na figura 8.

Existem variações no processo de aspersão térmica de pós que podem incluir:

- gás comprimido para alimentar o pó na chama
- jatos adicionais de ar para acelerar as partículas fundidas
- alimentador remoto de pó com um gás inerte para conduzir pó através de um tubo pressurizado até a tocha
- acessórios para aceleração a alta velocidade

Estas variações tendem a melhorar o fluxo de pó e/ou acelerar a velocidade de projeção das partículas, melhorando a aderência e compactação dos revestimentos.

Revestimentos fundidos (à quente) são densos e praticamente isentos de porosidades. As composições das ligas à base de níquel aplicadas podem resultar em durezas até 60 Rockwell C nos depósitos <sup>(4 e 5)</sup>. A espessura por camada aplicada dos revestimentos é limitada a faixas nas quais pode ser aquecido sem se espalhar. Para as ligas de níquel esta espessura é da ordem de 4 décimos de milímetro. Pode-se aplicar diversas camadas, sendo que neste caso o fator limitante são as tensões residuais que podem gerar trincas ou causar destacamentos. Os revestimentos auto - fluxantes são limitados a aplicações onde os efeitos da temperatura de fusão e as distorções decorrentes possam ser toleradas. A superfície a ser recoberta deve ser limpa de todos os resíduos de óxidos após cada estágio de fusão antes da aplicação da camada seguinte <sup>(4)</sup>.

Em todos os processos de aspensão térmica, a velocidade das partículas de pó afeta a estrutura do depósito e a eficiência da aplicação <sup>(2, 4, 5 e 6)</sup>.

Velocidades maiores tendem a produzir depósitos mais compactos e de melhor qualidade. Se a velocidade das partículas for muito baixa parte do pó pode ser volatilizada ou oxidada, por ficar muito tempo em contato com a região quente da chama, e resultar em deterioração do revestimento e aumento dos custos.

O aquecimento das partículas é função da temperatura da chama e do tempo de permanência das partículas nas regiões mais quentes. Se o pó não for corretamente aquecido, a eficiência do depósito cai rapidamente e o revestimento passa a conter partículas não-fundidas aprisionadas.

Um mecanismo típico de alimentação de pó incorpora um recipiente para este e um acessório de medida que regula a taxa de alimentação do material na corrente de gás que irá carregá-lo.

#### 2.4.1.3) *Aspersão por detonação*

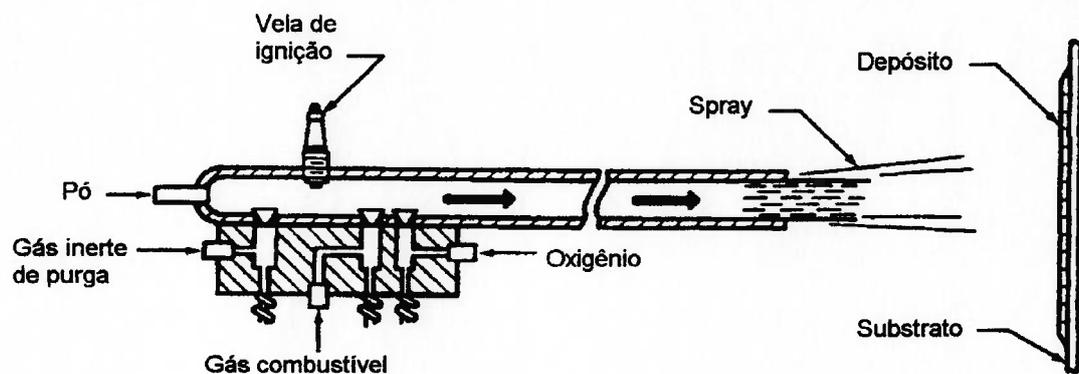
A tocha de detonação difere dos demais equipamentos para aspersão baseados em combustão. Ele utiliza a energia gerada por explosões de mistura oxigênio-acetileno, no lugar de uma chama estável, para impulsionar materiais em forma de pó contra a superfície de um substrato. O depósito resultante é extremamente duro, denso e bem aderido ao substrato.

A tocha para aspersão por detonação é mostrada na figura 9 e consiste em um longo tubo (canhão) dentro do qual é introduzida uma mistura de oxigênio, gás combustível e pó do material utilizado para revestimento. Quando a mistura sofre ignição, uma onda controlada de detonação, ou frente de chama, acelera e aquece as partículas de pó na medida em que elas se movem pelo tubo. Atinge-se velocidades de saída das partículas entre 760 e 900 m/s. Após cada injeção de pó ser descarregada, um pulso de nitrogênio gasoso purga o canhão. Ocorrem múltiplas detonações por segundo enquanto o substrato é rotacionado ou a tocha é movida, até que se atinja a espessura requerida.

São atingidas temperaturas acima de 3300 °C dentro da tocha enquanto o substrato é mantido abaixo de 150 °C por um sistema de refrigeração baseado em dióxido de carbono.

A faixa de espessuras varia de 0,05 até 0,50 mm.

O processo produz um nível de ruído acima de 150 decibéis, sendo necessária a utilização de uma câmara de isolamento acústico. A operação é totalmente automatizada e controlada remotamente. A elevada velocidade de impacto das partículas resulta em forte aderência com o substrato. É possível a obtenção de excelente acabamento devido à baixa porosidade do revestimento.



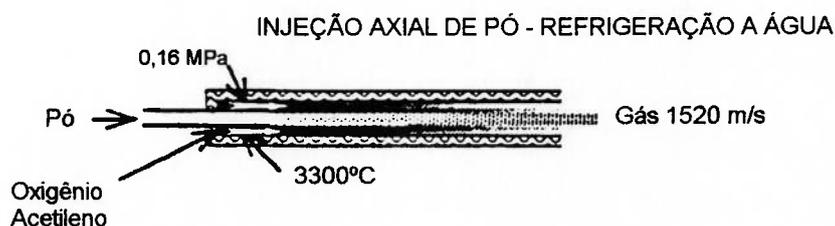
**Figura 9** - Corte transversal de tocha de detonação. [Alterada da ref. 4] .

Tucker <sup>(19)</sup> comparou propriedades e estruturas de revestimentos obtidos por plasma com os obtidos por detonação. A porosidade dos revestimentos obtidos por detonação foi menor, apresentando valor aproximado de 1 % contra 2 % para o plasma. A aderência ao substrato foi maior no processo de detonação, com valores maiores que 83 MPa (12.000 psi) contra 69 MPa (10.000 psi) no plasma.

#### 2.4.1.4) *Aspersão hipersônica com oxi - combustível – HVOF (“High velocity oxi-fuel”)*

Esta classificação engloba uma série de processos distintos que apresentam como características comuns o fato de promoverem uma combustão de uma mistura composta de um combustível (gasoso ou líquido) e oxigênio, resultando em uma velocidade de partículas projetadas acima da velocidade do som. A diferença principal destes processos, quando comparados à aspersão por detonação, é que a saída de partículas obedece um regime estacionário, enquanto na detonação se dá por pulsos onde há maior concentração de partículas.

De acordo com o boletim interno Tafa <sup>(17)</sup>, a Linde Division Union Carbide fez desenvolvimentos bastante significativos com projeção supersônica que porém foram deixados de lado em favor de uma patente de equipamento para aspersão por detonação “D-gun” em 1953 (U. S. Patent 2,861,900).



**Figura 10** - Esquema do primeiro equipamento de HVOF desenvolvido pela Linde - Union Carbide. [Alterado da ref. 17].

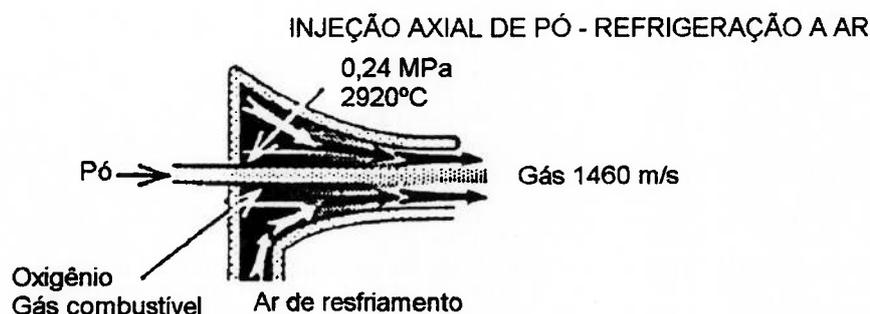
Este primeiro equipamento (figura 10) trabalhava com uma pressão de 0,16 MPa (25 psi), temperatura da região da garganta na câmara de combustão de

3300 °C e velocidade de saída de gases de 1520 m/s. O pó de consumível era injetado axialmente na garganta da câmara onde ocorria a combustão e expansão dos gases.

A empresa Metco introduziu um alargamento numa extremidade da garganta, onde era injetado ar para resfriamento (figura 11). O pó continuava a ser injetado axialmente na garganta da câmara de combustão que trabalhava a uma pressão de 0,24 MPa (35 psi), temperatura de 2920 °C e velocidade de saída de gases de 1460 m/s.

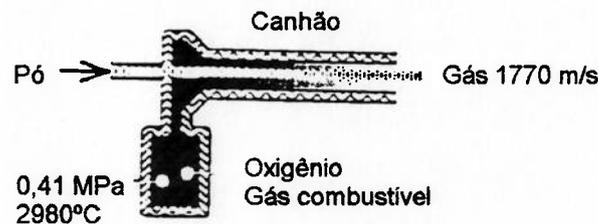
Na década de 1980 surgiram as tochas com câmara de combustão separada do canhão, permitindo-se atingir maiores pressões.

Em 1983 foi criado o JetKote, desenvolvido pela empresa Thermodyne - figura 12, onde a câmara de combustão ficava posicionada a 90° do canhão e o pó era injetado axialmente. A pressão na câmara de combustão era de 0,41 MPa (60 psi), a temperatura de 2980 °C e a velocidade de saída de gases era de 1770 m/s.



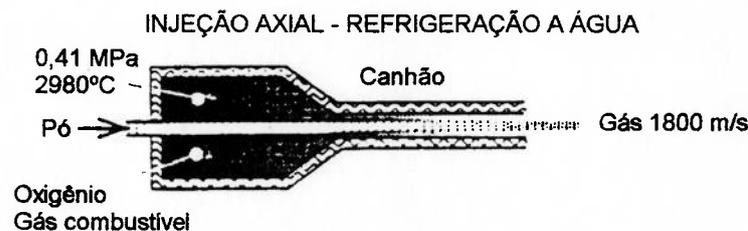
**Figura 11** - Tocha da Metco com alargamento na garganta. [Alterada da ref. 17].

INJEÇÃO AXIAL ÂNGULO RETO - REFRIGERAÇÃO A ÁGUA



**Figura 12** - Esquema da tocha JetKote. [Alterada da ref. 17] .

Em 1989 surgiram o Top Gun ( desenvolvido pela empresa UTP) e o CDS (desenvolvido pela empresa Sulzer) que operavam à mesma temperatura e pressão do JetKote porém com câmara de combustão coaxial com a injeção e o canhão (figura 13). A velocidade de saída dos gases aumentou um pouco para 1800 m/s.



**Figura 13** - Esquema das tochas Top Gun e CDS. [Alterada da ref. 17] .

Em 1991 a empresa TAFE desenvolveu o JP-5000 (figura 14) que utiliza querosene líquido como combustível e oxigênio como comburente. A ligação entre a câmara de combustão e o canhão foi estrangulada permitindo-se atingir 1,03 MPa (150 psi) na câmara de combustão. Esta configuração aliada com a

utilização de querosene gera 3090 °C. A injeção de pó é realizada radialmente a 90° do canhão. A velocidade de saída de gases é de 2200 m/s.



**Figura 14** - Tocha JP-5000. [Alterada da ref. 17].

A tabela 9 resume as alterações ocorridas durante a evolução dos equipamentos utilizados no processo HVOF.

**Tabela 9** - Resumo da evolução do HVOF

Modelo	Data	Temperatura (° C)	Pressão da câmara de combustão (MPa)	Velocidade de saída dos gases (m/s)	Velocidade de saída das partículas (m/s)
Linde	1953	3300	0,16	1520	760
Metco	1960	2920	0,24	1460	730
JetKote	1983	2980	0,41	1770	880
Top Gun / CDS	1989	2980	0,41	1800	900
JP 5000	1991	3090	1,03	2200	1100

Hassan et alli <sup>(20)</sup> mostraram uma modelagem tridimensional do fluxo de gases e partículas no processo HVOF. Esta modelagem permite prever a variação das velocidades das partículas durante seu vôo. Este modelo computacional é bem detalhado e incorpora detalhes de fenômenos físicos tais como turbulência, reações químicas e fluxo multifásico.

Segundo Hassan <sup>(20)</sup> a modelagem de reações químicas dos hidrocarbonetos pode ser realizada de muitas maneiras com diferentes graus de complexidade. O número de espécies intermediárias pode ser maior que 50 e podem ocorrer mais de 100 reações. Como a escala de tempo em que as reações ocorrem é muito menor que aquela na qual há convecção do fluido, pode-se assumir o equilíbrio químico.

Kreye et alli <sup>(21)</sup> compararam as características de revestimentos obtidos com diversos gases combustíveis, tais como propano, propileno, etileno, hidrogênio e acetileno, além de querosene. Os depósitos obtidos com sistemas baseados na combustão de querosene apresentaram depósitos com no mínimo 20 % menos porosidade. Obteve-se depósitos densos e bem aderentes devido à elevada energia cinética transferida às partículas, permitindo baixa transferência de energia térmica. A menor transferência térmica para as partículas ocorreu para os sistemas cujo combustível foi o querosene.

Diversas modelagens <sup>(22 e 23)</sup> demonstram que a temperatura e velocidade das partículas são independentes. A velocidade é relacionada com a pressão na câmara de combustão <sup>(23)</sup> enquanto a temperatura depende do tempo de residência no bico de projeção e do ponto de injeção do material a ser projetado.

Korpiola et alli <sup>(24)</sup> estudaram a influência do desenho do bico na velocidade de saída dos gases e sua correlação com a microestrutura dos revestimentos. Os revestimentos de melhor qualidade foram obtidos com a utilização de bicos onde foram medidas maiores velocidades de saída de gases. O desenho do bico é muito importante, pois a transferência de energia cinética é melhor se o pó for injetado radialmente ao fluxo de gases.

#### 2.4.2) Aspersão por arco elétrico

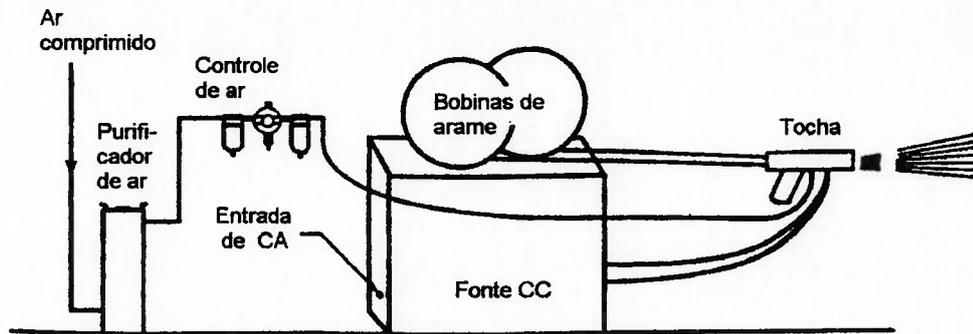
Existem diversos tipos de equipamentos de aspersão que utilizam o arco elétrico como fonte de energia. A seguir serão apresentados alguns equipamentos.

##### 2.4.2.1) *Aspersão à arco elétrico com arame*

No processo de aspersão à arco elétrico com arame, dois arames consumíveis isolados eletricamente um do outro, avançam até se encontrar num ponto onde existe uma corrente de gás atomizador. Uma fonte gera uma diferença de potencial constante entre 18 e 40 volts nos arames, abrindo um arco elétrico que funde as pontas dos arames.

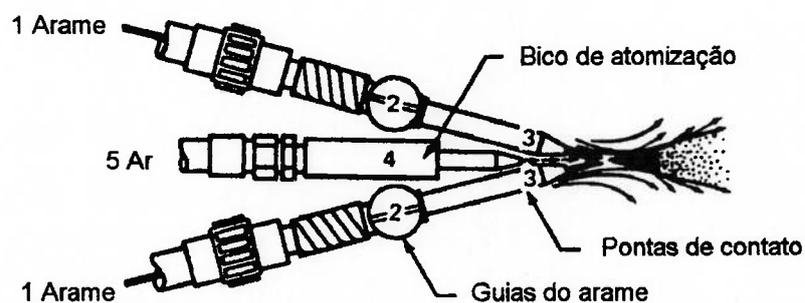
Um gás atomizador, usualmente ar comprimido, é direcionado ao arco, projetando gotas fundidas, que formam um "spray".

O esquema típico de instalação para aspersão à arco elétrico com arame é indicado na figura 15. A figura 16 mostra um corte transversal esquemático da tocha.



**Figura 15** - Esquema de instalação para o processo para aspersão por arco elétrico com arame. [Adaptado da ref. 4].

A tocha para aspersão à arco elétrico com arame é mostrada na figura 16. Os arames (1) são alimentados através de guias (2) até os bicos de contato (3). O bico de atomização (4) conduz o ar comprimido (5) direcionando-o através da zona de arco elétrico, arrastando gotas de material fundido das pontas dos arames, formando um "spray".



**Figura 16** - Corte transversal esquemático de tocha para aspersão à arco elétrico com arame. [Adaptada da ref. 4].

Cabos de energia elétrica isolados conectam a tocha a uma fonte de corrente contínua. As tochas incluem mecanismos para alimentação dos arames com velocidade controlada. Os bicos de contato são dimensionados em função do diâmetro dos arames de modo a promover contato elétrico adequado entre os bicos e os arames.

As temperaturas atingidas no arco excedem o ponto de fusão do material aplicado. Durante o ciclo de fusão pode ocorrer volatilização, especialmente quando se utiliza arames de alumínio e zinco. As elevadas temperaturas das partículas produzem interações metalúrgicas ou zonas de difusão após o impacto contra o substrato.

Estas reações localizadas formam pequenos pontos de solda com boa resistência (coesiva e adesiva).

O processo de aspersão à arco elétrico com arame apresenta taxas de deposição até dez vezes mais elevadas que os outros processos de aspersão térmica.

O tamanho de arco e tamanho de partícula aumentam com o aumento da tensão. A tensão deve ser mantida a mais baixa possível sem que afete a estabilidade do arco, gerando depósitos suaves e densos.

A unidade de controle de arame é composta de duas roldanas ou suportes de bobinas que são isolados um do outro. a unidade é conectada à tocha por cabos isolados flexíveis.

O console de controle incorpora os comandos e reguladores necessários para controle e monitoração dos circuitos de operação que alimentam a tocha.

Hale et alli <sup>(25)</sup> desenvolveram uma metodologia para medições em vôo de perfis de velocidades e temperaturas de partículas geradas na aspensão por arco elétrico com dois arames.

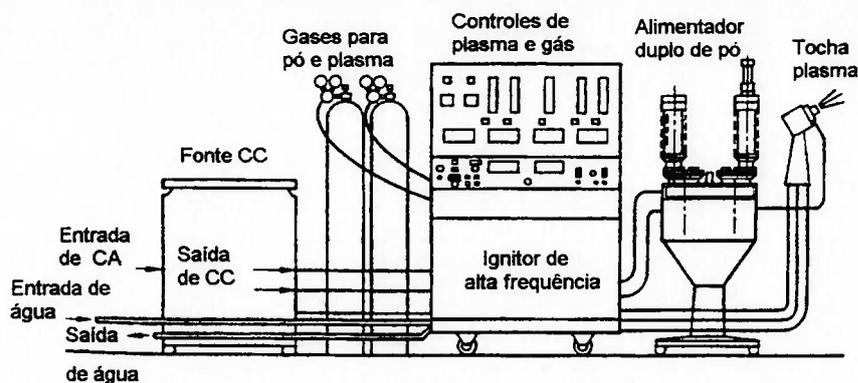
A adoção de otimizações no desenho dos bicos de atomização permite melhoras significativas com relação à diminuição de porosidades e óxidos no revestimento <sup>(26)</sup> .

#### 2.4.2.2) *Aspensão por plasma de arco não-transferido*

O desenvolvimento de turbinas e motores de foguetes expôs os materiais de engenharia existentes a condições bastante severas de uso. Em muitos casos, as soluções utilizadas nestas condições eram baseadas em óxidos e carbonetos, os quais requeriam equipamento de aspensão capaz de produzir temperaturas mais altas do que as atingidas nos processos por combustão. O processo de aspensão por plasma evoluiu para atender estas necessidades. Com isto foram desenvolvidas novas famílias de ligas e técnicas de aplicação para uma larga variedade de condições industriais.

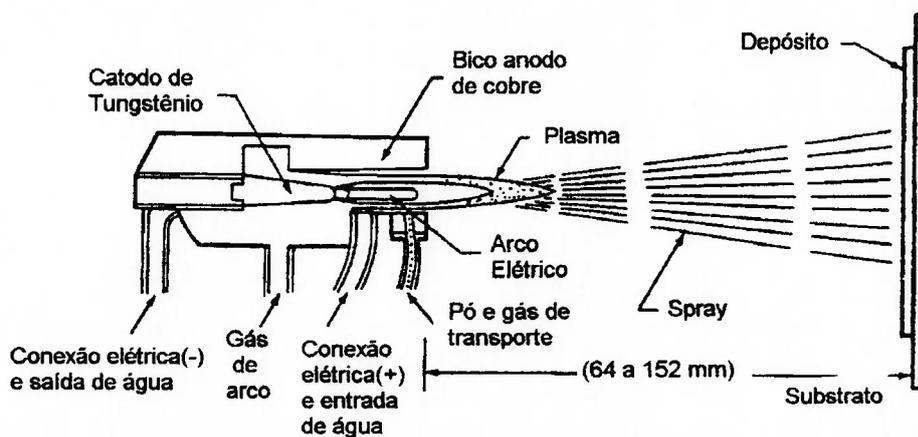
Este processo utiliza materiais consumíveis em pó e um plasma (gás aquecido e ionizado) como fonte de calor. Geradores de plasma produzem temperaturas controláveis bem acima do intervalo de fusão da maioria dos materiais.

A figura 17 mostra o esquema de uma instalação para aplicação de revestimentos por plasma de arco não transferido.



**Figura 17** - Instalação esquemática para aspersão à plasma. [Adapt. da ref. 4].

No processo de revestimento por plasma, um gás puro ou mistura gasosa é passado através de um arco elétrico estabelecido entre um cátodo de tungstênio e um orifício em um ânodo de cobre, conforme mostra a figura 18.



**Figura 18** - Seção transversal de uma tocha plasma. [Adaptada da ref. 4].

O gás ao passar pelo orifício é aquecido a temperaturas bem maiores que as obtidas com um processo de combustão, conforme mostrado nas tabelas 7 e 8.

Durante o aquecimento, o gás é parcialmente ionizado produzindo plasma. O plasma sai da tocha como moléculas dissociadas de um gás diatômico que se recombinam e liberam calor. O pó é introduzido no plasma, fundido e impulsionado contra o substrato por uma corrente de alta velocidade. O conteúdo de calor, temperatura e velocidade do jato de plasma são controlados pelo tipo de bico, intensidade de corrente do arco, taxa de mistura de gases e taxa de vazão de gases.

O arco opera com corrente contínua polaridade direta, fornecida por uma fonte retificadora de corrente. Uma unidade de controle central controla a potência elétrica do arco, o fluxo de plasma e a água de resfriamento. Argônio e nitrogênio são utilizados como gases primários formadores de plasma. Como gás secundário utiliza-se hidrogênio ou hélio para aumentar a capacidade térmica e velocidade do plasma.

O processo de aspersão por plasma com pós é tão versátil que pode até ser combinado com outros processos. Draugelates <sup>(27)</sup> apresenta resultados interessantes utilizando simultaneamente pós e arames para obter revestimentos compósitos. Foram utilizados carbonetos de tungstênio em pó aplicados com uma liga de base níquel no formato de arame. O revestimento obtido apresentou boa resistência nos ensaios de abrasão.

#### 2.4.2.3) *Aspersão por plasma de arco transferido*

O processo de aspersão térmica por plasma de arco transferido é uma combinação de processos de soldagem e aspersão térmica. Pó ou arame são introduzidos num arco de plasma saindo de um bico.

O "spray" forma uma poça de fusão no substrato que resfria e solidifica com diluição metálica. Este processo utiliza uma fonte de potência, controles e consumíveis similares ao plasma de arco não-transferido, descritos no item anterior.

No processo de aspensão térmica por plasma de arco transferido, o arco elétrico origina-se em um eletrodo não consumível, passa pelo bico da tocha e é carregado pelo plasma até o substrato. O consumível em pó ou arame, similar ao utilizado na aspensão à chama, é introduzido no arco quando o mesmo sai fora do bico. Usualmente é uma liga à base de níquel, cobalto ou ferro. Este tipo de depósito é aplicado em espessuras maiores que os processos convencionais de aspensão térmica, podendo chegar a até 10 mm de espessura de camada para ligas de níquel. A ligação do revestimento ao material do substrato é metalúrgica.

A ausência de oxidação elimina uma fonte de contaminação, tornando o depósito suave e uniforme, já que a fusão ocorre sob gás inerte. Comparado com um depósito por aspensão térmica convencional, o plasma de arco transferido proporciona depósitos mais localizados, densos e metalurgicamente ligados ao metal de base. A limitação refere-se aos materiais de recobrimento e substratos que devem ser necessariamente condutores elétricos.

Draugelates et alli <sup>(28)</sup> estudaram o comportamento de resistência à corrosão de revestimentos com ligas de base níquel aplicados com plasma. Concluíram que é possível obter bons resultados de resistência à corrosão com a deposição de revestimentos com apenas um passe.

Lugscheider et alli <sup>(29)</sup> conseguiram obter depósitos de materiais duros de base titânio como por exemplo TiN, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiCN e TiB<sub>2</sub> através da aspensão à

plasma. Os depósitos obtiveram desempenho satisfatório nos ensaios de desgaste, apresentando-se como alternativa econômica viável a processos mais caros como CVD ("Chemical Vapour Deposition").

## 2.5) CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO

As características de um depósito aspergido dependem do processo de projeção, combustíveis associados, consumíveis e energia cinética das partículas <sup>(4, 30)</sup>. De uma maneira geral, os melhores revestimentos são obtidos com os processos onde a energia cinética é maior <sup>(31)</sup>.

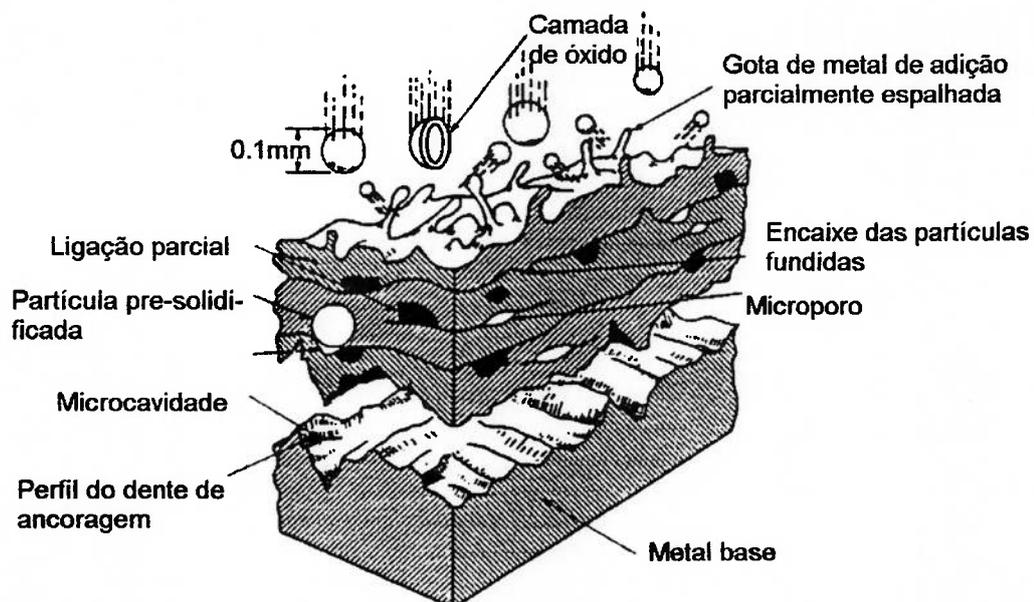
Os desenvolvimentos mais recentes são voltados para sistemas à base de querosene onde se obtém velocidades de projeção maiores que nos sistemas com combustível gasoso <sup>(32)</sup>.

Além das condições de operação associadas aos processos de aspersão térmica, as características das matérias-primas (consumíveis) principalmente no caso de pós deve ser considerado. O formato das partículas, tamanho, densidade, teor de óxidos, contribuem para a qualidade final do produto.

As temperaturas de fusão e vaporização do material de revestimento são importantes, pois restringem a utilização do material e ditam as condições de aplicação. Por exemplo: a faixa de temperatura, entre os estados líquido e vapor da alumina é estreita. Neste caso, a vaporização pode ocorrer sob condições de superaquecimento, produzindo uma estrutura esponjosa no revestimento. O critério básico segundo a Ref. (4), é que as partículas devem se fundir completamente sem vaporização excessiva, e permanecer fundidas até seu impacto contra o substrato. Apesar das partículas menores sofrerem

fusão completa, devido à maior relação área/superfície, existem grandes dificuldades em se projetar partículas menores que  $5\ \mu\text{m}$  . No caso de aspersão a chama com mistura oxi-combustível, deve-se levar em consideração a contaminação (quantidade de finos) contida no pó. A utilização de pós contendo excessiva quantidade de finos levará a oxidação excessiva e porosidades no depósito.

A figura 19 mostra as características típicas de um revestimento obtido por aspersão térmica. A partícula incidente (se não for um óxido) parece interagir com a atmosfera durante seu tempo de voo. Óxidos aprisionados são freqüentemente a demarcação da interface entre plaquetas. Esta interface é também associada com nível significativo de porosidade. Diversos trabalhos recentes <sup>(2, 6)</sup> indicam que aproximadamente 20 a 30 % das interfaces entre plaquetas pode ser considerado como uma micro - soldagem.



**Figura 19** - Esquema de um depósito obtido por aspersão térmica,  
[Adaptado da ref. 2].

A coesão do revestimento é derivada do entrelaçamento entre as partículas. Algumas das partículas incidentes podem não se fundir no impacto, resultando em heterogeneidades ou porosidades. A microestrutura do interior da partícula pode não ser uniforme. Algumas vezes isto é intencional, como no caso de revestimentos resistentes ao desgaste a base de carbonetos em uma matriz metálica tenaz.

Todavia o breve tempo de residência do consumível na zona de aquecimento do equipamento de projeção pode resultar em heterogeneidades indesejáveis no revestimento que refletem a não uniformidade de alimentação do consumível.

#### 2.5.1) Adesão do revestimento ao substrato

A adesão do revestimento é muito dependente da preparação realizada no substrato antes do aplicação <sup>(2, 4, 5 e 6)</sup>.

##### 2.5.1.1) *Preparação do substrato*

A preparação do substrato deve estar de acordo com o roteiro detalhado a seguir a fim de garantir boa aderência.

##### 2.5.1.1.a) *Preparação superficial*

A preparação adequada da superfície antes do seu recobrimento é determinante para a aderência do revestimento.

A qualidade da adesão do revestimento é diretamente relacionada com a limpeza e rugosidade do substrato <sup>(2, 4)</sup>. Antes da aplicação de um revestimento sobre uma peça mecânica que já tenha trabalhado e esteja tensionada, é conveniente que se realize inspeção não destrutiva sobre a mesma e elimine-se os eventuais defeitos <sup>(4)</sup>, uma vez que os mesmos podem se propagar para o revestimento.

#### 2.5.1.1.b) *Limpeza e manuseio*

Antes da aplicação do revestimento deve-se remover todos os contaminantes superficiais como óxidos, óleo, graxa e tinta. O calor da projeção não remove os contaminantes, que acabam por inibir a adesão do revestimento. Após a remoção de todos os contaminantes, a limpeza deve ser mantida até o término da projeção. As peças devem ser protegidas de sujeiras e contato manual, sendo manuseadas com materiais e ferramentas limpas.

A limpeza pode ser realizada por diversos métodos <sup>(4)</sup> podendo-se ressaltar : desengraxe a vapor (com solvente orgânico clorado), ataque ácido, secagem em forno (para materiais porosos como por exemplo fundidos em areia), ultrassom, jateamento por abrasivo seco, jateamento por abrasivo misturado a solvente orgânico clorado, escovação, etc.

#### 2.5.1.1.c) *Obtenção de rugosidade no substrato*

A rugosidade no substrato é essencial para adesão do revestimento. Os três métodos mais utilizados são : jateamento com abrasivo, "macroroughening"

(usinagem ou esmerilhamento), e aplicação prévia de uma camada de adesão ("bond coat"). Eventualmente são utilizadas combinações destes métodos.

A obtenção de rugosidade apropriada é tão importante quanto a limpeza. Durante a projeção, as partículas fundidas ou em estado plástico formam plaquetas no impacto com o substrato. Essas plaquetas, na medida em que esfriam e endurecem, devem se aderir mecanicamente ao substrato.

A rugosidade superficial é utilizada para aumentar a adesão através dos mecanismos a seguir:

1. tensões superficiais de compressão
2. inter-travamento de camadas
3. aumento da área de adesão
4. descontaminação da superfície

O grau de rugosidade requerido para produzir um revestimento com qualidade depende do material a ser aplicado, do processo, e condições de serviço do revestimento.

### 2.5.2) Caracterização da aderência

Diversos autores <sup>(33 - 41)</sup> estudaram a aderência de revestimentos aplicados por aspersão térmica ao substrato.

Vários métodos foram utilizados podendo-se destacar :

1. ensaio de tração com utilização de adesivo,
2. aplicação de carga até destacamento do revestimento,
3. indentação com penetrador de medição de microdureza.

O ensaio de tração consegue medir com bastante precisão a carga necessária para destacar um revestimento do substrato para os casos onde não exista uma ligação forte. Ou seja nos depósitos à frio com baixas velocidades de projeção.

Para os depósitos à quente ou com elevadas velocidades de projeção (HVOF) não é possível utilizar este método. Neste caso alguns autores <sup>(41 - 44)</sup> utilizaram indentações com penetrador de diamante Vickers para medição de dureza objetivando trincar a interface revestimento / substrato e associar o tamanho da trinca à energia de adesão. Lesage <sup>(41)</sup> discute que nos casos onde não haja formação de trinca na interface, pode-se considerar como tamanho da trinca a semi-diagonal da impressão.

### 2.5.3) Tensões residuais

As tensões residuais são dependentes do tipo de processo, material projetado e espessura dos revestimentos.

Os depósitos obtidos pela maioria dos processos de aspersão térmica apresentam tensões de tração, havendo tendência de destacamento que aumenta na medida em que sua espessura aumenta. Os depósitos obtidos por HVOF apresentam tensões de compressão, sendo possível a obtenção de depósitos de maiores espessuras <sup>(31, 32)</sup>.

Larson et alli <sup>(42)</sup> aplicaram o método de medição de deflexões por difração de raios-X no reticulado cristalino de depósitos finos.

Kroupa <sup>(43)</sup> apresenta um modelo teórico onde desenvolve soluções para diversas geometrias de revestimentos espessos, bem como uma simplificação para revestimentos finos.

#### 2.5.4) Resistência ao desgaste

Uma das principais aplicações dos processos de aspersão térmica é produzir revestimentos resistentes ao desgaste.

O comportamento de resistência ao desgaste é fortemente dependente do tipo de microestrutura do depósito <sup>(44)</sup>, que por sua vez é relacionada ao tipo de processo empregado e variáveis de aplicação selecionadas.

Zimmermann e Kreye <sup>(45)</sup> afirmam que os depósitos baseados em ligas que contenham carbonetos de cromo têm seu desempenho com relação ao desgaste relacionada à perda de carbono ocorrida durante o processo de aspersão.

Diversos trabalhos <sup>(46 - 49)</sup> estudaram depósitos obtidos com HVOF chegando a excelentes resultados de resistência ao atrito, abrasão, erosão e cavitação.

#### 2.5.5) Resistência à corrosão

A resistência à corrosão de depósitos obtidos por aspersão térmica varia em função do tipo de processo empregado.

Nos processos de deposição por chama à quente, o revestimento é fundido após sua aplicação, gerando uma barreira compacta entre o substrato e o meio corrosivo. Neste caso a resistência à corrosão pode ser considerada como a do material de revestimento <sup>(2)</sup>, uma vez que o substrato fica isolado do meio corrosivo pelo revestimento.

Nos processos por chama à frio há formação de porosidades além de inclusões de óxidos em quantidade muito maior que nos processos à quente. Esta porosidade impede que o revestimento seja uma barreira eficaz, permitindo muitas vezes o contato do substrato com o meio corrosivo, tornando-o susceptível à corrosão <sup>(50 - 53)</sup>. Neste caso os processos onde a porosidade é menor levam vantagem sobre os demais.

No processo HVOF não há fusão do revestimento porém devido à elevada energia cinética das partículas ao se chocarem contra o substrato, obtém-se porosidades da ordem de 1% <sup>(50 e 53)</sup> conseguindo-se resistência à corrosão semelhante à obtidas nos processos por chama à quente. Valores de porosidade em torno de 1 % não permitem uma exposição do substrato ao meio corrosivo, do mesmo modo que ocorre nos depósitos por chama à quente.

A espessura do revestimento também é fator relevante pois representa um caminho crítico maior entre o substrato e o meio corrosivo nos casos onde há maior porosidade.

A natureza oxidante - redutora do par revestimento / substrato é de bastante importância, pois há situações onde o revestimento confere proteção catódica ao substrato, atuando como ânodo de sacrifício.

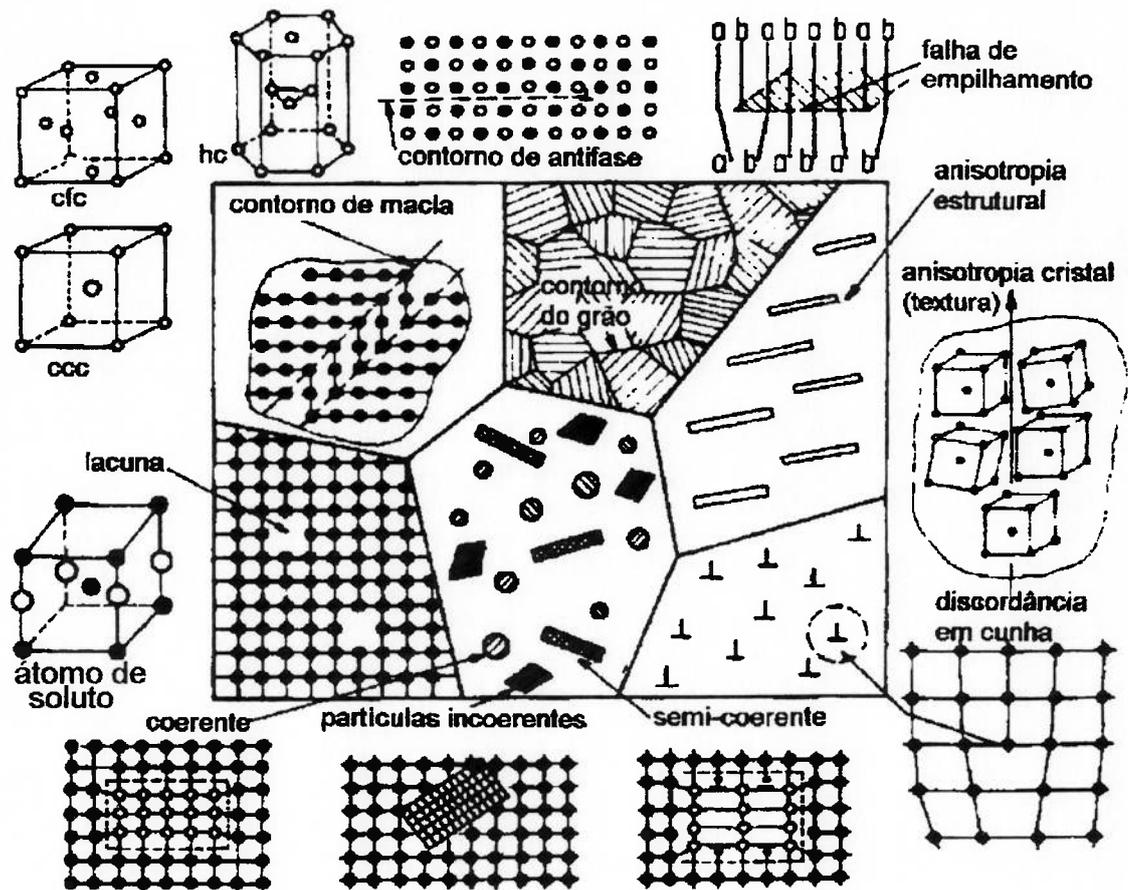
## 2.6) Correlação microestrutura – propriedades

Os materiais metálicos são formados por mono ou policristais. Os policristais têm uma microestrutura que compreende: estrutura nuclear, arranjos atômico ou molecular, defeitos cristalinos, anisotropia estrutural e transformações de fase. Um cristal real difere de um ideal por seus defeitos <sup>(54)</sup>, que podem ser classificados pelas suas dimensões como segue:

- adimensional ou defeito pontual: discordância, átomo de soluto intersticial ou substitucional.
- unidimensional ou defeito linear: discordância (em cunha, em hélice, mista).
- bidimensional ou defeito planar: contorno de grão ou cristal, contorno de macla, falha de empilhamento, contorno de anti-fase.
- tridimensional ou defeito volumétrico: vazio, partícula (coerente, semi-coerente, incoerente).

As propriedades: mecânicas, ópticas, resistência à corrosão e ao desgaste são bastante influenciadas pela estrutura e pelos defeitos cristalinos. Estes defeitos podem ser de diversos tipos.

A figura 20 representa os principais elementos estruturais dos sólidos inorgânicos.



**Figura 20** - Representação esquemática de elementos estruturais de sólidos inorgânicos. [Adaptada da ref. 54].

Os materiais sólidos inorgânicos têm suas propriedades determinadas pela estrutura cristalina, tamanho, forma orientação e composição química. Elas dependem da densidade de defeitos cristalinos, forma e orientação da segunda fase, como por exemplo partículas precipitadas <sup>(54)</sup>.

O movimento de deslizamento de discordâncias é o responsável pela deformação plástica de estruturas cristalinas <sup>(54, 55)</sup>. Este movimento pode ser

homogêneo ou heterogêneo. Os fatores que favorecem estes dois tipos de deslizamento estão listados na tabela 10.

**Tabela 10** - Fatores que influem o tipo do deslizamento. [Adaptada da Ref. 54].

<b>Deslizamento homogêneo</b>	<b>Deslizamento heterogêneo</b>
elevada energia de falha de empilhamento	baixa energia de falha de empilhamento
precipitados contornados	precipitados cisalhados
elevada densidade de discordâncias	arranjos de curta distância
mudança de plano de deslizamento	danos por radiação e vazios
operação simultânea de vários sistemas de deslizamento	poucos sistemas de deslizamento operando simultaneamente
tamanho de grão pequeno	tamanho de grão grande
	fonte de discordâncias

Estes dois tipos de deslizamentos vão influenciar diretamente a forma, intensidade e distribuição de deformações plásticas.

### 2.6.1) Classificação dos processos de desgaste

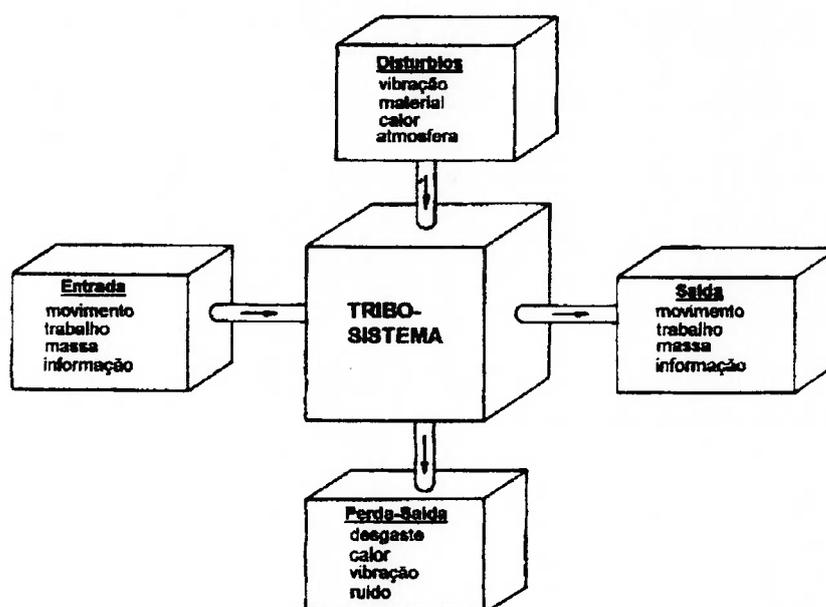
Dependendo dos parâmetros de um tribosistema, podem ocorrer diferentes mecanismos de desgaste, os quais descrevem as interações entre o material e energia envolvidos. O tipo de movimento relativo entre os corpos em contato também é utilizado para classificar os diferentes processos de desgaste.

Existem muitas técnicas de ensaio pois é grande variedade de sistemas de desgaste que ocorrem na prática.

A finalidade dos sistemas tecnológicos é a transformação e / ou transmissão de entradas em saídas que sejam tecnologicamente utilizáveis.

A figura 21 descreve o funcionamento de sistemas tribológicos.

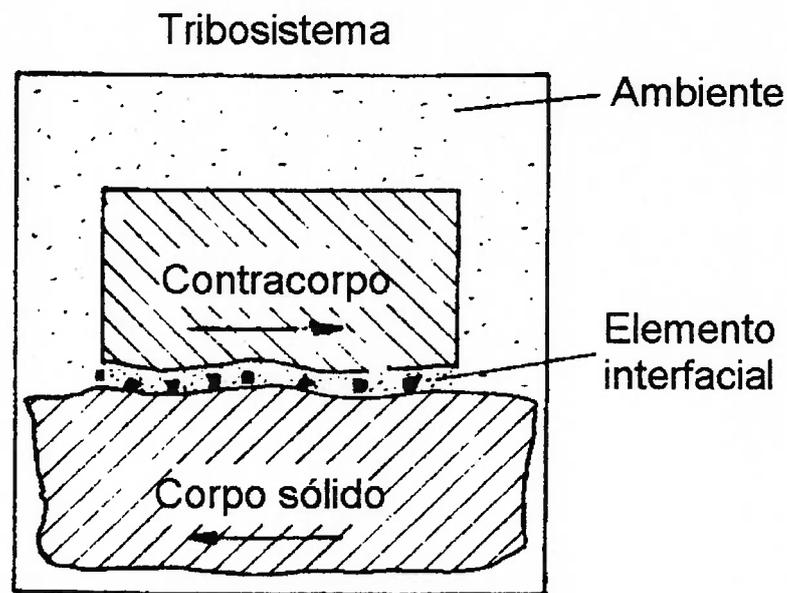
Entradas utilizáveis podem ser: movimento, trabalho, materiais ou massa e informação. Entradas indesejáveis podem ser: vibrações, calor, materiais (contaminações), umidade. Fricção e desgaste resultam em saídas indesejáveis como: debris, calor, vibração e ruídos.



**Figura 21** - Descrição geral de entradas e saídas de um tribosistema. [Adaptada da Ref. 54]

Um exemplo de tribosistema é representado na figura 22 onde são esquematizados seus principais elementos, tais como:

- corpo sólido;
- contra-corpo;
- elemento interfacial;
- ambiente.

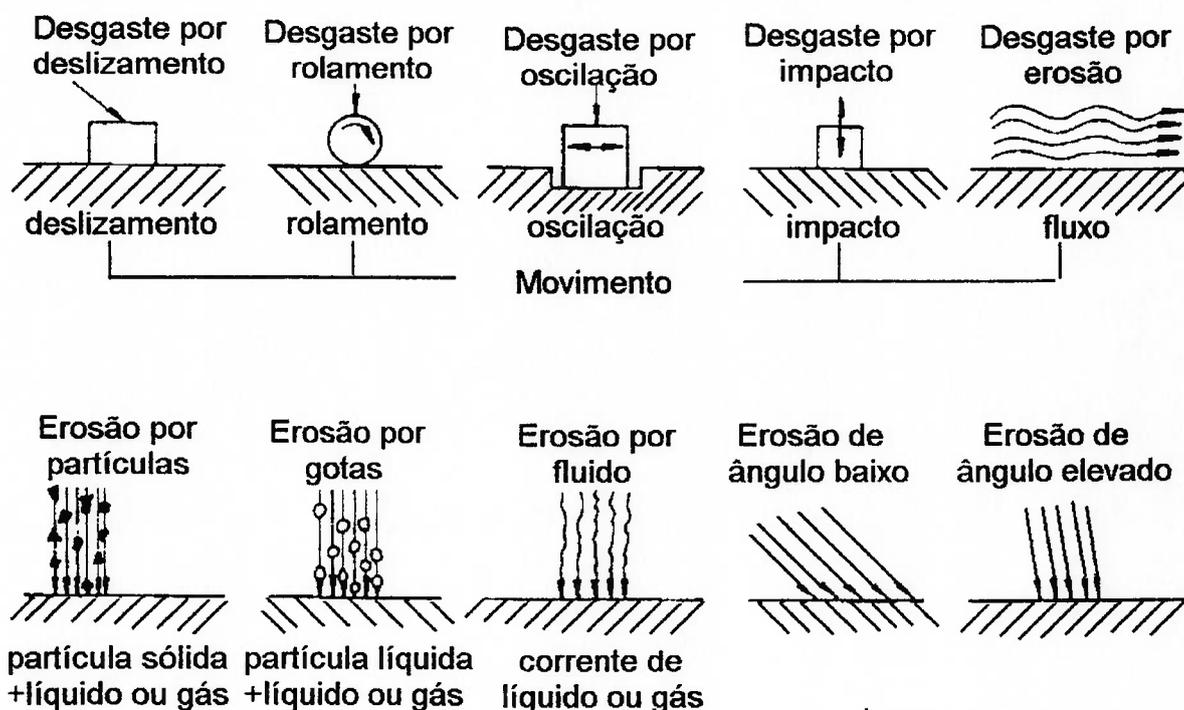


**Figura 22** - Representação dos elementos de tribosistemas. [Adaptada da Referência 54].

O contra-corpo pode ser sólido, líquido, gasoso ou uma mistura dos mesmos.

Os processos de desgaste podem ser classificados como : deslizamento; rolamento; oscilação; impacto ou erosão.

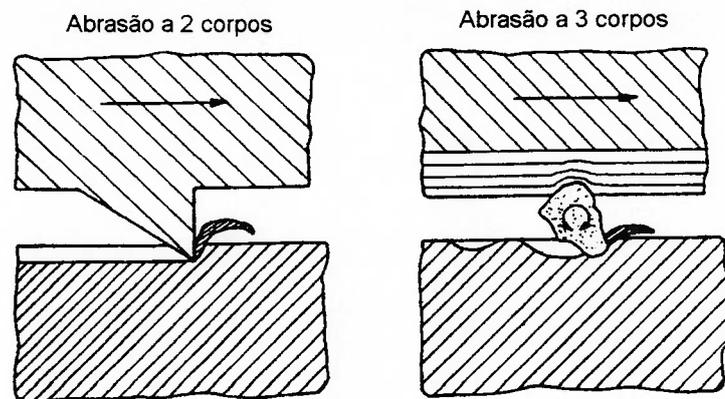
A figura 23 apresenta um esquema destes mecanismos.



**Figura 23** - Classificação dos mecanismos de desgaste. [Adaptada da Referência 54].

Existem outras classificações destes mecanismos, as quais incluem o estado físico (sólido ou líquido) do contra-corpo e ou o ângulo de ação. Em relação à interface o mecanismo pode ser seco ou lubrificado, a dois corpos ou a três corpos.

A figura 24 mostra que em mecanismos com três corpos pode haver um aprisionamento de partículas sólidas entre as duas superfícies deslizantes, podendo resultar em destacamentos de material da superfície do corpo ou contra-corpo.



**Figura 24** - Desgaste a dois e três corpos. [Adaptada da Ref. 54].

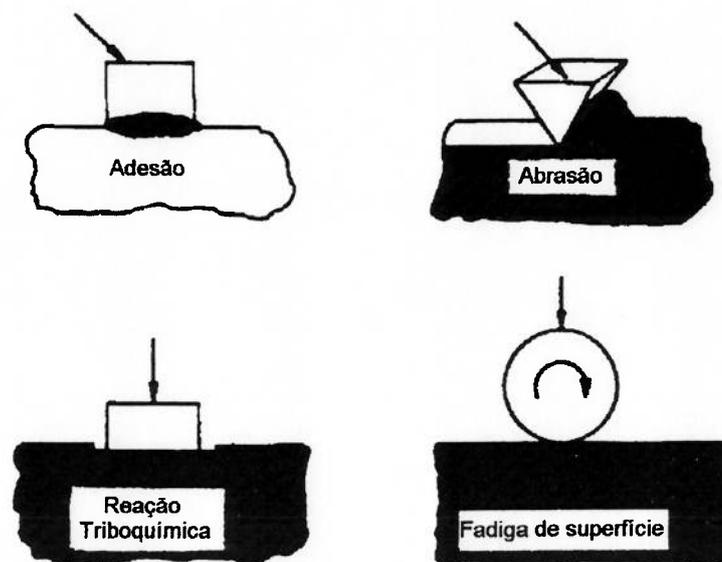
### 2.6.2) Mecanismos de desgaste

O desgaste é resultado de perda de material ou danos superficiais. Uma maneira simples de classificar os tipos de desgaste é utilizar os mecanismos envolvidos. Desta maneira pode-se considerar quatro principais tipos de mecanismos:

- **adesão** - formação ou ruptura de aderências superficiais;
- **abrasão** - remoção de material devido a riscamento;
- **reação triboquímica** - formação de produtos de reação química como resultado de interações entre os elementos de um tribosistema, iniciada por uma ação tribológica.

- **fadiga superficial** - fadiga e formação de trincas em regiões superficiais devido a ciclos tribológicos de tensão que resultam em separação do material.

A figura 25 esquematiza estes quatro principais mecanismos de desgaste.



**Figura 25** – Principais mecanismos de desgaste. [Adaptada da Ref. 54].

Dos mecanismos citados anteriormente somente o desgaste abrasivo será abordado neste trabalho.

#### 2.6.2.1) Abrasão

O desgaste abrasivo é o deslocamento de material causado pela presença de partículas duras, partículas duras aprisionadas em uma ou duas, ou pela

presença de protuberâncias em uma ou duas superfícies que estejam em movimento relativo.

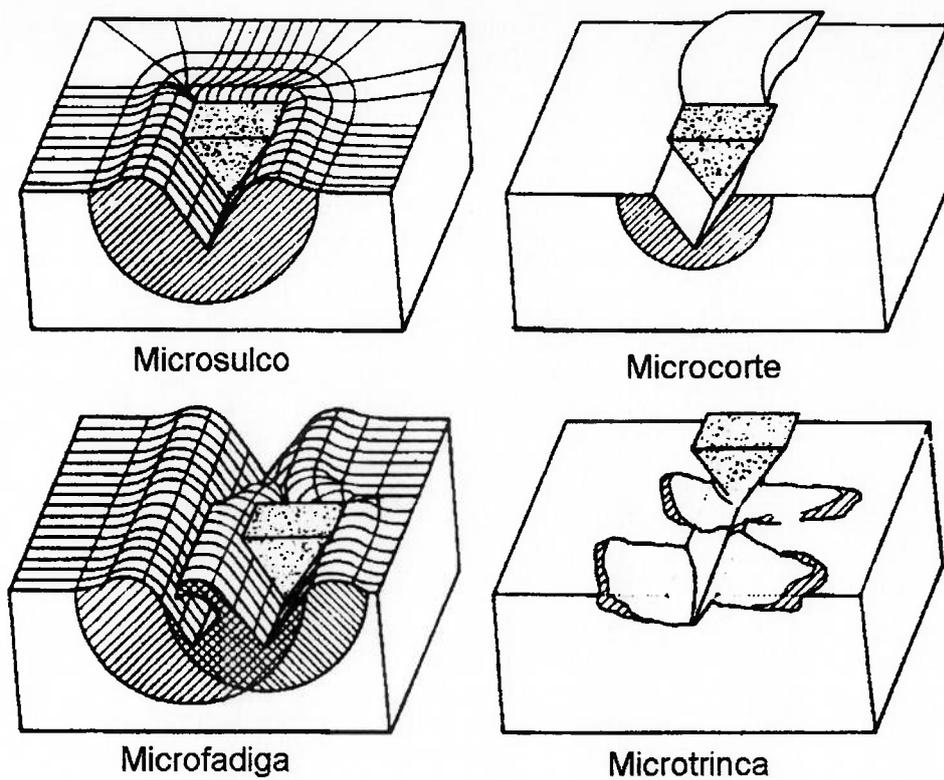
A figura 26 mostra um esquema onde são demonstrados os micromecanismos que podem ocorrer no desgaste abrasivo: microdeformação, microcorte, microfadiga e microtrincamento.

O microsulcamento ocorre quando há uma passagem única de uma partícula abrasiva sem destacamento de material da superfície. Forma-se um acúmulo de material na frente da partícula e há um deslocamento contínuo nas laterais da trajetória descrita pela partícula. No microsulcamento o material pode ser deslocado lateralmente repetidas vezes e ser removido por fadiga de baixo ciclo.

Microcorte puro resulta numa perda de material igual ao volume do chanfro produzido.

O microtrincamento pode ocorrer quando as partículas abrasivas aplicam tensões muito concentradas, particularmente na superfície de materiais frágeis.

O microcorte e microsulcamento são intimamente associados, sendo que se migra de um mecanismo para outro ao se alterar o ângulo de ataque da partícula abrasiva em relação à superfície.



**Figura 26** - Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies dos materiais. [Adaptada da Ref. 54].

### 3) OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são estudar os depósitos obtidos por diferentes processos de aspersão térmica de uma liga Ni - Cr - B - Si - C em pó, especificamente no que se refere a:

- estudar as variações de composição química ocorridas durante a aspersão térmica;
- estudar algumas variáveis de processo;
- analisar microestruturas e algumas propriedades relativas ao desempenho dos depósitos, tais como dureza superficial e resistência ao desgaste abrasivo.

#### 4) MATERIAIS E MÉTODOS

##### 4.1) CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PARA ASPERSÃO TÉRMICA

O material utilizado na projeção foi um pó metálico de base Ni com Cr , B , Si e C como elementos de liga, fabricada pela Eutectic - Castolin sob o nome comercial CPM 1207, e tem as características conforme os itens 4.1.1 a 4.1.3. Este pó é indicado para aspersão por chama com fusão posterior à aplicação. Ele foi escolhido pois se trata de um material com características que permitem seu uso em projeção à chama sem fusão bem como no processo HVOF.

##### 4.1.1) Especificação granulométrica do pó

A liga foi atomizada em água para ser transformada em um pó composto por partículas arredondadas. A distribuição granulométrica deste pó, antes de sua aplicação, está compreendida na faixa indicada pelo fabricante conforme mostrado na tabela 11.

**Tabela 11** - Distribuição granulométrica especificada para o pó utilizado.

Malha da peneira (Mesh)	% Retida (em peso)
+ 120	0
- 120 + 140	10,0 máximo
- 140 +170	Balanço
- 170 + 200	
- 200 +270	
- 270 + 325	10,0 máximo
- 325	3,0 máximo

#### 4.1.2) Especificação da composição química do pó

A composição química do pó deve estar compreendida nas faixas indicadas pelo fabricante como mostrado na tabela 12, antes da projeção.

**Tabela 12** - Especificação de composição química da liga utilizada.

<b>Elemento químico</b>	<b>Teor em %</b>
Carbono	0,30 - 0,45
Enxofre	-
Silício	3,0 - 3,5
Cromo	9,0 - 11,0
Ferro	1,5 - 3,0
Boro	1,5 - 2,0
Cobre	-
Níquel	Balanço

#### 4.1.3) Dureza do depósito aspergido

O fabricante especifica como dureza do depósito, quando aplicado por chama e fundido, a faixa entre 36,0 e 42,0 Rockwell C.

Um tarugo fundido a partir da liga possui dureza entre 48 e 50 Rockwell C.

## 4.2) EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NAS APLICAÇÕES

### 4.2.1) Aspersão por chama

Para os ensaios de aspersão por chama foi utilizada a tocha Terodyn 2000 série 2000 fabricada pela Eutectic - Castolin. Esta tocha utiliza como combustível uma mistura de acetileno e oxigênio, que é queimada numa câmara.

Parte do oxigênio é desviado para aspirar a liga em pó por um venturi antes de entrar em contato com o acetileno. Esta tocha permite controle das pressões e vazões dos gases, e vazão do pó através de válvulas. Um esquema desta tocha foi apresentado na figura 8.

Um acelerador de partículas, chamado Rotojet RPA@3 foi acoplado à tocha em algumas aplicações, quando se objetivou aumentar a velocidade de vôo das mesmas. Este acelerador é composto de um bocal, onde o ar comprimido é distribuído ao redor da chama de maneira a acelerar as partículas de pó durante sua projeção.

### 4.2.2) Aspersão hipersônica - HVOF

O equipamento utilizado para a aspersão hipersônica foi um modelo JP-5000 da empresa TAFA. Neste equipamento ocorre a combustão de uma mistura de querosene de aviação com oxigênio. Um corte esquemático da tocha foi apresentado na figura 14.

#### 4.3) PARÂMETROS DE APLICAÇÃO

Foram utilizadas várias combinações dos parâmetros de aspersão visando observar sua importância e efeitos. A tabela 13 resume as variações dos parâmetros estudadas.

A distância de aplicação para a aspersão por chama foi de 160 mm. Já para a aspersão HVOF foi de 180 mm, da extremidade da tocha até a chapa.

**Tabela 13** - Descrição dos parâmetros utilizados nas diferentes condições de aplicação.

Condição	Processo	Velocidade média das Partículas (m/s)	Fusão posterior do depósito	Distância de vôo (m)	Tempo de médio de vôo ( $10^{-3}$ s)
C V1 NF D3	Chama	45	Não	0,160	3,56
C V1 F D3	Chama	45	Sim	0,160	3,56
C V1 NF D1	Chama	45	Não	0,080	1,78
C V1 NF D2	Chama	45	Não	0,120	2,67
C V2 NF D3	Chama	150	Não	0,160	1,06
C V2 F D3	Chama	150	Sim	0,160	1,06
C V2 NF D1	Chama	150	Não	0,080	0,53
C V2 NF D2	Chama	150	Não	0,120	0,80
H V1 D3	HVOF	1100	Não	0,383	0,35
H V2 D3	HVOF	1200	Não	0,383	0,32

O tempo de vôo foi calculado a partir da velocidade das partículas e distância de vôo.

#### 4.4) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DA LIGA

Foi realizada a caracterização granulométrica tanto para o pó original, quanto após sua passagem pela tocha de aspersão a chama, com e sem aceleração, na distância normal de aplicação. As alterações nas características físicas das partículas durante seu vôo foram estudadas, para a aspersão a chama, projetando-se aproximadamente 200 gramas de pó contra água conforme os parâmetros descritos nos item 4.3. O pó foi separado por filtragem e secado em estufa.

A amostragem para medição da distribuição granulométrica foi feita conforme a norma ASTM B 215 - 90 "Standard Practices for Sampling Finished Lots of Metal Powders" <sup>(57)</sup> .

Foi utilizado um distribuidor para quaternizar a amostra conforme item 7.2 e figura 1 da referida norma.

A medição da distribuição granulométrica foi realizada utilizando peneiras conforme a norma ASTM E 11 - 87 "Standard Specification for wire - cloth sieves for testing purposes" <sup>(58)</sup> . O equipamento utilizado para a classificação granulométrica é chamado ROTAP. Trata-se de um agitador excêntrico que transmite um movimento de rotação a um conjunto de peneiras ao mesmo tempo em que um martelo bate em sua parte superior. O número de rotações por minuto deve situar-se entre 270 e 300 rpm. O número de batidas por minuto deve ser entre 140 e 160.

#### 4.5) ANÁLISES QUÍMICAS

Foram realizadas análises químicas em diversas situações modificando-se os parâmetros de aplicação a fim de estudar as variações de composição química.

As análises de carbono e enxofre foram realizadas por volumetria em equipamento LECO modelo CS 244. A calibração do equipamento foi realizada com padrões certificados do próprio fabricante do equipamento.

As análises de cromo, ferro, boro e cobre foram realizadas em espectrômetro de absorção atômica Perkin Elmer modelo 2380. A calibração do equipamento foi realizada com padrões certificados pelo "National Bureau of Standards" dos Estados Unidos.

As análises de silício foram realizadas por via úmida através de método gravimétrico.

As análises de oxigênio e nitrogênio foram realizadas em equipamento LECO por volumetria.

Foram realizadas 3 repetições para cada medição.

##### 4.5.1) Análises químicas dos depósitos à distância normal de aplicação

Foram realizadas análises de cavacos removidos por fresagem dos depósitos obtidos conforme os parâmetros mostrados nos itens 4.3 para a aspersão à chama e para o HVOF.

Estes depósitos foram obtidos com a distância total de aspersão, ou seja, 160 mm para a aspersão à chama e 378 mm (203 mm de canhão + 180 mm de distância) para o HVOF.

#### 4.5.2) Análises químicas dos pós à metade da distância normal de aplicação

As partículas foram coletadas através de um arame de cobre de 4 mm de diâmetro posicionado a 80 mm da saída da tocha. Este arame foi utilizado para interferir o mínimo possível no formato da chama e fluxo das partículas.

Foram realizadas análises de partículas coletadas conforme parâmetros dos itens 4.3 para aspersão à chama.

#### 4.5.3) Análises químicas dos pós à $\frac{3}{4}$ da distância normal de aplicação

Realizada da mesma maneira que a apresentada no item 4.5.2, ou seja, foram coletadas partículas através de um arame de cobre de 4 mm de diâmetro posicionado a 120 mm da saída da tocha para a aspersão a chama. Foram realizadas análises de partículas coletadas conforme parâmetros dos itens 4.3 para aspersão à chama.

#### 4.6) DUREZA DOS DEPÓSITOS

As durezas dos depósitos foram medidas conforme a norma ASTM A 370 – 90 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Test of Steel Products <sup>(59)</sup>. Foi utilizado um durômetro Wilson modelo 4TT para medição de durezas superficiais. A carga utilizada foi de 15 Kgf com penetrador cônico de diamante (escala Rockwell 15 N).

Foram realizadas 5 repetições de cada medição.

#### 4.7) ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO

Realizado somente em corpos de prova obtidos com distância de vôo completo. Os corpos de prova foram cortados e submetidos ao ensaio de desgaste abrasivo por roda de borracha e areia seca conforme a norma ASTM G 65-81 <sup>(60)</sup>.

Foram realizadas 4 repetições para cada medição.

#### 4.8) INDENTAÇÕES NAS INTERFACES

A dureza relativa do par revestimento – substrato foi medida através de indentações realizadas com penetrador de diamante piramidal Vickers e cargas de 0,1; 0,5; 1,0; 5,0 e 10,0 Kgf. A carga foi aplicada nas interfaces substrato / depósito. A diagonal foi medida tanto no sentido paralelo à interface como no transversal. No segundo caso foram separadas as medidas das semi-

diagonais transversal revestimento e transversal substrato. Se houvesse alguma trinca, seu tamanho deveria ser somado ao da impressão.

#### 4.9) CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA DOS DEPÓSITOS

Os corpos de prova para análise metalográfica de depósitos obtidos por aspersão térmica foram cuidadosamente preparados para evitar danos causados por arrancamento <sup>(15, 29, 31)</sup>. Estes cuidados permitem uma visualização fidedigna da microestrutura.

As observações foram realizadas utilizando-se um microscópio óptico com câmera fotográfica eletrônica POLAROID acoplada.

Após a aplicação dos revestimentos, os depósitos foram preparados para análise metalográfica, conforme o procedimento indicado nos itens a seguir.

##### 4.9.1) Impregnação

Os depósitos à frio foram impregnados antes do corte visando prevenir o destacamento. A impregnação foi feita aquecendo-se os corpos de prova a aproximadamente 100 °C e aplicando-se uma camada de adesivo a base de cianoacrilato (Superbonder<sup>®</sup> da Loctite). O aquecimento visa facilitar a impregnação do adesivo.

A impregnação tem por objetivo diminuir as chances de destacamento do depósito durante as etapas de corte e polimento.

#### 4.9.2) Corte

As amostras foram cortadas em cortadeira modelo Accutom - 2 da Struers utilizando-se um disco de latão recoberto com diamante, conforme recomendações do fabricante <sup>(64)</sup>. A velocidade de rotação do disco foi de aproximadamente 800 rpm. A variação da pressão no circuito de frenagem da mesa de corte (pressão antes do corte - pressão depois do corte) foi de aproximadamente 0,15 bar. Este valor visa garantir um corte bastante plano e com o mínimo de arrancamento do revestimento.

#### 4.9.3) Embutimento

Realizado com resina de cura à frio tipo RTV da Fortel. Este embutimento é recomendado por diversas referências <sup>(15, 29, 31)</sup> visando não submeter os revestimentos a grandes pressões existentes no embutimento com baquelite.

#### 4.9.4) Lixamento

Realizado em lixadeira elétrica Prazis APL 4 com velocidade de 150 rpm utilizando a seguinte seqüência de lixas : 220, 320, 400, 600.

#### 4.9.5) Polimento

Realizado em politriz elétrica Prazis APL 4 com velocidade de 150 rpm para pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$  e 300 rpm para pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ . O líquido lubrificante foi álcool etílico em ambos os casos.

#### 4.9.6) Microscopia óptica

Realizada nos cortes transversais dos depósitos preparados conforme descrito nos itens 4.9.1 à 4.9.5, com e sem ataque.

Os depósitos sofreram ataque eletrolítico em solução aquosa de ácido oxálico com concentração de 10 %, tensão de 3,5 V, por um tempo de 15 segundos.

#### 4.10) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Realizada na superfície dos depósitos utilizados para o ensaio de desgaste abrasivo. Foram observadas regiões desgastadas (onde houve a abrasão devido ao contato da roda de borracha e abrasivo) e regiões não desgastadas (por não terem sofrido contato com a roda de borracha e areia).

#### 4.11) MEDIÇÃO DA TEMPERATURA LIQUIDUS

Feita em equipamento de análise térmica diferencial (ATD) da NETSCH modelo STA 409 C, com os depósitos obtidos nas condições descritas no item 4.3, objetivando-se determinar as temperaturas *liquidus* para as diversas situações de aplicação.

A velocidade de aquecimento utilizada foi de 10 Kelvin / minuto. O aquecimento foi realizado em atmosfera de argônio comercialmente puro e em cadinho de alumina.

## 4.12) RESUMO DAS TÉCNICAS ANALÍTICAS UTILIZADAS

A tabela 14 apresenta um resumo das técnicas utilizadas e seus objetivos.

**Tabela 14** – Resumo das técnicas analíticas utilizadas

ENSAIO	OBJETIVO
Classificação granulométrica	1. Verificar se o pó original encontrava-se conforme as especificação granulométrica do fabricante; 2. Observar variações na distribuição granulométrica durante a projeção.
Análises químicas	3. Verificar se o pó original encontrava-se conforme as especificação de composição química do fabricante; 4. Observar alterações na composição em função de variações dos parâmetros de aplicação e processos.
Dureza dos depósitos	5. Observar variações na dureza superficial em função de variações dos parâmetros de aplicação e processos.
Desgaste abrasivo	6. Observar variações na resistência ao desgaste abrasivo em função de variações dos parâmetros de aplicação e processos.
Indentações nas interfaces	7. Observar variações na dureza aparente dos depósitos em função de variações dos parâmetros de aplicação e processos.
Metalografias	8. Observar defeitos e fases nos revestimentos e correlacioná-los com as variações de parâmetros de aplicação e processos.
Medida da temperatura <i>liquidus</i>	9. Observar variações na temperatura <i>liquidus</i> em função dos parâmetros de aplicação e processos.

## 5) RESULTADOS

Os resultados serão apresentados na seguinte ordem: caracterização granulométrica, análises químicas, durezas superficiais, indentações na interface, ensaios de desgaste abrasivo, metalografias ópticas, metalografias por microscopia eletrônica de varredura e medição das temperaturas liquidus.

### 5.1) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ

A seguir serão apresentados os resultados para os ensaios de caracterização granulométrica do pó original e após sua passagem pela tocha de aspersão a chama em duas velocidades diferentes.

#### 5.1.1) Granulometria do pó original

A granulometria do pó original é apresentada na tabela 15.

**Tabela 15** - Distribuição granulométrica do pó original (%).

Malha (mesh)	1ª medida	2ª medida	3ª medida	Média
+ 120	0,00	0,00	0,00	0,0 ± 0,0
- 120 + 140	0,00	0,00	0,00	0,0 ± 0,0
- 140 + 170	5,10	6,50	6,80	6,13 ± 0,91
- 170 + 200	33,50	30,40	38,50	34,13 ± 4,09
- 200 + 270	50,80	54,60	48,20	51,20 ± 3,22
- 270 + 325	9,40	7,30	5,80	7,50 ± 1,81
- 325	1,20	1,20	0,70	1,03 ± 0,29

Os resultados mostram que o pó original está conforme a granulometria especificada pelo fabricante no item 4.1.1.

#### 5.1.2) Granulometria do pó aplicado à chama sem aceleração

A tabela 16 apresenta a distribuição granulométrica para o pó após sua passagem pela tocha de aspersão a chama sem aceleração, ou seja, a uma velocidade aproximada de 45 m/s.

**Tabela 16** - Distribuição granulométrica do pó aplicado a chama sem aceleração (%).

Malha (mesh)	1ª medida	2ª medida	3ª medida	Média
+ 120	4,87	4,90	4,91	4,89 ± 0,02
- 120 + 140	5,57	5,54	5,89	5,67 ± 0,19
- 140 + 170	18,84	18,22	17,92	18,33 ± 0,47
- 170 + 200	38,94	49,99	44,04	44,32 ± 5,53
- 200 + 270	28,49	20,79	25,20	24,83 ± 3,86
- 270 + 325	2,82	0,48	1,88	1,73 ± 1,18
- 325	0,47	0,08	0,16	0,24 ± 0,21

Nota-se que após a passagem pela tocha sem aceleração o pó ficou mais grosso que o pó original, aparecendo partículas retidas nas malhas 120 e 140 mesh, além de aumentar a porcentagem retida nas malhas 170 e 200 mesh.

#### 5.1.3) Granulometria do pó aplicado à chama com aceleração

A tabela 17 apresenta a distribuição granulométrica para o pó após sua passagem pela tocha de aspersão a chama com aceleração, ou seja, a uma velocidade aproximada de 150 m/s.

**Tabela 17-** Distribuição granulométrica do pó aplicado a chama com aceleração (%).

Malha (mesh)	1ª medida	2ª medida	3ª medida	Média
+ 120	0,23	0,15	0,08	0,15 ± 0,08
- 120 + 140	0,90	0,99	1,01	0,97 ± 0,06
- 140 + 170	10,32	9,78	9,98	10,03 ± 0,27
- 170 + 200	62,93	69,60	76,54	69,69 ± 6,81
- 200 + 270	22,83	17,72	11,15	17,23 ± 5,86
- 270 + 325	2,11	1,30	0,93	1,45 ± 0,60
- 325	0,68	0,46	0,31	0,48 ± 0,19

Nota-se que após a passagem pela tocha com aceleração o pó ficou mais grosso que o pó original, porém menos grosso que o pó aplicado sem aceleração. Apareceram partículas retidas nas malhas 120 e 140 mesh, porém em menor porcentagem que as verificadas para a projeção sem aceleração. A quantidade retida nas malhas 170 também ficou menor que a verificada para a projeção sem aceleração, porém na malha 200 mesh houve retenção muito mais significativa para a projeção com aceleração.

Comparando-se os resultados apresentados nos itens 5.1.1 a 5.1.3 (tabelas 15, 16 e 17) verifica-se que após a projeção ocorre uma variação na distribuição em relação à original. Além disso, nota-se que o pó projetado sem aceleração ficou mais grosso que o com aceleração.

## 5.2) ANÁLISES QUÍMICAS

A seguir são apresentadas as análises químicas do pó e do revestimento realizadas em diversas condições.

### 5.2.1) Análise do pó original

A tabela 18 mostra os resultados de análises químicas do pó original.

**Tabela 18** - Análise química do pó original.

Elemento (%)	1ª medida	2ª medida	3ª medida	Média
C	0,3230	0,3430	0,3424	0,3361 ± 0,1114
S	0,0010	0,0012	0,0017	0,0013 ± 0,0004
Si	3,40	3,42	3,60	3,47 ± 0,11
Cr	7,60	7,97	8,00	7,86 ± 0,22
Fe	2,10	2,00	2,00	2,03 ± 0,06
B	1,1	1,4	1,4	1,3 ± 0,2
Ni	balanço	balanço	balanço	balanço
O (ppm)	410	394	411	405 ± 10
N (ppm)	22	29	18	23 ± 6

Pode-se verificar que o pó original apresentou composição química dentro da faixa especificada pelo fabricante, conforme valores listados no item 4.1.2. Além dos elementos especificados foram realizadas análises de nitrogênio e oxigênio para determinar os valores de partida para estes dois elementos.

### 5.2.2) Aplicação a chama sem aceleração e sem fusão

A tabela 19 mostra as análises químicas para a projeção a chama sem aceleração e sem fusão para três distâncias de vôo das partículas: metade,

três quartos e distância total de vôo, respectivamente: 80, 120 e 160 mm entre a saída da tocha e a coleta das partículas.

**Tabela 19** - Análise química da aplicação a chama sem aceleração e sem fusão para diversas distâncias de vôo.

Elemento (%)	1/2 Distância		3/4 Distância		Distância completa	
	Medidas	Média	Medidas	Média	Medidas	Média
C	0,3283	0,3166	0,2827	0,2821	0,2506	0,2529
	0,3048	±	0,2777	±	0,2555	±
	0,3229	0,166	0,2858	0,0041	0,2527	0,0025
S	0,0002	0,0003	0,0018	0,0017	0,0021	0,0033
	0,0003	±	0,0019	±	0,0047	±
	0,0003	0,0001	0,0015	0,002	0,0032	0,0013
Si	3,27	3,22	3,02	3,12	3,00	2,92
	3,16	±	3,19	±	2,84	±
	3,37	0,08	3,16	0,09	2,93	0,08
Cr	7,75	7,65	7,67	7,58	7,55	7,60
	7,55	±	7,72	±	7,64	±
	7,46	0,14	7,34	0,21	7,62	0,05
Fe	1,64	1,64	1,72	1,71	2,50	2,46
	1,64	±	1,74	±	2,40	±
	1,62	0,01	1,68	0,03	2,48	0,05
B	1,0	1,0	1,2	1,2	1,0	1,0
	1,0	±	1,1	±	1,0	±
	1,0	0,0	1,2	0,1	1,0	0,0
Ni	balanço		balanço		balanço	
O (ppm)	3640	3452	ND	ND	4710	4610
	3416	±	ND	ND	4486	±
	3300	173	ND	ND	4633	114
N (ppm)	113	105	ND	ND	166	178
	100	±	ND	ND	188	±
	101	7	ND	ND	181	11

Legenda: ND - Não disponível

Nota-se que em relação ao pó original os teores de carbono, silício, cromo e boro diminuíram, enquanto os teores de nitrogênio e oxigênio aumentaram.

### 5.2.3) Aplicação a chama com aceleração e sem fusão

A tabela 20 mostra as análises químicas para a projeção a chama com aceleração e sem fusão para três distâncias de vôo das partículas: metade, três quartos e distância total de vôo, respectivamente: 80, 120 e 160 mm entre a saída da tocha e a coleta das partículas.

**Tabela 20** - Análise química da aplicação a chama com aceleração e sem fusão.

Elemento (%)	1/2 Distância		3/4 Distância		Distância completa	
	Medidas	Média	Medidas	Média	Medidas	Média
C	0,3302	0,3309	0,3331	0,3364	0,3001	0,3060
	0,3315	±	0,3372	±	0,3103	±
	0,3204	0,0009	0,3389	0,0030	0,3075	0,0053
S	0,0011	0,0011	0,0017	0,0022	0,0025	0,0023
	0,0010	±	0,0021	±	0,0023	±
	0,0010	0,0001	0,0027	0,0005	0,0020	0,0003
Si	3,29	3,38	3,09	3,18	3,30	3,20
	3,47	±	3,26	±	3,21	±
	3,26	0,13	3,18	0,09	3,10	0,10
Cr	7,32	7,36	7,70	7,77	6,60	7,15
	7,40	±	7,69	±	7,36	±
	7,38	0,06	7,93	0,14	7,50	0,48
Fe	1,62	1,63	1,71	1,72	2,20	2,30
	1,63	±	1,74	±	2,10	±
	1,62	0,01	1,72	0,02	2,60	0,26
B	1,2	1,2	1,2	1,2	1,0	1,0
	1,2	±	1,2	±	1,0	±
	1,2	0,0	1,3	0,1	1,0	0,0
Ni	balanço		balanço		balanço	
O (ppm)	1186	1157	ND	ND	2006	1744
	1130	±	ND	ND	2003	±
	1155	28	ND	ND	1222	452
	89	93	ND	ND	73	76
N (ppm)	78	±	ND	ND	74	±
	112	17	ND	ND	76	5

Legenda: ND - Não disponível

Nota-se que em relação ao pó original os teores de carbono, silício, cromo e boro diminuíram, enquanto os teores de nitrogênio e oxigênio aumentaram.

A diminuição do carbono foi menos intensa nesta situação do que na projeção sem aceleração e sem fusão.

#### 5.2.4) Aplicação a chama sem aceleração e com fusão

A tabela 21 apresenta as análises químicas para a projeção a chama sem aceleração e com fusão para distância completa de vôo das partículas (160 mm).

**Tabela 21** - Análise química da aplicação a chama sem aceleração e com fusão.

Elemento (%)	Distância completa	
	Medidas	Média
C	0,1881	0,1650 ± 0,0208
	0,1478	
	0,1592	
S	0,0032	0,0031 ± 0,0002
	0,0029	
	0,0031	
Si	2,70	2,64 ± 0,12
	2,72	
	2,50	
Cr	7,57	7,54 ± 0,009
	7,44	
	7,62	
Fe	2,20	2,53 ± 0,42
	2,40	
	3,00	
B	0,9	0,8 ± 0,1
	0,8	
	0,8	
Ni	balanço	balanço
O (ppm)	11240	10890 ± 506
	11120	
	10310	
N (ppm)	181	178 ± 3
	175	
	178	

Em relação ao pó original, houve uma grande diminuição nos teores de carbono, silício e boro.

O teor de cromo praticamente se manteve constante enquanto que os teores de nitrogênio e oxigênio aumentaram sensivelmente.

A comparação com o pó aplicado sem aceleração e sem fusão também mostra que houve uma grande diminuição nos teores de carbono, silício e boro. O teor de cromo praticamente se manteve constante, enquanto que os teores de nitrogênio e oxigênio aumentaram sensivelmente.

## 5.2.5) Aplicação a chama com aceleração e com fusão

A tabela 22 mostra a análise química para a aplicação a chama com aceleração e com fusão, na distância completa de vôo.

**Tabela 22** - Análise química da aplicação a chama com aceleração e com fusão.

Elemento (%)	Distância completa	
	Medidas	Média
C	0,2946	0,2929 ± 0,0020
	0,2934	
	0,2907	
S	0,0021	0,0023 ± 0,0004
	0,0027	
	0,0020	
Si	3,20	3,27 ± 0,12
	3,40	
	3,20	
Cr	7,87	7,87 ± 0,06
	7,93	
	7,82	
Fe	2,20	2,13 ± 0,12
	2,00	
	2,20	
B	1,0	1,0 ± 0,0
	1,0	
	1,0	
Ni	balanço	balanço
O (ppm)	2247	2272 ± 61
	2341	
	2227	
N (ppm)	67	69 ± 3
	72	
	68	

Em relação ao pó original, houve uma diminuição nos teores de carbono, silício e boro, porém menor que a observada na aplicação sem aceleração e

com fusão. O teor de cromo praticamente se manteve constante, enquanto que os teores de nitrogênio e oxigênio aumentaram, porém também em menor intensidade que a observada na aplicação sem aceleração e com fusão.

#### 5.2.6) Aplicação com HVOF e velocidade menor

A tabela 23 mostra a composição do depósito obtido pelo processo HVOF com velocidade menor.

**Tabela 23** - Análise química da aplicação com HVOF e velocidade menor.

Elemento (%)	Distância completa	
	Medidas	Média
C	0,3813	0,3743 ± 0,0061
	0,3699	
	0,3718	
S	0,0036	0,0035 ± 0,0001
	0,0034	
	0,0035	
Si	3,48	3,38 ± 0,10
	3,28	
	3,39	
Cr	7,86	7,94 ± 0,08
	8,02	
	7,95	
Fe	2,10	2,03 ± 0,06
	2,00	
	2,00	
B	1,2	1,1 ± 0,1
	1,1	
	1,1	
Ni	balanço	balanço
O (ppm)	1513	1200 ± 299
	917	
	1170	
N (ppm)	76	65 ± 30
	31	
	87	

Comparando-se com o pó original nota-se que o teor de carbono aumentou, ao contrário de todas as situações estudadas para aplicação a chama. O teor de silício teve uma ligeira queda. O teor do cromo praticamente se manteve constante, enquanto que o boro diminuiu. Os valores de oxigênio e nitrogênio aumentaram.

### 5.2.7) Aplicação com HVOF e velocidade maior

A tabela 24 mostra a análise para a aplicação pelo processo HVOF com velocidade maior.

**Tabela 24** - Análise química da aplicação com HVOF e velocidade maior.

Elemento (%)	Distância completa de vô	
	Medidas	Média
C	0,3720	0,3705
	0,3685	±
	0,3710	0,0018
S	0,0040	0,0038
	0,0035	±
	0,0038	0,0003
Si	3,43	3,37
	3,32	±
	3,37	0,06
Cr	7,90	7,80
	7,71	±
	7,80	0,10
Fe	2,00	2,07
	2,10	±
	2,10	0,06
B	1,2	1,2
	1,2	±
	1,2	0,0
Ni	balanço	balanço
O (ppm)	1041	1067
	1081	±
	1079	23
N (ppm)	46,7	46,6
	46,3	±
	46,9	0,31

Comparando-se com o pó original nota-se que o teor de carbono aumentou, ao contrário de todas as situações estudadas para aplicação a chama. O teor de silício teve uma ligeira queda. O teor do cromo praticamente se manteve constante, enquanto que o boro diminuiu. Os valores de oxigênio e nitrogênio aumentaram.

Os aumentos observados para o carbono, nitrogênio e oxigênio foram menores que os observados na aplicação HVOF com velocidade menor.

### 5.3) DUREZAS SUPERFICIAIS - Rockwell 15 N

Os resultados obtidos nas medições de durezas superficiais são apresentados na tabela 25.

**Tabela 25** - Durezas superficiais de depósitos obtidos nas diversas condições.

Condição de Aplicação	1ª medida	2ª medida	3ª medida	4ª medida	5ª medida	MÉDIA
C V1 NF D3	39,0	39,0	40,0	40,5	41,0	39,9 ± 0,9
C V2 NF D3	40,0	42,0	38,0	35,0	36,0	38,2 ± 2,9
C V1 F D3	28,0	32,0	29,0	30,0	29,0	29,6 ± 1,5
C V2 F D3	52,5	57,0	53,5	54,0	52,0	53,8 ± 2,0
H V1 D3	70,0	71,5	70,0	71,0	72,5	71,0 ± 1,1
H V2 D3	70,0	68,0	70,0	73,0	72,0	70,6 ± 2,0

Nos depósitos a chama sem fusão, com e sem aceleração obteve-se valores praticamente iguais de dureza e dentro da faixa especificada pelo fabricante do pó (entre 36 e 42 Rockwell C - conforme item 4.1.3).

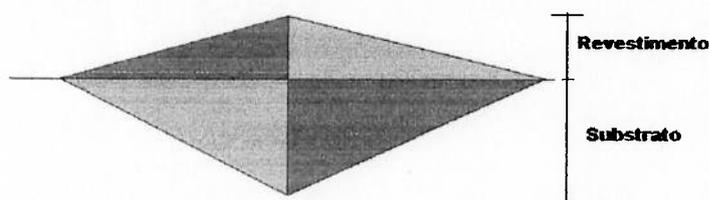
O depósito a chama sem aceleração e com fusão apresentou o menor valor de dureza observado, e bem abaixo da faixa definida pelo fabricante do pó.

O depósito a chama com aceleração e com fusão apresentou o maior valor de dureza observado para os depósitos a chama. Um tarugo fundido com a liga original apresenta valores de dureza entre 48 e 50 Rockwell C, ou seja inferior à aplicação a chama com aceleração e com fusão.

Ambas as aplicações com HVOF apresentaram valores muito maiores que os demais e também maiores que o de um tarugo fundido da liga.

#### 5.4) INDENTAÇÕES NA INTERFACE

As indentações na interface tiveram as medidas de diagonais tomadas tanto na direção paralela como na transversal à interface, sendo esta última dividida em semi-diagonal do lado do revestimento e semi-diagonal do lado do substrato.



**Figura 27** - Esquema de indentação realizada na interface revestimento / substrato

O objetivo inicial deste ensaio era realizar medidas de adesão do revestimento ao substrato. A teoria envolvida <sup>(37 - 41)</sup> é baseada no comportamento elástico observado em depósitos que não sofrem deformações plásticas e trincam sob uma determinada carga aplicada com o penetrador de diamante.

Na liga estudada neste caso não ocorreram trincas, sendo que a indentação na interface dá uma idéia da dureza aparente do depósito.

É importante ressaltar que um tamanho maior de indentação implica em uma dureza menor.

#### 5.4.1) Aplicação a chama sem aceleração e sem fusão

A tabela 26 apresenta os resultados de indentação para o depósito a chama sem aceleração e sem fusão.

**Tabela 26** - Ensaio de indentação do depósito a chama sem aceleração e sem fusão.

	Carga (Kgf)	1ª medida ( $\mu\text{m}$ )	2ª medida ( $\mu\text{m}$ )	3ª medida ( $\mu\text{m}$ )	Média ( $\mu\text{m}$ )
	0,1	ND	ND	ND	ND
Paralela	0,5	ND	ND	ND	ND
	1,0	ND	ND	ND	ND
	5,0	ND	ND	ND	ND
	10,0	ND	ND	ND	ND
	0,1	22,06	22,91	25,03	23,34 $\pm$ 1,53
Transversal	0,5	52,19	43,70	44,55	46,81 $\pm$ 4,67
Substrato	1,0	66,46	65,61	57,94	63,34 $\pm$ 4,69
	5,0	151,67	155,93	153,38	153,66 $\pm$ 2,14
	10,0	213,88	224,95	226,66	221,83 $\pm$ 6,94
	0,1	17,82	16,12	21,22	18,39 $\pm$ 2,59
Transversal	0,5	42,01	36,91	41,58	40,17 $\pm$ 2,83
revestimento	1,0	59,65	52,83	51,13	54,53 $\pm$ 4,51
	5,0	121,85	127,82	120,15	123,27 $\pm$ 4,03
	10,0	161,90	183,20	185,76	176,95 $\pm$ 13,10

Legenda: ND - Não disponível

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 177  $\mu\text{m}$  para a carga de 10 Kgf para o depósito a chama sem aceleração e sem fusão. Este valor é equivalente à uma dureza de 148 HV<sub>10</sub>.

#### 5.4.2) Aplicação a chama com aceleração e sem fusão

A tabela 27 apresenta os resultados de indentação para o depósito a chama com aceleração e sem fusão.

**Tabela 27** - Ensaio de indentação do depósito a chama com aceleração e sem fusão.

	Carga (Kgf)	1ª medida ( $\mu\text{m}$ )	2ª medida ( $\mu\text{m}$ )	3ª medida ( $\mu\text{m}$ )	Média ( $\mu\text{m}$ )
Paralela	0,1	ND	ND	ND	ND
	0,5	ND	ND	ND	ND
	1,0	ND	ND	ND	ND
	5,0	ND	ND	ND	ND
	10,0	ND	ND	ND	ND
Transversal Substrato	0,1	23,34	24,19	26,31	24,61 $\pm$ 1,53
	0,5	75,95	68,74	76,37	73,69 $\pm$ 4,29
	1,0	110,77	108,22	102,25	107,08 $\pm$ 4,37
	5,0	144,00	149,97	140,60	144,86 $\pm$ 4,74
	10,0	221,55	212,17	223,25	218,99 $\pm$ 5,96
Transversal revestimento	0,1	19,09	22,49	23,76	21,78 $\pm$ 2,41
	0,5	53,89	59,40	63,65	58,98 $\pm$ 4,89
	1,0	97,14	98,84	89,47	95,15 $\pm$ 4,99
	5,0	119,29	129,52	127,82	125,54 $\pm$ 5,48
	10,0	170,42	177,24	174,68	174,11 $\pm$ 3,44

Legenda: ND - Não disponível

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 174  $\mu\text{m}$  para a carga de 10 Kgf para o depósito a chama com aceleração e sem fusão. Este valor é ligeiramente menor que o obtido no depósito a chama sem aceleração e sem fusão, porém é mais uniforme que o anterior (desvio padrão menor). O valor da diagonal equivale à uma dureza de 306 HV<sub>10</sub>.

#### 5.4.3) Aplicação a chama sem aceleração e com fusão

A tabela 28 apresenta os resultados de indentação para o depósito a chama sem aceleração e com fusão.

**Tabela 28** - Ensaio de indentação do depósito a chama sem aceleração e com fusão.

	Carga (Kgf)	1ª medida ( $\mu\text{m}$ )	2ª medida ( $\mu\text{m}$ )	3ª medida ( $\mu\text{m}$ )	Média ( $\mu\text{m}$ )
Paralela	0,1	36,85	37,12	34,80	35,92 $\pm$ 1,16
	0,5	82,88	77,40	81,20	80,49 $\pm$ 2,81
	1,0	113,71	106,50	111,59	110,60 $\pm$ 3,71
	5,0	265,61	258,40	258,40	260,80 $\pm$ 4,16
	10,0	345,80	353,44	356,84	352,03 $\pm$ 5,65
Transversal Substrato	0,1	20,79	17,82	17,40	18,67 $\pm$ 1,85
	0,5	42,85	43,70	43,70	43,42 $\pm$ 0,49
	1,0	56,24	57,09	55,39	56,24 $\pm$ 0,85
	5,0	136,34	151,67	140,60	142,87 $\pm$ 7,92
	10,0	209,62	204,50	208,76	207,63 $\pm$ 2,74
Transversal revestimento	0,1	17,82	16,97	16,12	16,97 $\pm$ 0,85
	0,5	38,19	37,76	36,91	37,62 $\pm$ 0,65
	1,0	51,13	49,42	47,72	49,42 $\pm$ 1,70
	5,0	114,18	126,11	117,59	119,29 $\pm$ 6,14
	10,0	172,98	171,27	167,86	170,70 $\pm$ 2,60

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 171  $\mu\text{m}$  para a carga de 10 Kgf para o depósito a chama sem aceleração e com fusão. Este valor é ligeiramente menor que o obtido no depósito a chama sem fusão nos casos com e sem aceleração. O valor da diagonal equivale à 318 HV<sub>10</sub>.

#### 5.4.4) Aplicação a chama com aceleração e com fusão

A tabela 29 apresenta os resultados de indentação para o depósito a chama com aceleração e com fusão.

**Tabela 29** - Ensaio de indentação do depósito a chama com aceleração e com fusão.

	Carga (Kgf)	1ª medida (µm)	2ª medida (µm)	3ª medida (µm)	Média (µm)
Paralela	0,1	32,06	30,58	33,32	31,99 ± 1,37
	0,5	70,65	76,98	75,29	74,31 ± 3,28
	1,0	112,02	104,80	112,86	109,89 ± 4,43
	5,0	241,43	243,55	236,76	240,58 ± 3,47
	10,0	326,29	306,77	333,92	322,33 ± 14,00
Transversal Substrato	0,1	19,09	17,82	16,97	17,96 ± 1,07
	0,5	36,91	34,79	36,49	36,07 ± 1,12
	1,0	63,06	66,46	62,20	63,91 ± 2,25
	5,0	139,74	142,30	139,74	140,60 ± 1,48
	10,0	207,91	200,24	198,54	202,23 ± 4,99
Transversal revestimento	0,1	16,12	14,85	15,27	15,42 ± 0,65
	0,5	28,85	31,40	31,82	30,69 ± 1,61
	1,0	51,13	52,83	52,83	52,26 ± 0,98
	5,0	116,74	122,70	116,74	118,73 ± 3,44
	10,0	167,01	164,46	163,60	165,02 ± 1,77

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 165 µm para a carga de 10 Kgf para o depósito a chama sem aceleração e com fusão. Este valor é o menor que o obtido para todas as variáveis estudadas nos depósitos a chama. O valor da dureza média é de 340 HV<sub>10</sub>.

#### 5.4.5) Aplicação com HVOF velocidade menor

A tabela 30 apresenta os resultados de indentação para o depósito com HVOF e velocidade menor.

**Tabela 30** - Ensaio de indentação do depósito com HVOF e velocidade menor.

	Carga (Kgf)	1ª medida ( $\mu\text{m}$ )	2ª medida ( $\mu\text{m}$ )	3ª medida ( $\mu\text{m}$ )	Média ( $\mu\text{m}$ )
	0,1	20,25	20,46	20,25	20,32 $\pm$ 0,12
Paralela	0,5	57,79	54,20	52,94	54,97 $\pm$ 2,52
	1,0	75,95	81,04	77,22	78,07 $\pm$ 2,65
	5,0	184,15	171,42	186,69	180,75 $\pm$ 8,18
	10,0	263,07	249,49	250,76	254,44 $\pm$ 7,50
	0,1	16,12	16,55	13,58	15,42 $\pm$ 1,61
Transversal	0,5	32,25	31,82	32,67	32,25 $\pm$ 0,42
Substrato	1,0	56,24	61,35	53,68	57,09 $\pm$ 3,90
	5,0	128,67	132,93	132,08	131,22 $\pm$ 2,25
	10,0	185,76	201,95	190,02	192,57 $\pm$ 8,39
	0,1	11,88	13,58	11,03	12,16 $\pm$ 1,30
Transversal	0,5	25,88	24,19	23,76	24,61 $\pm$ 1,12
revestimento	1,0	45,16	46,01	42,61	44,59 $\pm$ 1,77
	5,0	103,10	106,51	97,99	102,54 $\pm$ 4,29
	10,0	146,56	141,45	146,56	144,86 $\pm$ 2,95

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 145  $\mu\text{m}$  para a carga de 10 Kgf para o depósito HVOF com velocidade menor. Este valor é quase 14 % menor que o obtido para o menor valor obtido nos depósitos a chama. A dureza média para este depósito é de 442 HV<sub>10</sub>.

#### 5.4.6) Aplicação com HVOF velocidade maior

A tabela 31 apresenta os resultados de indentação para o depósito com HVOF e velocidade maior.

**Tabela 31** - Ensaio de indentação do depósito com HVOF e velocidade maior.

	Carga (Kgf)	1ª medida ( $\mu\text{m}$ )	2ª medida ( $\mu\text{m}$ )	3ª medida ( $\mu\text{m}$ )	Média ( $\mu\text{m}$ )
Paralela	0,1	19,61	22,14	18,77	20,18 $\pm$ 1,76
	0,5	52,94	45,13	47,03	48,37 $\pm$ 4,07
	1,0	76,80	73,83	78,50	76,37 $\pm$ 2,36
	5,0	184,57	178,63	184,57	182,59 $\pm$ 3,43
	10,0	262,64	277,92	260,52	267,03 $\pm$ 9,49
Transversal Substrato	0,1	13,15	13,58	13,58	13,44 $\pm$ 0,24
	0,5	29,70	28,43	29,70	29,28 $\pm$ 0,73
	1,0	43,46	49,42	49,42	47,43 $\pm$ 3,44
	5,0	124,41	123,55	126,11	124,69 $\pm$ 1,30
	10,0	178,94	184,05	179,79	180,93 $\pm$ 2,74
Transversal revestimento	0,1	11,46	11,03	11,46	11,31 $\pm$ 0,24
	0,5	24,61	22,06	24,61	23,76 $\pm$ 1,47
	1,0	37,49	40,90	39,20	39,20 $\pm$ 1,70
	5,0	100,55	99,70	95,44	98,56 $\pm$ 2,74
	10,0	140,60	144,86	144,00	143,15 $\pm$ 2,25

A medida da semi-diagonal transversal do lado revestimento apresentou um valor aproximado de 143  $\mu\text{m}$  para a carga de 10 Kgf para o depósito HVOF com velocidade maior. Este valor é praticamente igual ao obtido para o depósito HVOF com velocidade menor. O valor da diagonal equivale a uma dureza de 452 HV<sub>10</sub>.

De uma maneira geral o aumento de velocidade, a presença de fusão e a mudança para o processo HVOF diminuem o tamanho da semi-diagonal do lado revestimento e também do lado substrato, implicando numa dureza aparente maior do par revestimento / substrato.

## 5.5) ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

A tabela 32 apresenta os valores de perda de massa obtidos no ensaio de desgaste abrasivo com disco de borracha e areia seca.

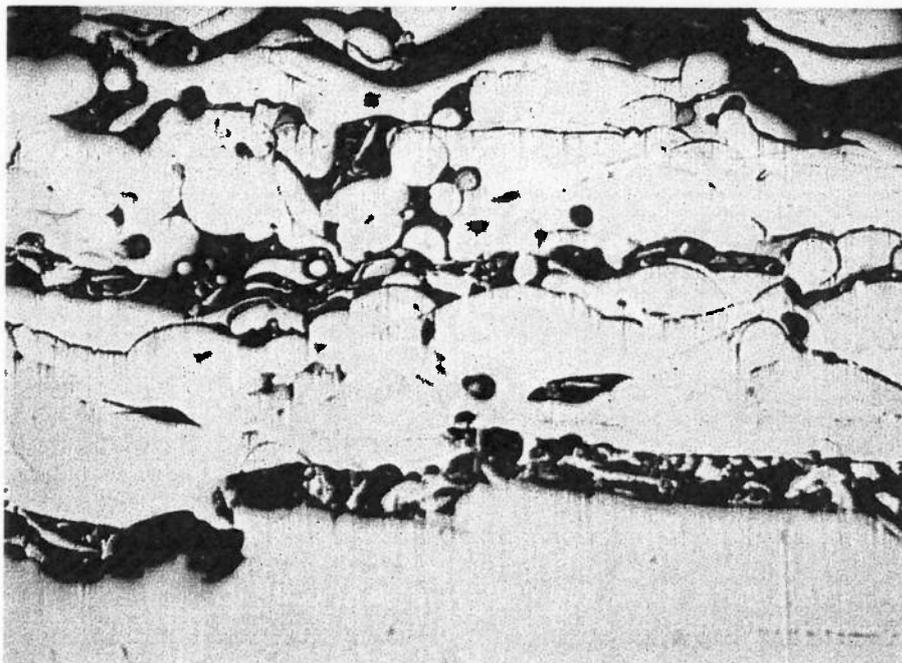
**Tabela 32** - Ensaio de desgaste abrasivo dos depósitos obtidos nas diversas condições de aplicação.

	Medida	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Diferença (g)	Média (g)
C V1 NF D3	1ª	123,1529	122,8634	0,2595	0,2647 ± 0,0265
	2ª	121,2877	121,0004	0,2873	
	3ª	120,5607	120,3313	0,2294	
	4ª	122,8939	122,6112	0,2827	
C V2 NF D3	1ª	123,6526	123,4388	0,2138	0,2261 ± 0,0106
	2ª	126,0370	125,8083	0,2287	
	3ª	126,2570	126,0340	0,2230	
	4ª	123,8916	123,6526	0,2390	
C V1 F D3	1ª	136,1499	135,9498	0,2001	0,1969 ± 0,0072
	2ª	138,9572	138,7580	0,1992	
	3ª	147,0360	146,8340	0,2020	
	4ª	146,8140	146,5278	0,2862	
C V2 F D3	1ª	150,5664	150,4433	0,1211	0,1422 ± 0,0273
	2ª	139,3644	139,2351	0,1293	
	3ª	142,2170	142,0805	0,1365	
	4ª	139,1340	138,9520	0,1820	
H V1	1ª	136,9142	136,7502	0,1640	0,1623 ± 0,0066
	2ª	146,1094	145,9562	0,1532	
	3ª	141,5008	141,3317	0,1691	
	4ª	137,0673	136,9042	0,1631	
H V2	1ª	145,0608	144,8950	0,1658	0,1613 ± 0,0088
	2ª	137,4016	137,2494	0,1522	
	3ª	145,2218	145,0660	0,1558	
	4ª	137,6729	137,5016	0,1713	

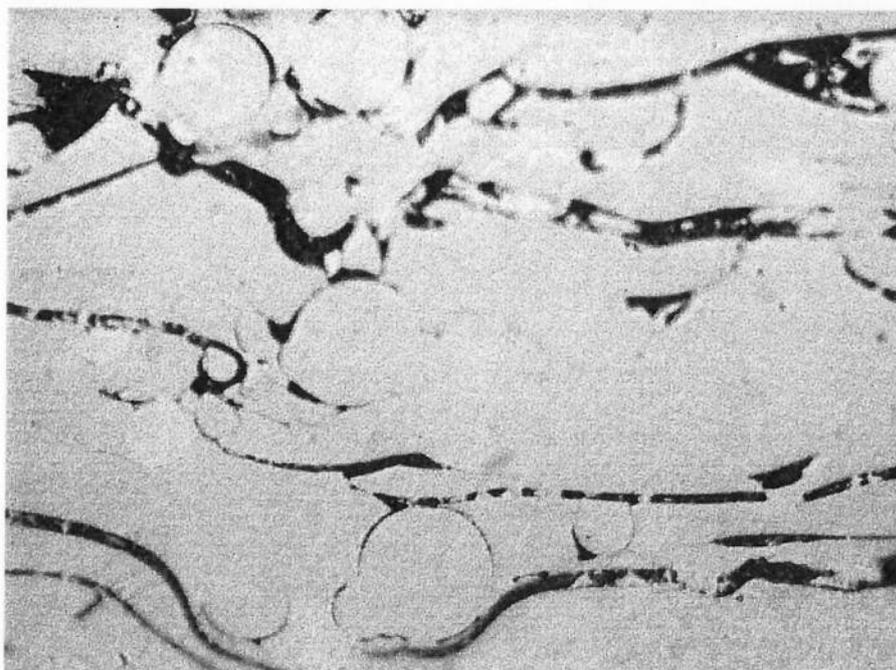
Os resultados mostram que a perda de massa é menor para os depósitos por fusão com aceleração, HVOF, depósitos com fusão sem aceleração e finalmente nos depósitos sem fusão com e sem aceleração.

### 5.6) METALOGRAFIAS

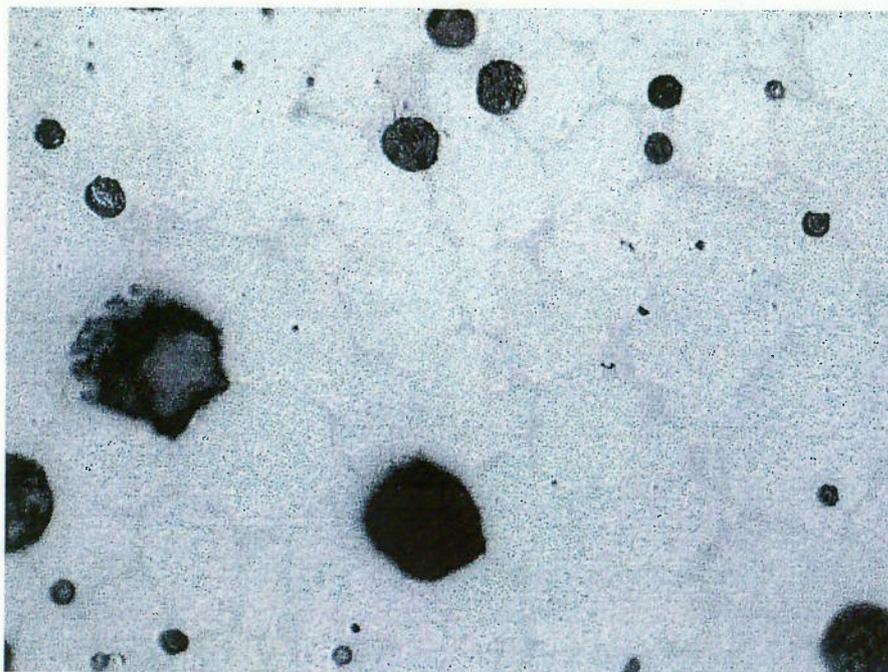
A seguir são apresentadas as metalografias sem ataque de depósitos obtidos nas diversas condições estudadas.



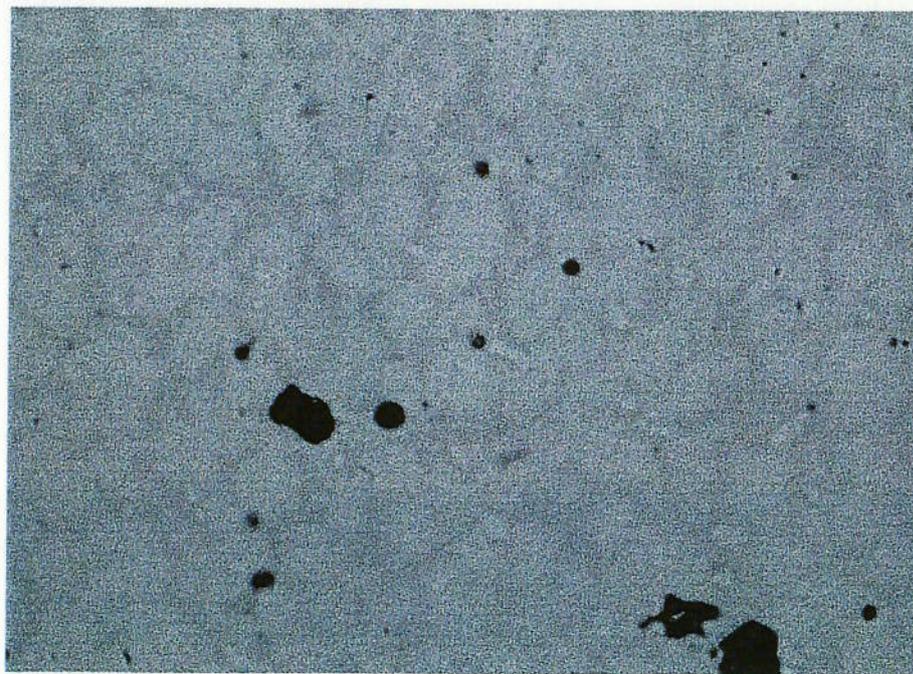
**Figura 28** - Estrutura de depósito realizado a chama, sem aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X - sem ataque)



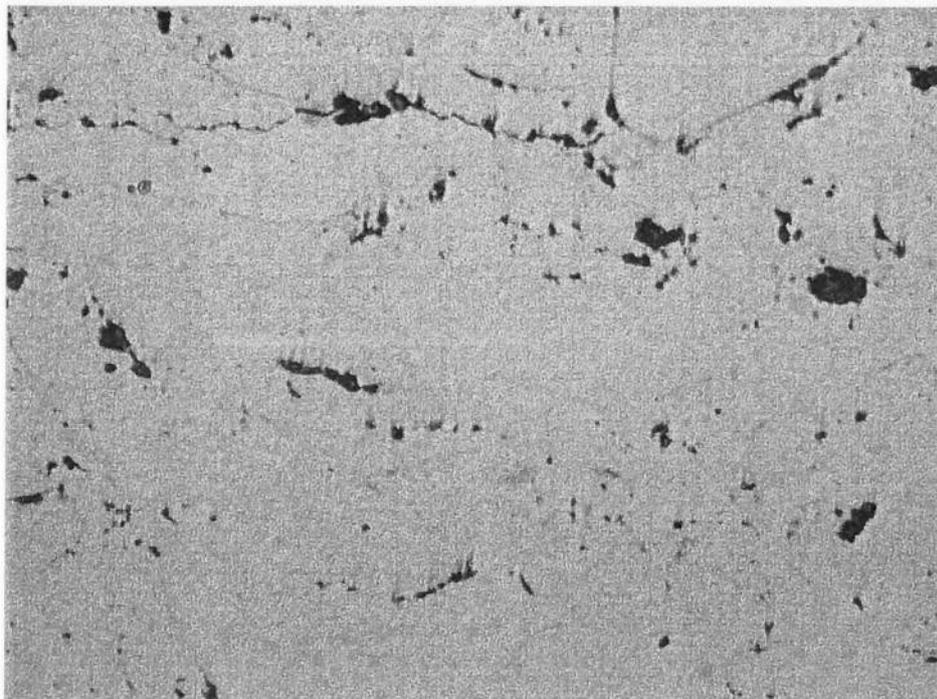
**Figura 29** - Estrutura de depósito realizado a chama, com aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X - sem ataque)



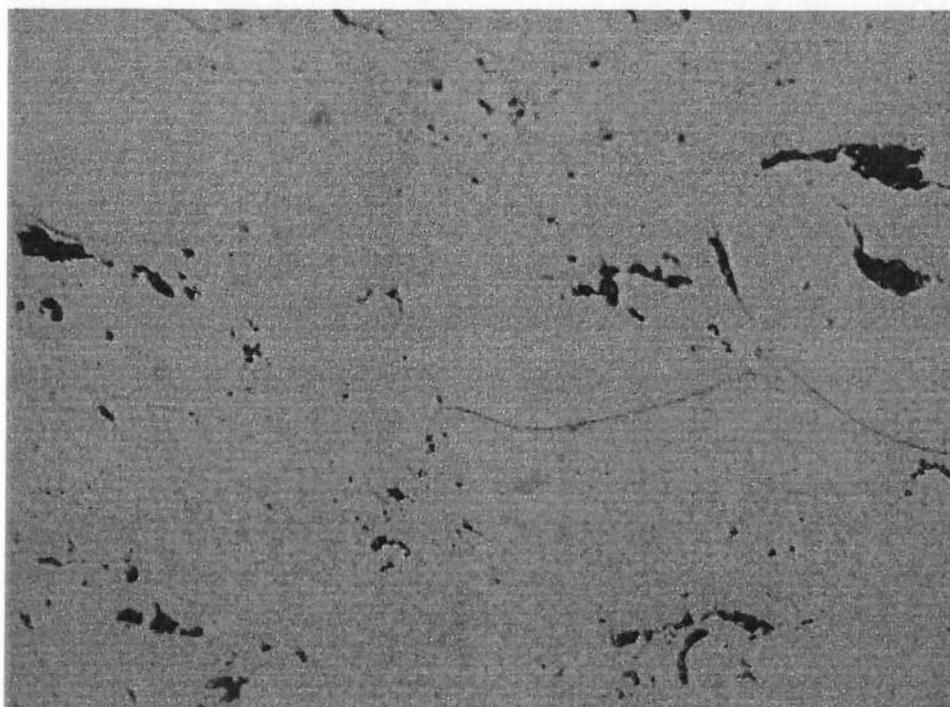
**Figura 30** - Estrutura de depósito realizado a chama, sem aceleração e com fusão. (Aumento 500 X - sem ataque)



**Figura 31** - Estrutura de depósito realizado a chama, com aceleração e com fusão. (Aumento 500 X - sem ataque)



**Figura 32** - Estrutura de depósito realizado com HVOF em velocidade menor.  
(Aumento 500 X - sem ataque)



**Figura 33** - Estrutura de depósito realizado com HVOF em velocidade maior.  
(Aumento 500 X - sem ataque)

As metalografias sem ataque permitem observar o efeito do processo e das variáveis sobre as partículas após se chocarem contra o substrato do revestimento.

Comparando-se as figuras 28 e 29 pode-se visualizar o efeito da velocidade das partículas na estrutura dos depósitos a chama sem fusão. Nota-se que na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45$  m/s) há um número significativamente maior de partículas não fundidas, vazios e óxidos do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150$  m/s).

Comparando-se as figuras 30 e 31 observa-se o efeito da velocidade das partículas na estrutura dos depósitos a chama fundidos. Percebe-se que na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45$  m/s) aparecem porosidades com maior diâmetro e em maior número do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150$  m/s).

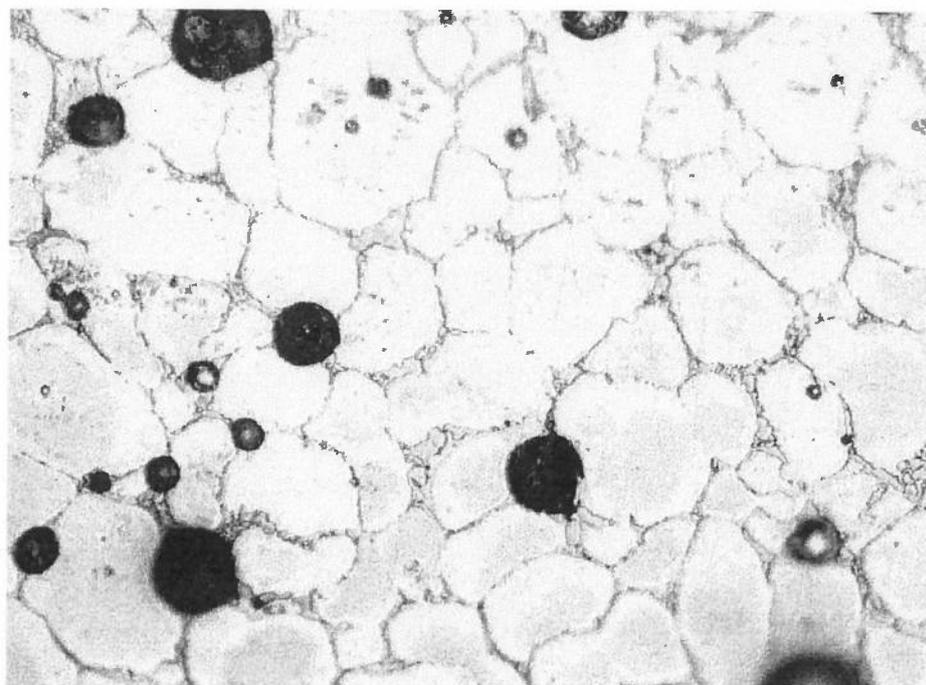
Comparando-se as figuras 32 e 33 verifica-se o efeito da velocidade das partículas na estrutura dos depósitos HVOF. Nota-se que na aplicação com menor velocidade (1.000 m/s) há um número maior de porosidades e óxidos do que na aplicação com maior velocidade (1.100 m/s).

Os resultados mostraram que o depósito torna-se mais compacto com o aumento da velocidade, assim como com a fusão posterior do revestimento.

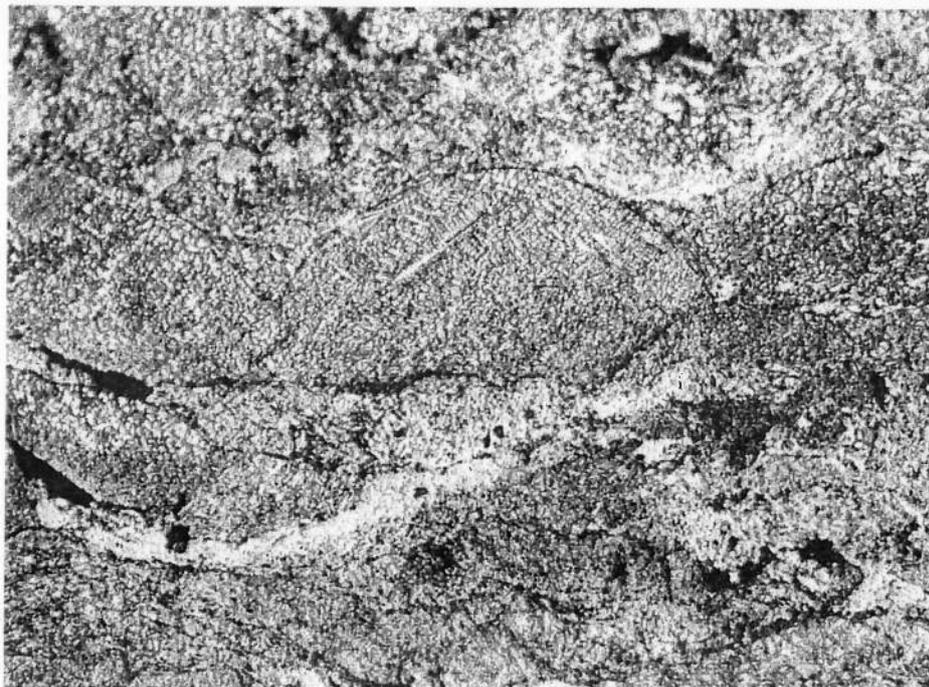
A seguir são mostradas as metalografias com ataque dos depósitos obtidos em algumas das condições estudadas.



**Figura 34** - Microestrutura do depósito realizado a chama, com aceleração e sem fusão. (Aumento 500 X – ataque eletrolítico com ácido oxálico)



**Figura 35** - Microestrutura do depósito realizado a chama, sem aceleração e com fusão. (Aumento 500 X – ataque ácido oxálico)



**Figura 36** - Microestrutura do depósito realizado com HVOF em velocidade menor. (Aumento 500 X – ataque ácido oxálico)

As metalografias com ataque permitem observar a microestrutura no interior das lamelas formadas no choque das partículas contra o substrato.

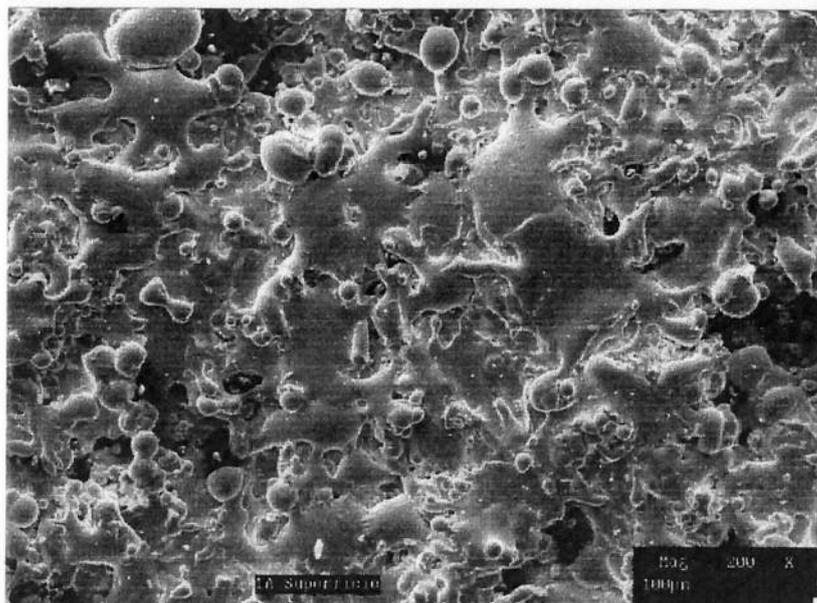
A figura 34 mostra a microestrutura do depósito a chama com aceleração e sem fusão ( $V_p = 150$  m/s).

A figura 35 apresenta a microestrutura do depósito a chama sem aceleração ( $V_p = 45$  m/s) e com fusão.

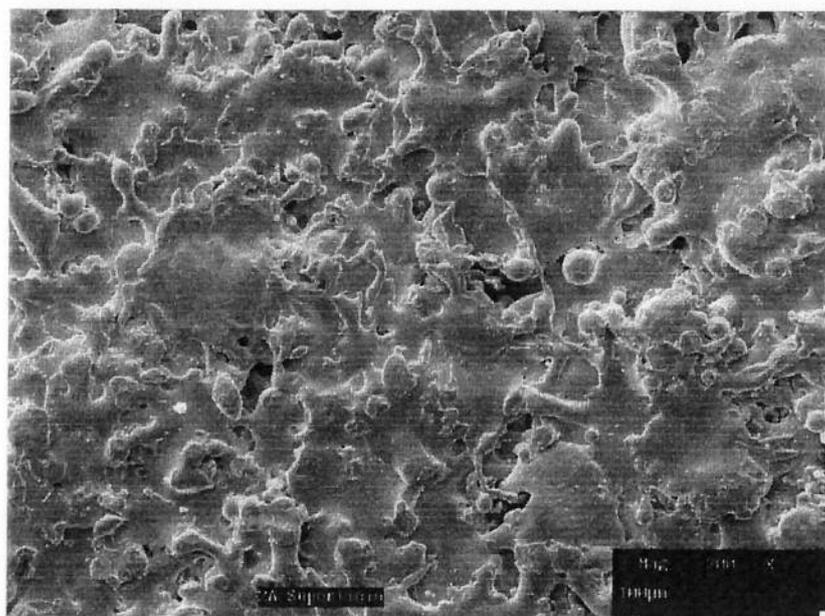
A figura 36 permite observar a estrutura do depósitos HVOF em velocidade menor (1.000 m/s).

### 5.7) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

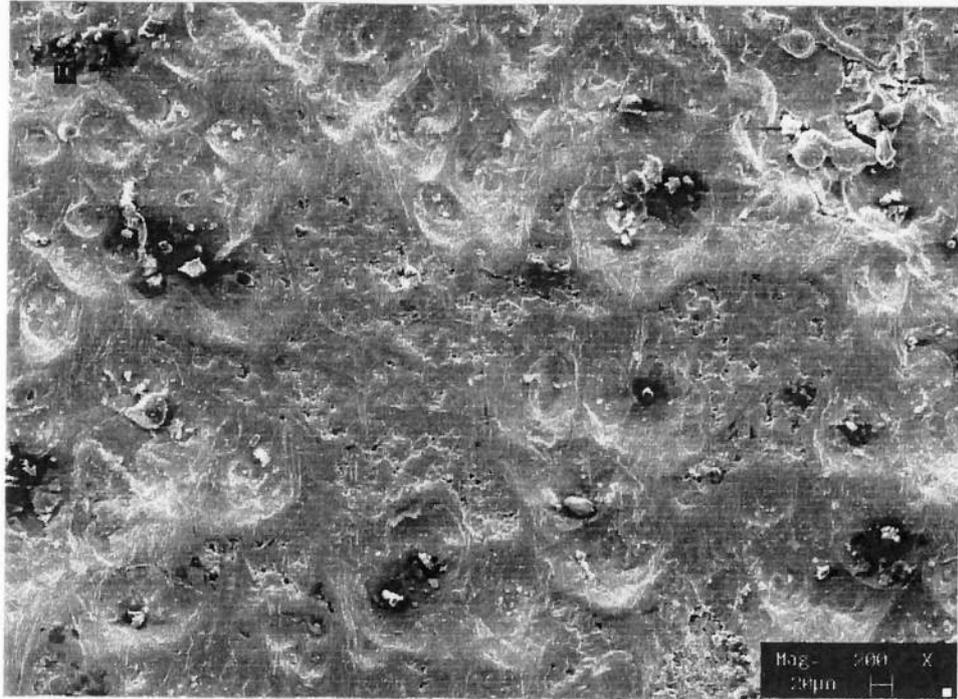
A seguir são apresentadas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das superfícies dos depósitos realizados.



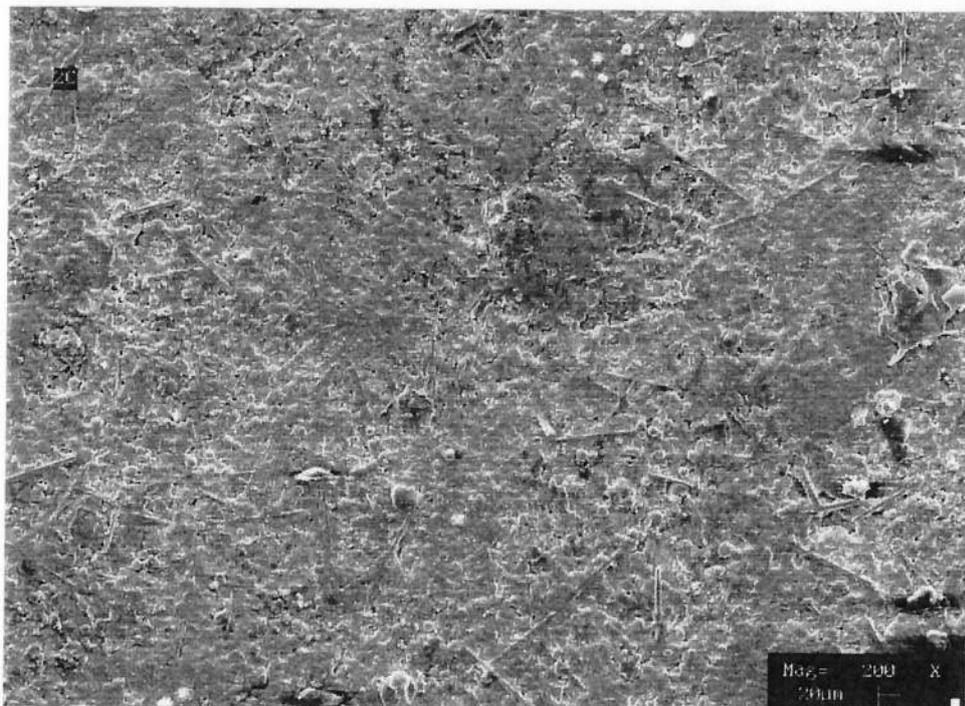
**Figura 37** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama sem aceleração e sem fusão. (Aumento 200 X).



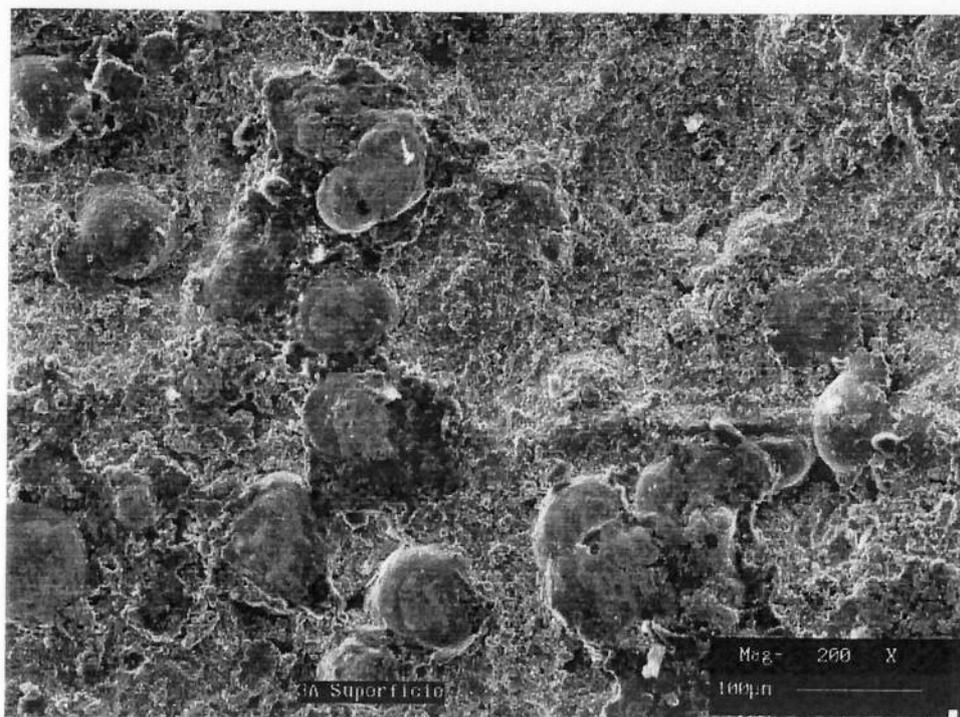
**Figura 38** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama com aceleração e sem fusão. (Aumento 200 X).



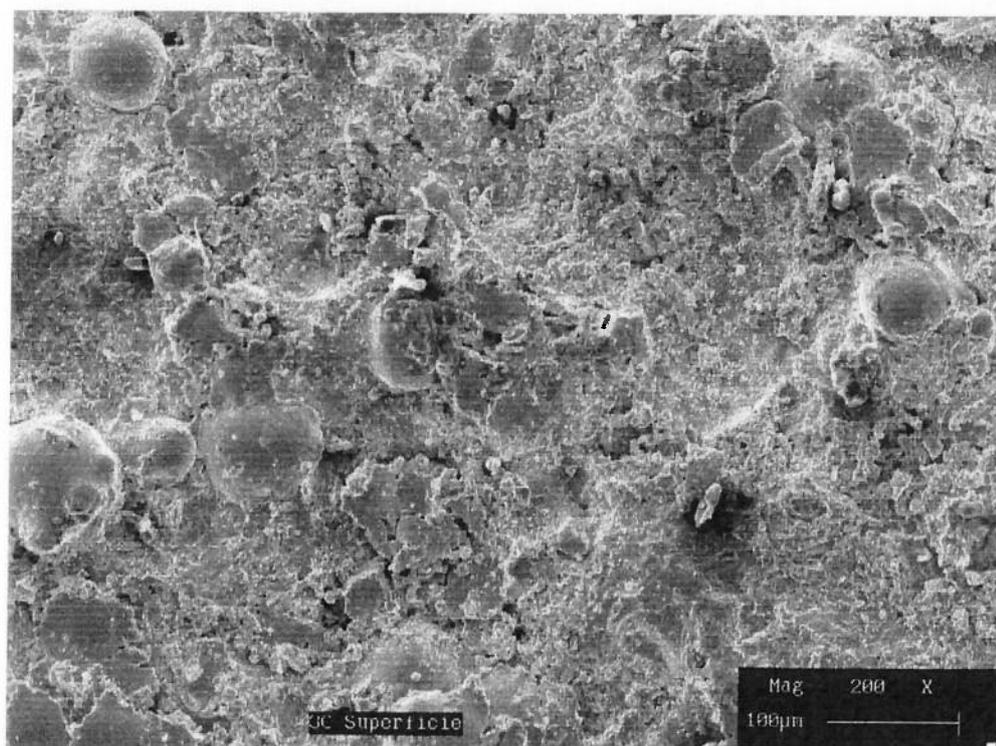
**Figura 39** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama sem aceleração e com fusão. (Aumento 200 X).



**Figura 40** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito a chama com aceleração e com fusão. (Aumento 200 X).



**Figura 41** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito HVOF com velocidade menor. (aumento 200 X).



**Figura 42** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície do depósito HVOF com velocidade maior. (aumento 200 X).

As fotografias da superfície dos depósitos, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, permitem visualizar o acabamento superficial dos revestimentos.

Comparando-se as figuras 37 e 38 percebe-se o efeito da velocidade das partículas no acabamento da superfície dos depósitos a chama. Nota-se que, na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45$  m/s) as partículas estão menos achatadas e mais altas do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150$  m/s). Além disso no depósito não acelerado há um número maior de partículas não fundidas (com formato esférico).

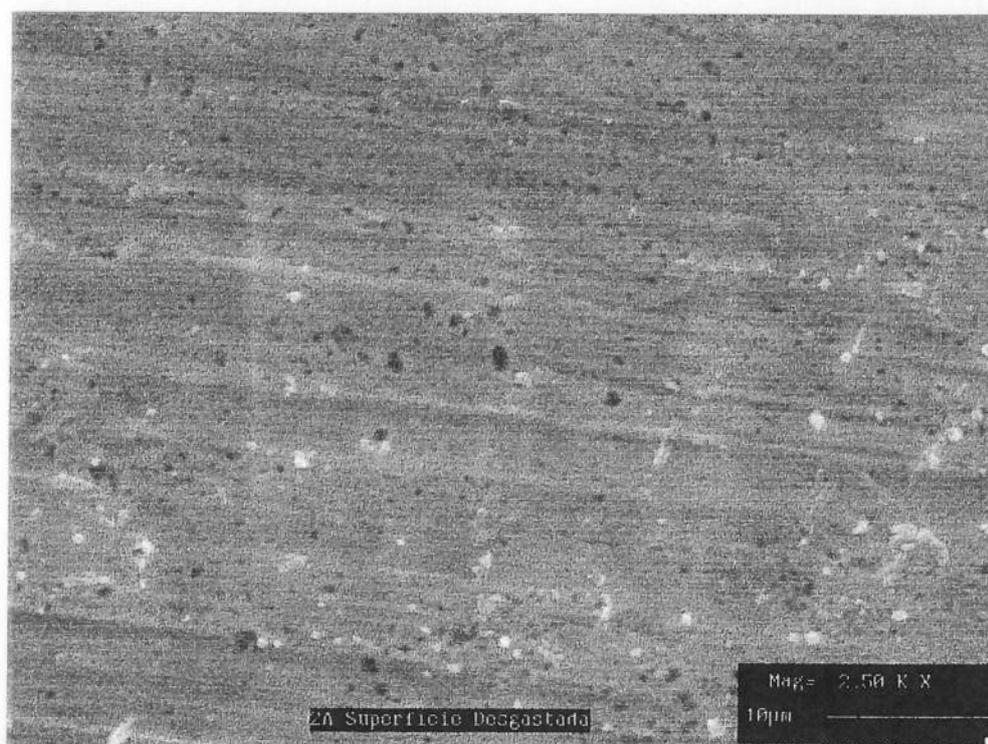
Comparando-se as figuras 39 e 40 observa-se que na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45$  m/s) a superfície do depósito é mais grosseira do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150$  m/s).

Comparando-se as figuras 41 e 42 verifica-se o efeito da velocidade das partículas na estrutura dos depósitos HVOF. Verifica-se que na aplicação com menor velocidade (1.000 m/s) as partículas estão um pouco menos fragmentadas do que na aplicação com maior velocidade (1.100 m/s). Em ambos os depósitos o acabamento da superfície é menos rugoso que a superfície dos outros revestimentos.

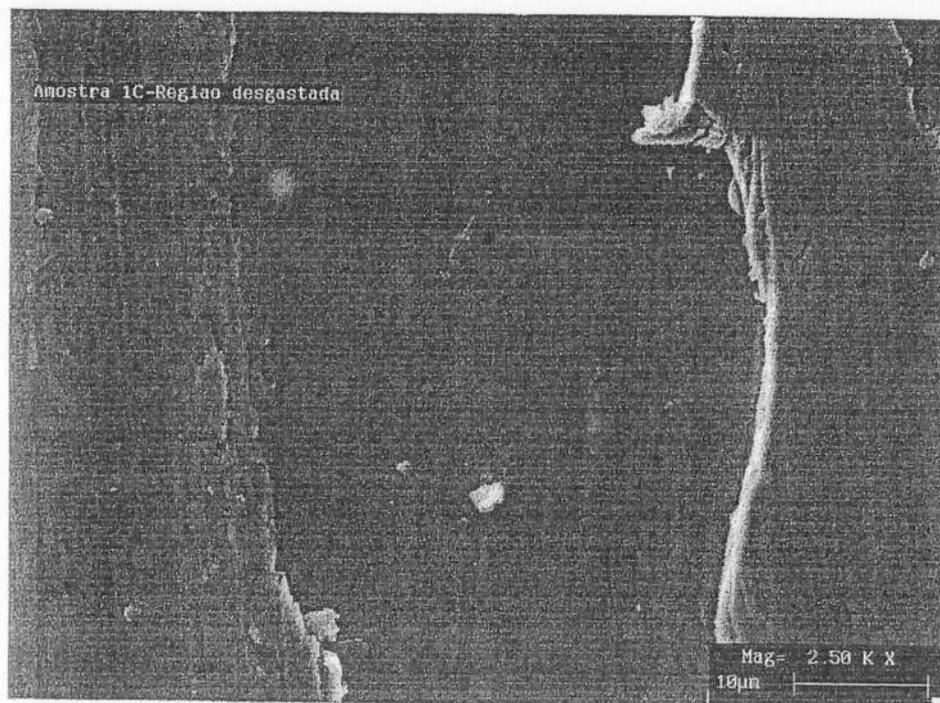
A seguir são apresentadas fotografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura das áreas desgastadas dos depósitos após terem sido submetidos ao ensaio de abrasão por areia seca e roda de borracha.



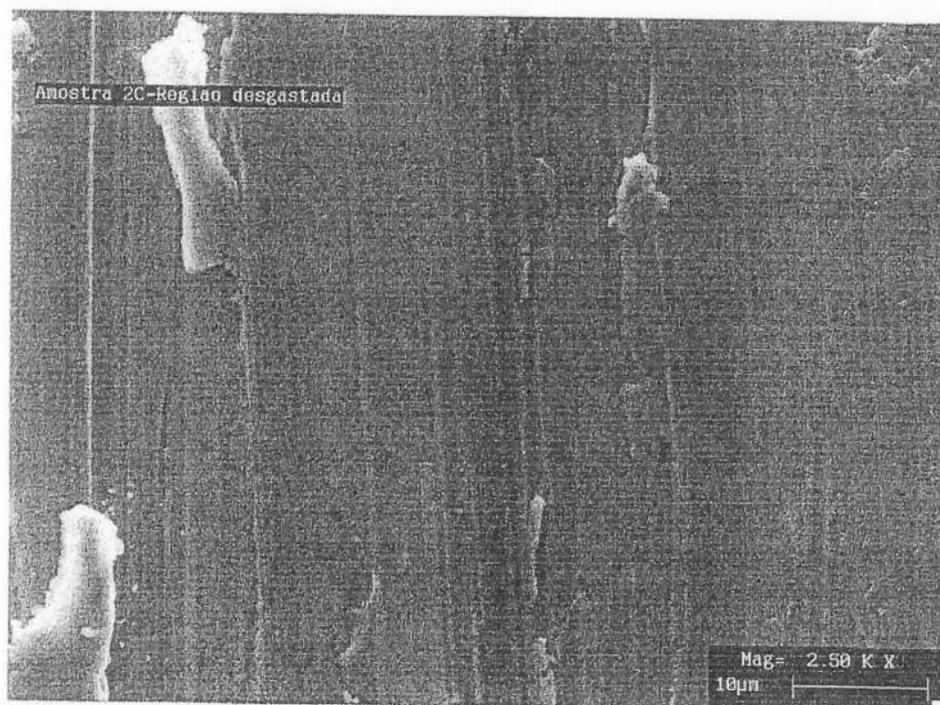
**Figura 43** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama sem aceleração e sem fusão. (Aumento 2.500 X).



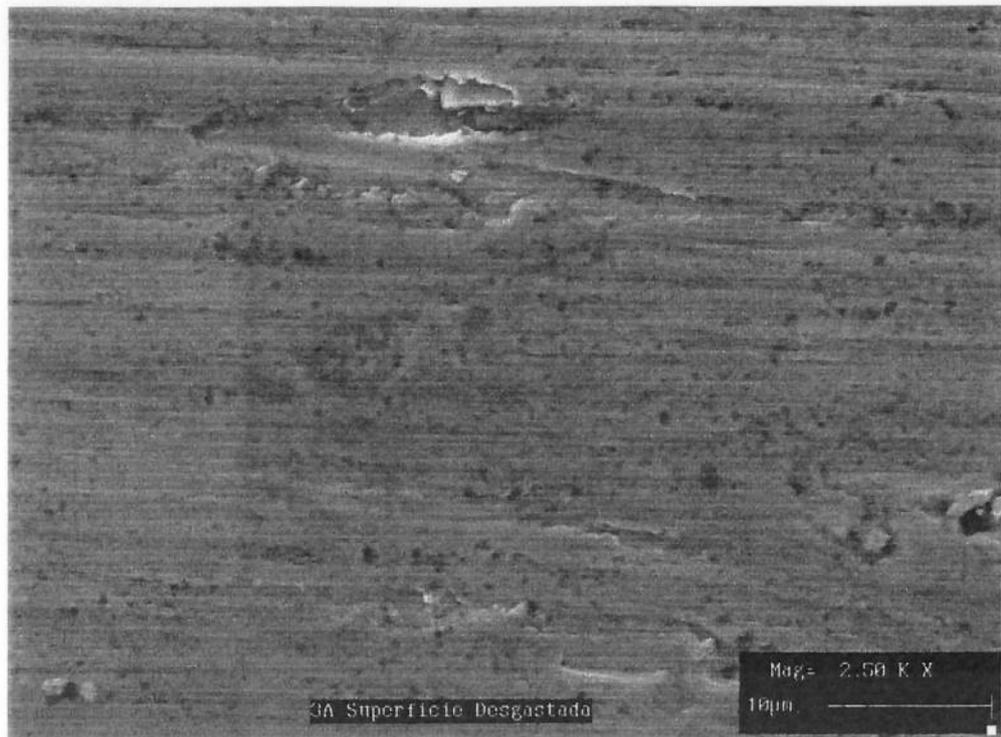
**Figura 44** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama com aceleração e sem fusão. (Aumento 2.500 X).



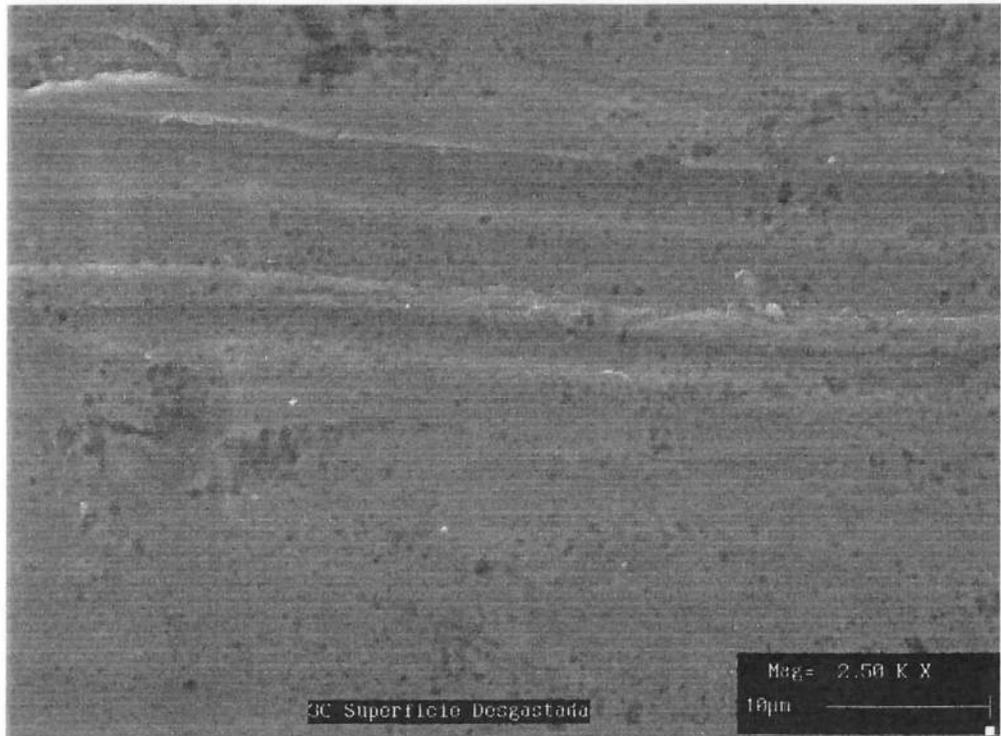
**Figura 45** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama sem aceleração e com fusão. (Aumento 2.500 X).



**Figura 46** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito a chama com aceleração e com fusão. (Aumento 2.500 X).



**Figura 47** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito HVOF com velocidade menor. (Aumento 2.500 X).



**Figura 48** – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada de um depósito HVOF com velocidade maior. (Aumento 2.500 X).

As fotografias realizadas na superfície dos depósitos após o ensaio de abrasão permitem comparar as morfologias da superfície com os micromecanismos de desgaste abrasivo, apresentados na figura 26.

Comparando-se as figuras 43 e 44 pode-se visualizar o efeito da velocidade das partículas no micromecanismo de desgaste para os depósitos a chama sem fusão. Em ambos os casos os micromecanismos de abrasão atuantes provavelmente são o microsulcamento e microriscamento. Nota-se que na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45 \text{ m/s}$ ) há menos sulcos, porém mais profundos do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150 \text{ m/s}$ ).

Comparando-se as figuras 45 e 46 pode-se visualizar o efeito da velocidade das partículas no micromecanismo de desgaste para os depósitos a chama fundidos. Em ambos os casos os micromecanismos de abrasão atuantes provavelmente são microfadiga e microcorte. Nota-se que na aplicação sem aceleração ( $V_p = 45 \text{ m/s}$ ) os debris são maiores do que no depósito com aceleração ( $V_p = 150 \text{ m/s}$ ), aparentando um maior destacamento de material.

Comparando-se as figuras 47 e 48 pode-se visualizar o efeito da velocidade das partículas no micromecanismo de desgaste para os depósitos HVOF. Em ambos os casos os micromecanismos de abrasão atuante provavelmente são microcorte e microfadiga. Nota-se que na aplicação com menor velocidade ( $1.000 \text{ m/s}$ ) os riscos são ligeiramente mais profundos e em maior número do que aplicação com maior velocidade ( $1.100 \text{ m/s}$ ).

### 5.8) MEDIÇÃO DAS TEMPERATURAS LIQUIDUS

A tabela 33 apresenta os valores de temperatura *liquidus* obtidos no ensaio de análise térmica diferencial.

**Tabela 33** - Análise térmica do pó original e diversas condições de aplicação.

Condição	Tliquidus (°C)
Pó original	1034 ± 5
C V1 NF D3	1044 ± 5
C V2 NF D3	1040 ± 5
C V1 F D3	1050 ± 5
C V2 F D3	1040 ± 5
H V1 D3	1042 ± 5
H V2 D3	1038 ± 5

O menor valor de temperatura liquidus foi obtido para o pó original. Os depósitos a chama com velocidade menor apresentaram temperatura liquidus maior do que os obtidos com velocidade maior, independente de haver ou não fusão.

O depósito HVOF de menor velocidade apresentou temperatura liquidus maior que a verificada para o depósito HVOF de maior velocidade.

## 6) DISCUSSÃO

### 6.1) CARACTERIZAÇÃO GRANULOMÉTRICA DO PÓ

Comparando-se as tabelas 11 (distribuição granulométrica especificada para o pó utilizado) e 15 (distribuição granulométrica do pó original), conclui-se que o pó original encontra-se dentro da especificação granulométrica do fabricante.

Tomando-se os dados da tabela 15, pode-se calcular o tamanho médio da partícula <sup>(61 - 63)</sup> para o pó original tomando os valores das porcentagens acumuladas de pó retido e subtraindo-se estes valores de 100. Considera-se o tamanho da abertura de malha das peneiras conforme a norma ASTM E11 <sup>(58)</sup> como representativo do tamanho de partícula da fração granulométrica retida por ela. Esta consideração é comumente aceita pelos fabricantes de pós, que inclusive a utilizam como controle de qualidade de fabricação <sup>(61 - 63)</sup>. A seguir deve-se desenhar estes dados (100 – porcentagem retida acumulada) em um papel probabilidade x log.

**Tabela 34** – Cálculo de tamanho médio de partícula para o pó original.

Malha (mesh)	Tamanho da partícula (µm)	Porcentagem retida	Porcentagem acumulada	(100 - Porcentagem acumulada)
+120	125	0,0	0,0	100,00
- 120 + 140	105	0,0	0,0	100,00
- 140 + 170	88	6,13	6,13	93,87
- 170 + 200	74	34,13	40,26	59,74
- 200 + 270	53	51,20	91,46	8,54
- 270 + 325	44	5,80	98,96	1,04
-325	37	0,70	100,00	0

O tamanho médio da partícula é dado pela interpolação do valor de 50 % de porcentagem acumulada de peso. Onde este valor interceptar a reta obtida, deve-se ler o tamanho da partícula média no eixo y.

Para o pó original o tamanho médio de partícula obtido após desenhar os dados da tabela 34 em papel probabilidade x log, como já explicado anteriormente, foi 70  $\mu\text{m}$ .

As tabelas 16 e 17 mostram que o pó sofre um aumento no tamanho das partículas, após ser projetado pela tocha no processo de aspersão a chama.

O pó projetado a chama sem aceleração e sem fusão ( $V_p = 45 \text{ m/s}$  e tempo de vôo de  $3,56 \times 10^{-3}$  segundos) apresentou um aumento maior e mais distribuído pelas diversas faixas granulométricas.

**Tabela 35** – Cálculo de tamanho médio de partícula para o pó projetado sem aceleração.

Malha (mesh)	Tamanho da partícula ( $\mu\text{m}$ )	Porcentagem retida	Porcentagem acumulada	(100 - Porcentagem acumulada)
+120	125	4,89	4,89	95,11
- 120 + 140	105	5,67	10,56	89,44
- 140 + 170	88	18,33	28,89	71,11
- 170 + 200	74	44,32	73,21	26,74
- 200 + 270	53	25,20	98,04	1,96
- 270 + 325	44	1,88	99,77	0,23
-325	37	0,16	100,00	0,00

Para o pó sem aceleração o tamanho médio de partícula obtido após desenhar os dados da tabela 35 em papel probabilidade x log, como já explicado anteriormente, foi 82  $\mu\text{m}$ .

Já na projeção com aceleração e sem fusão ( $V_p = 150 \text{ m/s}$   $1,06 \times 10^{-3}$  segundos de vôo) houve um aumento menor do tamanho de partículas e mais concentrado na faixa entre - 170 e + 200 mesh.

**Tabela 36** – Cálculo de tamanho médio de partícula para o pó projetado com aceleração.

Malha (mesh)	Tamanho da partícula ( $\mu\text{m}$ )	Porcentagem retida	Porcentagem acumulada	(100 - Porcentagem acumulada)
+120	125	0,15	0,15	99,85
- 120 + 140	105	0,97	1,12	98,88
- 140 + 170	88	10,03	11,15	88,85
- 170 + 200	74	69,69	80,84	19,16
- 200 + 270	53	17,23	98,07	1,93
- 270 + 325	44	1,45	99,52	0,98
-325	37	0,48	100,00	0,00

Para o pó com aceleração o tamanho médio de partícula obtido após desenhar os dados da tabela 36 em papel probabilidade x log foi  $74 \mu\text{m}$ .

Admitindo-se que todas as partículas sejam submetidas à mesma aceleração, têm-se pela segunda lei de Newton que as partículas de massa maior são submetidas a uma força resultante menor.

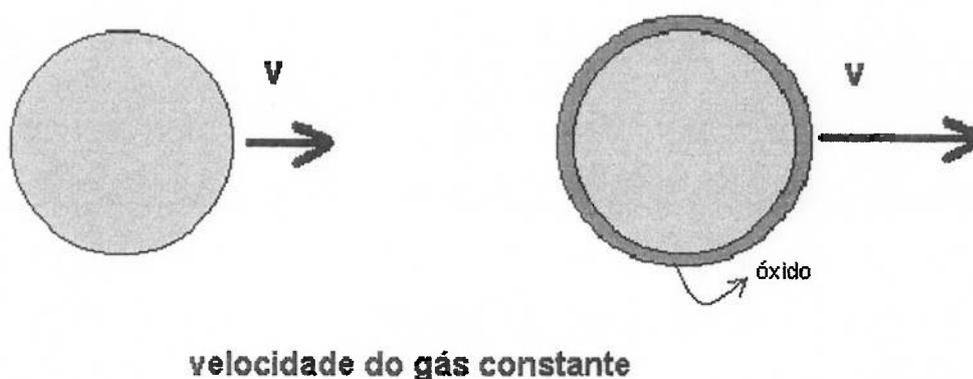
Tomando-se por base uma partícula de massa  $m_1$  e com uma aceleração a têm se uma resultante  $F_1$ . Durante o vôo esta partícula fica submetida à ação do oxigênio presente na chama, atmosfera e ainda no caso da utilização de acelerador de partículas ao jato de ar comprimido utilizado na aceleração.

Esta partícula pode reagir com o oxigênio incorporando-o como óxido e aumentando sua massa para um valor  $m_2 > m_1$ , além de aumentar o seu diâmetro externo.

Supondo que a velocidade dos gases na chama é mantida constante, quanto maior o diâmetro da gota, maior é a força de arraste.

Como o diâmetro externo é função da oxidação dos elementos de liga que compõe a partícula, uma velocidade menor acarreta um tempo de vôo maior.

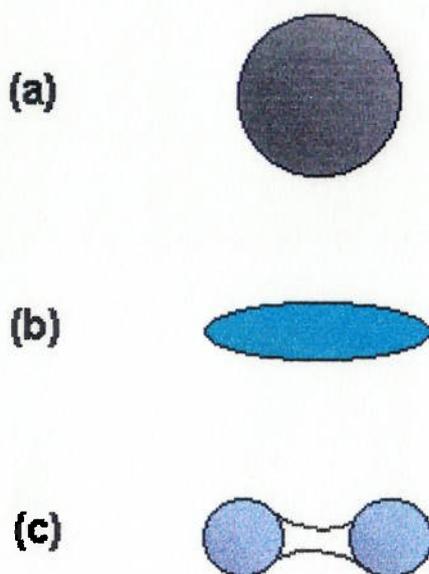
Assim, velocidades menores produzem um tamanho médio de partículas maior, provavelmente devido ao choque e coalescimento das partículas. A figura 49 mostra o efeito da oxidação na velocidade terminal da partícula.



**Figura 49** – Efeito do raio da partícula na sua velocidade terminal.

Durante o vôo as partículas podem atingir temperaturas entre a solidus e a liquidus. Neste caso haverá a coexistência entre as fases sólida e líquida na

partícula. A força de arraste, conforme descrito anteriormente pode também provocar o alongamento destas partículas, que é maior em velocidades menores, conforme esquematizado na figura 50.



**Figura 50** – Alongamento das partículas durante o voo.

Nesta figura estão representadas a partícula com o formato original (a) e duas velocidades de partículas, uma menor (b) e outra maior (c). Nesta última poderá até ocorrer a separação da partícula em duas menores, podendo modificar a distribuição granulométrica do pó durante a deposição.

Em velocidades terminais maiores, que ocorrem com partículas maiores devido a sua oxidação, pode haver menor alongamento e maior divisão das mesmas.

## 6.2) COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As variáveis de processo influenciam a composição química das partículas de pó projetado <sup>(65)</sup>, conforme se verifica no item 5.2 (RESULTADOS ANÁLISES QUÍMICAS). Estas variações são dependentes da velocidade que as partículas atingem durante o voo, do tempo de voo, das características da atmosfera que circunda as partículas, do diâmetro médio das partículas e da existência ou não de uma operação posterior de fusão do depósito.

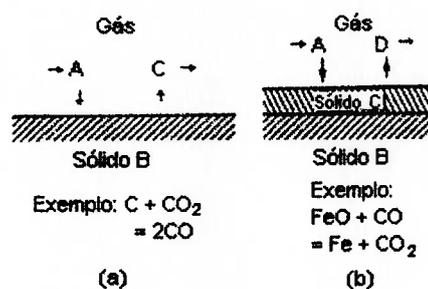
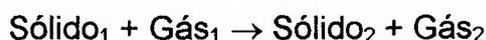
As reações entre as partículas e a atmosfera circundante são classificadas, neste caso, como heterogêneas, pois envolvem reações entre sólidos e gases, e podem ser decompostas nas seguintes etapas <sup>(64)</sup> :

1. Suprimento do reagente na direção do fluxo do gás.
2. Difusão do reagente até a interface superfície da partícula / atmosfera.
3. Reação na interface ( velocidade intrínseca).
  - a. Adsorção dos reagentes.
  - b. Reação.
  - c. Dessorção dos produtos de reação.
4. Difusão dos produtos a partir da interface.
5. Remoção dos produtos gasosos na direção do fluxo do gás.

Estas etapas ocorrem seqüencialmente podendo, a principio, serem tratadas como reações homogêneas consecutivas. As etapas 1 e 5 são

interdependentes podendo ser entendidas como uma única etapa. O mesmo ocorre para os passos 2 e 4. A velocidade de reação para cada etapa pode ser expressa pela concentração ou atividade química antes e após cada etapa.

As reações que ocorrem entre as partículas e atmosfera durante o vôo podem ser essencialmente de dois tipos:



**Figura 51** – Reação heterogênea sólido / gás. (a) sólido + gás<sub>1</sub> produzindo gás<sub>2</sub> e (b) sólido<sub>1</sub> + gás<sub>1</sub> produzindo sólido<sub>2</sub> + gás<sub>2</sub>.

A constante de reação para as etapas envolvendo difusão é a difusividade, tanto do oxigênio da superfície da partícula para a interface de reação, como do elemento (por exemplo cromo) da região empobrecida até a interface de reação. Como não há acúmulo significativo de material em nenhuma das etapas intermediárias, o fluxo pode ser considerado o mesmo em todas as etapas. Se o mecanismo para cada etapa for conhecido pode-se considerar

que as concentrações nos estágios intermediários são eliminadas e expressar a reação total em termos das concentrações dos reagentes iniciais e produtos finais.

Usualmente a velocidade para uma das etapas é muito menor que a das demais, sendo esta etapa a controladora da cinética da reação, enquanto as demais etapas ficam próximas do equilíbrio.

Em uma reação heterogênea entre um gás e um sólido como por exemplo:  $\text{CO}_2(\text{g}) + \text{C}(\text{s}) \rightarrow 2 \text{CO}(\text{g})$ , as etapas de controle dependerão da velocidade do gás e da temperatura. Em velocidades muito baixas, numa dada temperatura, o aporte de  $\text{CO}_2$  no fluxo gasoso irá determinar a velocidade da reação. Isto significa que a difusão para e a partir da superfície, assim como as reações químicas de superfície, são rápidas o suficiente para deixar o gás resultante da reação em equilíbrio com o carbono.

Em velocidades maiores do fluxo gasoso do carbono, a partir de, e para a superfície não é suficientemente rápido para fazer com que o carbono na superfície fique em equilíbrio com o carbono no fluxo gasoso. Neste caso a difusão é a etapa de controle.

No caso das reações entre partículas em vôo e a atmosfera circundante podemos admitir que mesmo com a formação de uma camada limite, a velocidade relativa entre a atmosfera e a superfície das partículas seja grande o suficiente para tornar a difusão a etapa controladora das reações.

Para uma reação heterogênea entre uma partícula sólida e a atmosfera envolvente, onde a etapa controladora seja a difusão, pode-se calcular a velocidade global da reação conforme as etapas a seguir.

A superfície de uma esfera é dada por:

$$A = \pi d^2 \quad (1)$$

O volume é expresso por:

$$V = 1/6 \pi d^3 \quad (2)$$

A massa é calculada por:

$$m = 1/6 \pi d^3 \rho \quad (3)$$

Portanto a área por unidade de volume é:

$$A/V = 6/d \quad (4)$$

E a área por massa unitária é:

$$A/m = 6/\rho d \quad (5)$$

Nas reações onde os produtos de reação são solúveis na fase circundante, a área da superfície diminui com o tempo. Por exemplo o consumo ou acréscimo de carbono da superfície das partículas. A velocidade de reação global, por exemplo, de absorção de carbono ou de oxidação do cromo, boro ou silício pode ser expressa em termos do volume original da seguinte maneira:

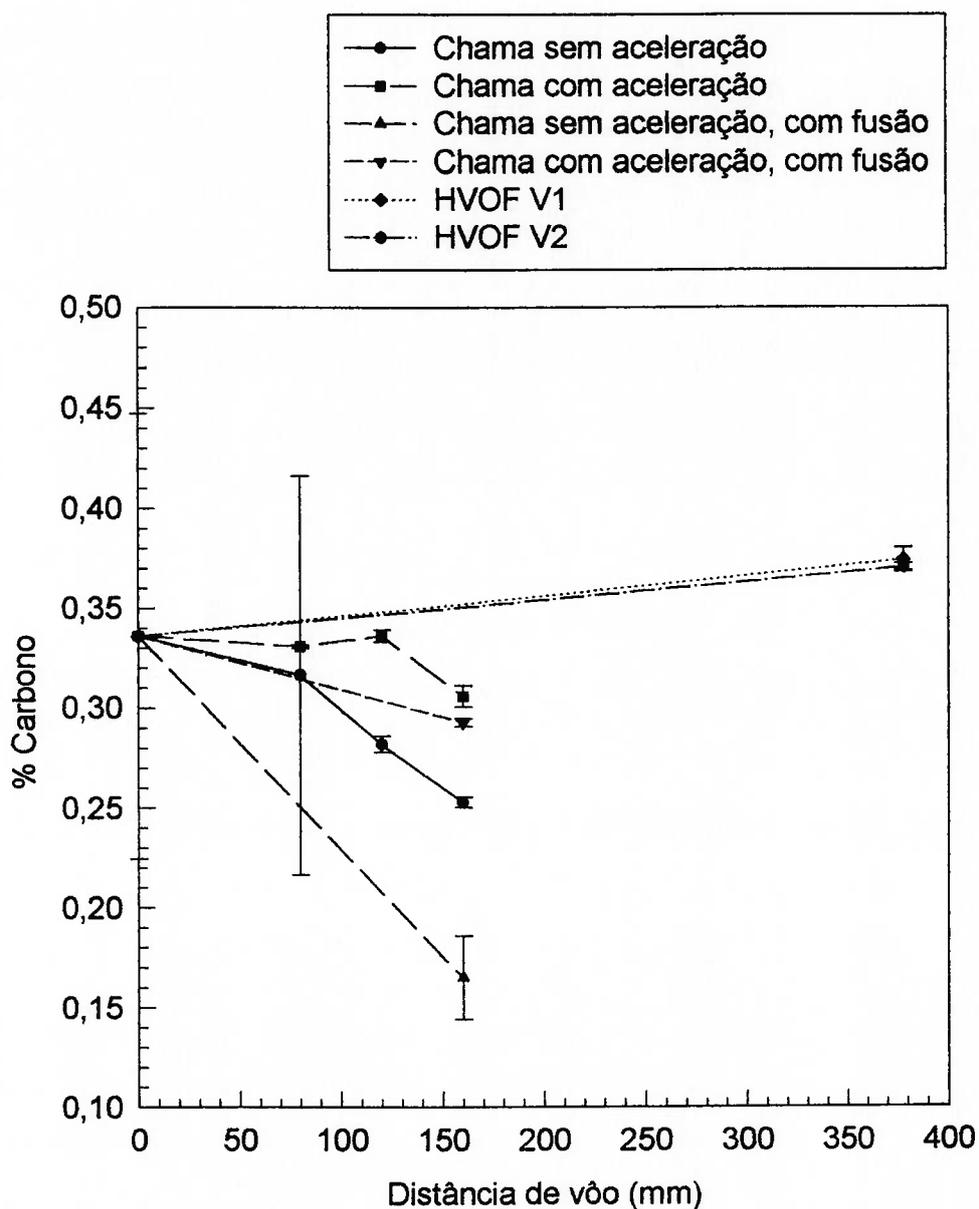
$$-dn/d\theta = \pi d^2 R_A = 6 d^2 R_A v_0 / d_0^3 \quad (6)$$

A tabela 37 apresenta um resumo da variação percentual da composição química dos principais elementos de liga, bem como do nitrogênio e oxigênio contidos, comparativamente ao pó original. São apresentadas variações para todas as condições de aplicação estudadas.

**Tabela 37 – Variação da composição em função dos parâmetros de aplicação.**

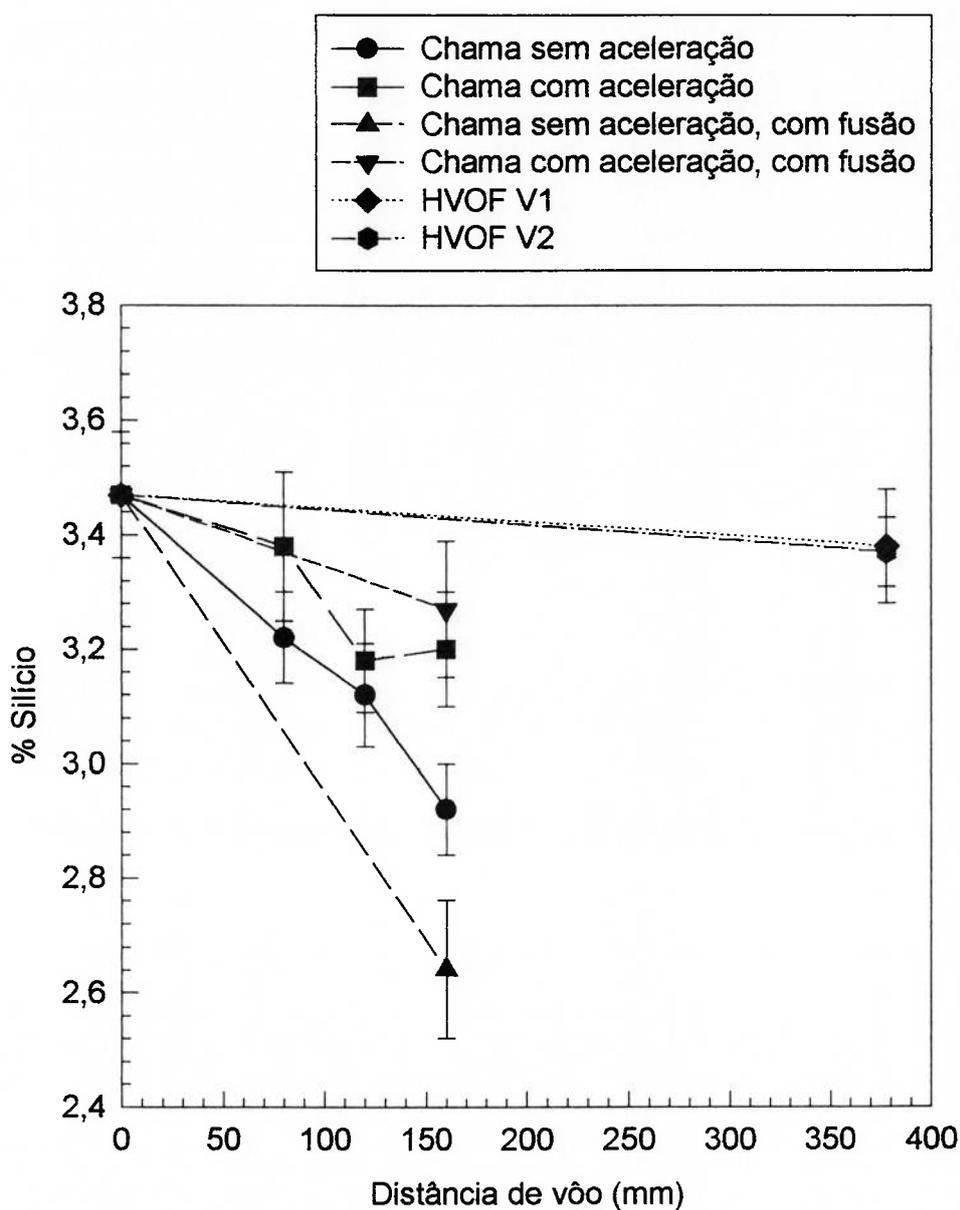
Condição	C (%)	Si (%)	Cr (%)	B (%)	O (%)	N (%)
C V1 NF D3	-24,7	-15,8	-3,2	-23,1	+1.038	+676
C V1 F D3	-50,9	-24,0	-4,0	-35,9	+2.589	+674
C V1 NF D1	-5,8	-7,4	-2,6	-23,1	+752	+355
C V1 NF D2	-16,1	-10,1	-3,6	-10,3	ND	ND
C V2 NF D3	-9,0	-7,8	-9,0	-23,1	+330	+232
C V2 F D3	-12,9	-6,0	+0,2	-23,1	+461	+201
C V2 NF D1	-1,5	-2,7	-6,3	-7,7	+186	+304
C V2 NF D2	+0,1	-8,5	-1,1	-5,1	ND	ND
H V1 D3	+11,4	-2,6	+1,1	-12,8	+299	+181
H V2 D3	+10,2	-2,9	-0,7	-7,7	+163	+103

A figura 52 mostra os teores de carbono medidos para as diversas situações estudadas.



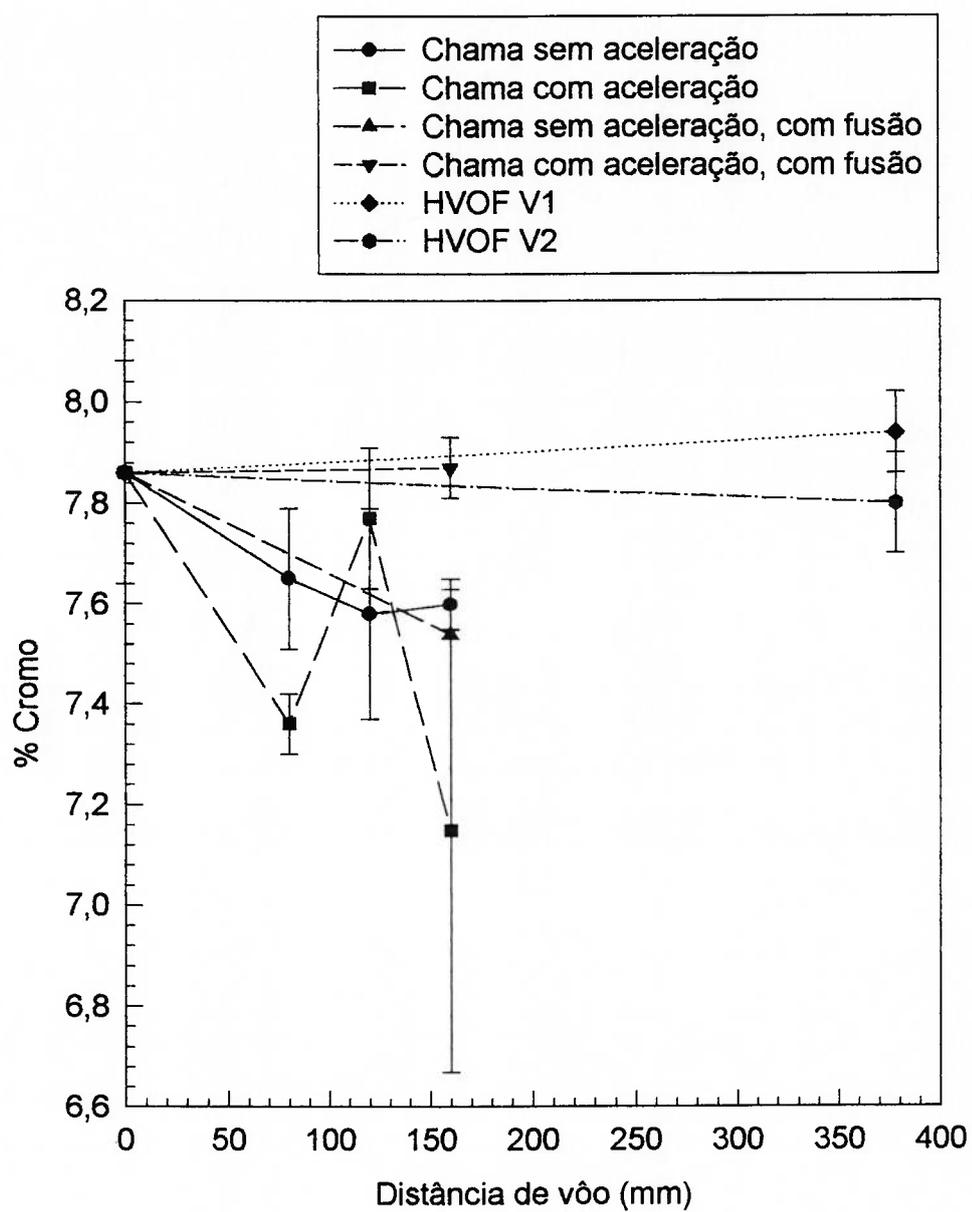
**Figura 52** – Variação dos teores de carbono em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.

A figura 53 mostra os teores de silício medidos para as diversas situações estudadas.



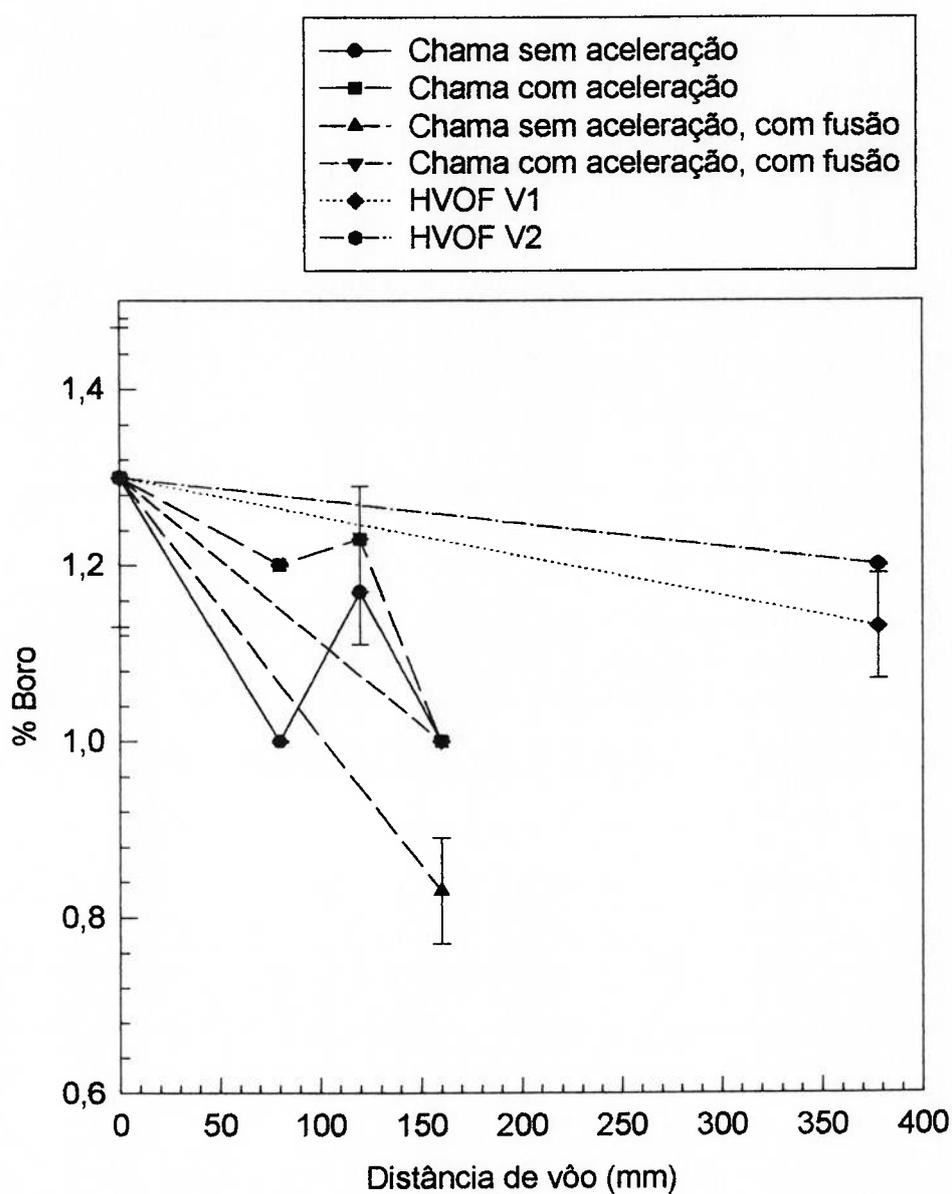
**Figura 53** – Variação dos teores de silício em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.

A figura 54 mostra os teores de cromo medidos para as diversas situações estudadas.



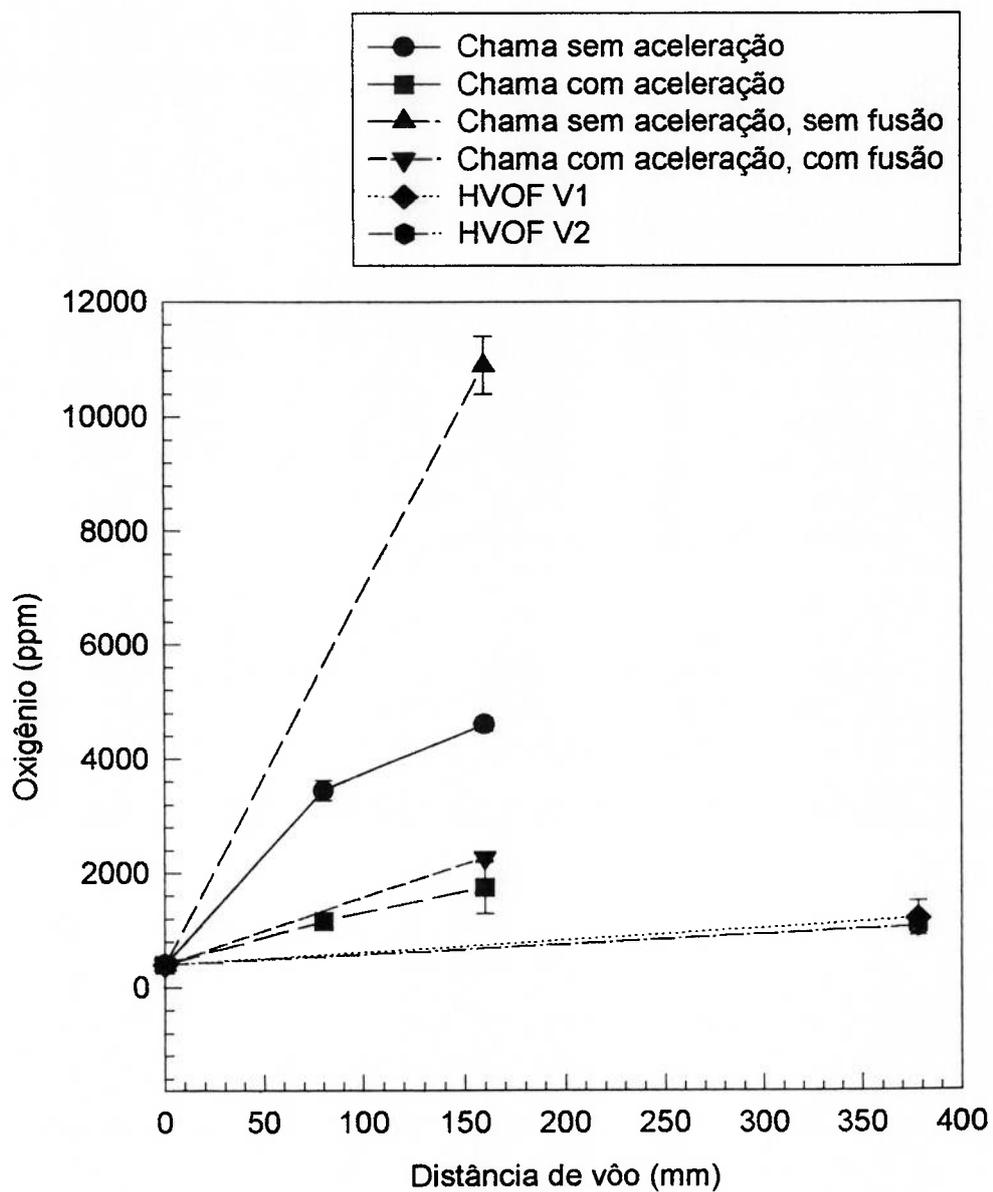
**Figura 54** – Variação dos teores de cromo em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.

A figura 55 mostra os teores de boro medidos para as diversas situações estudadas.



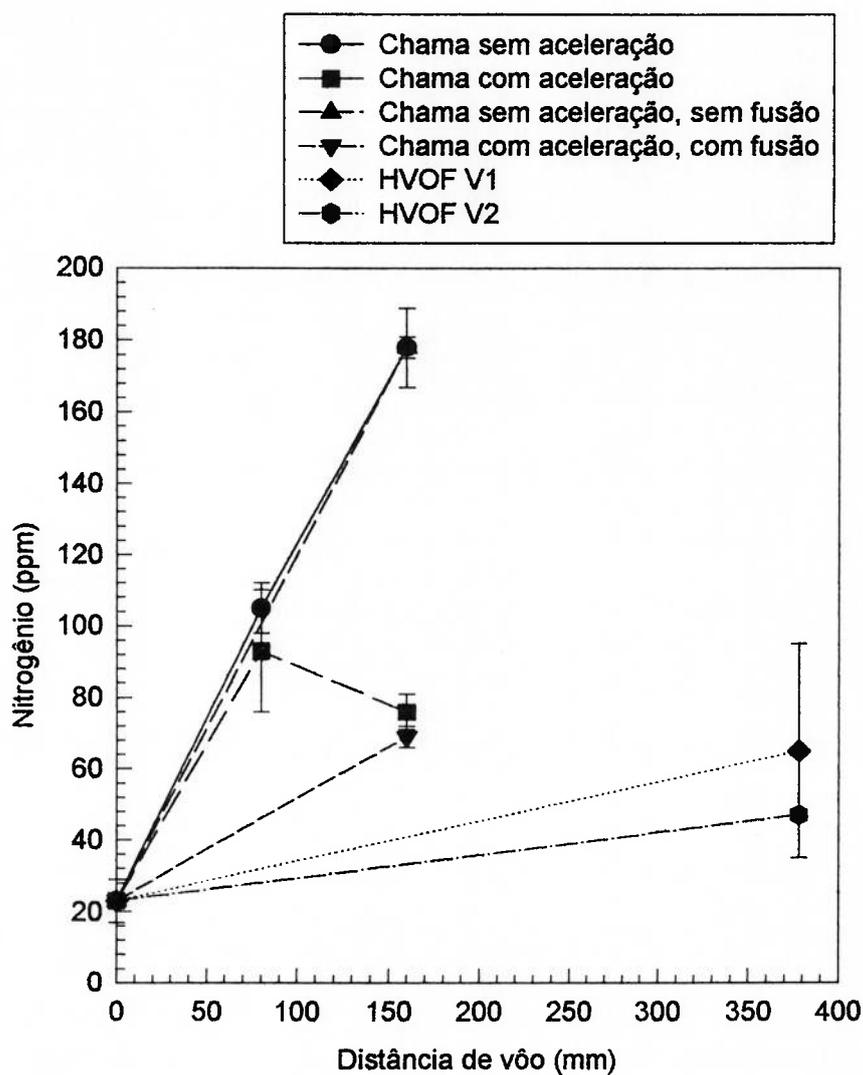
**Figura 55** – Variação dos teores de boro em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.

A figura 56 mostra os teores de oxigênio medidos para as diversas situações estudadas.



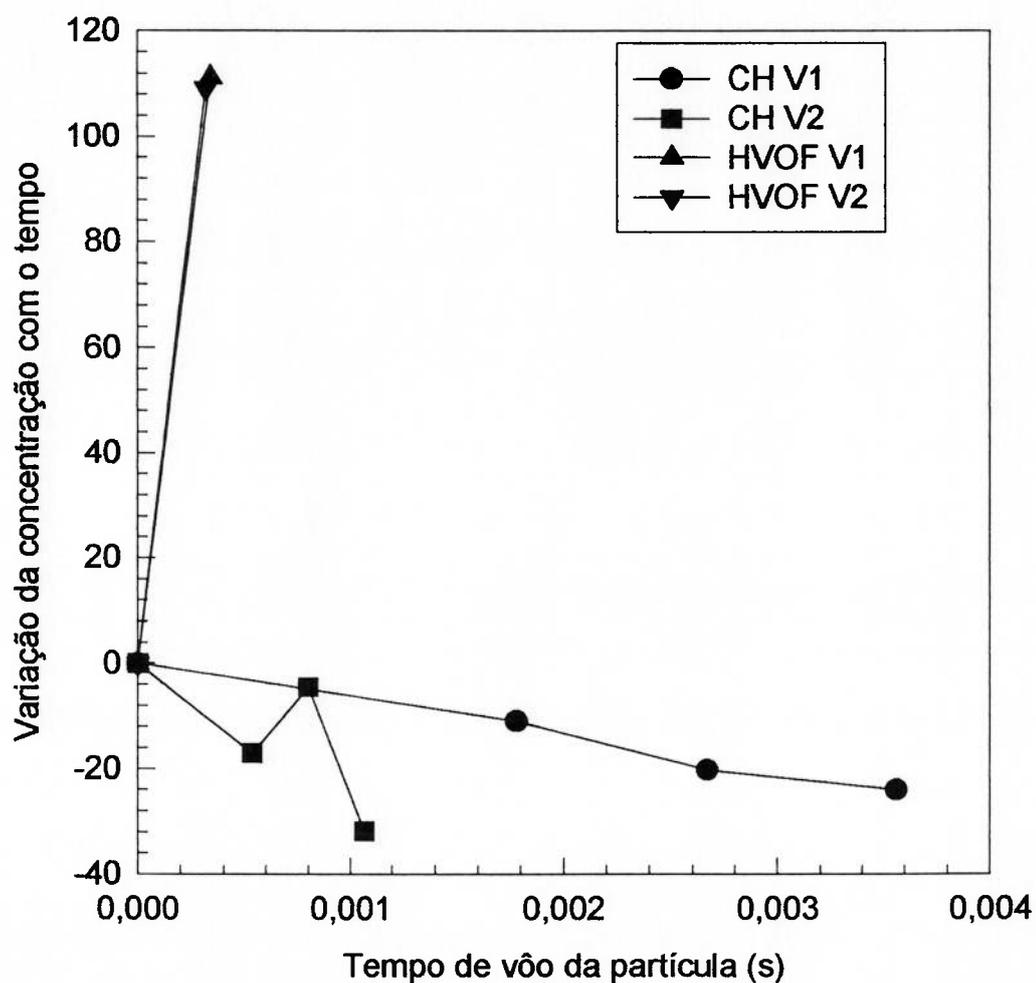
**Figura 56** – Variação dos teores de oxigênio em função da distância de vôo para as diversas situações estudadas.

A figura 57 mostra os teores de nitrogênio medidos para as diversas situações estudadas.



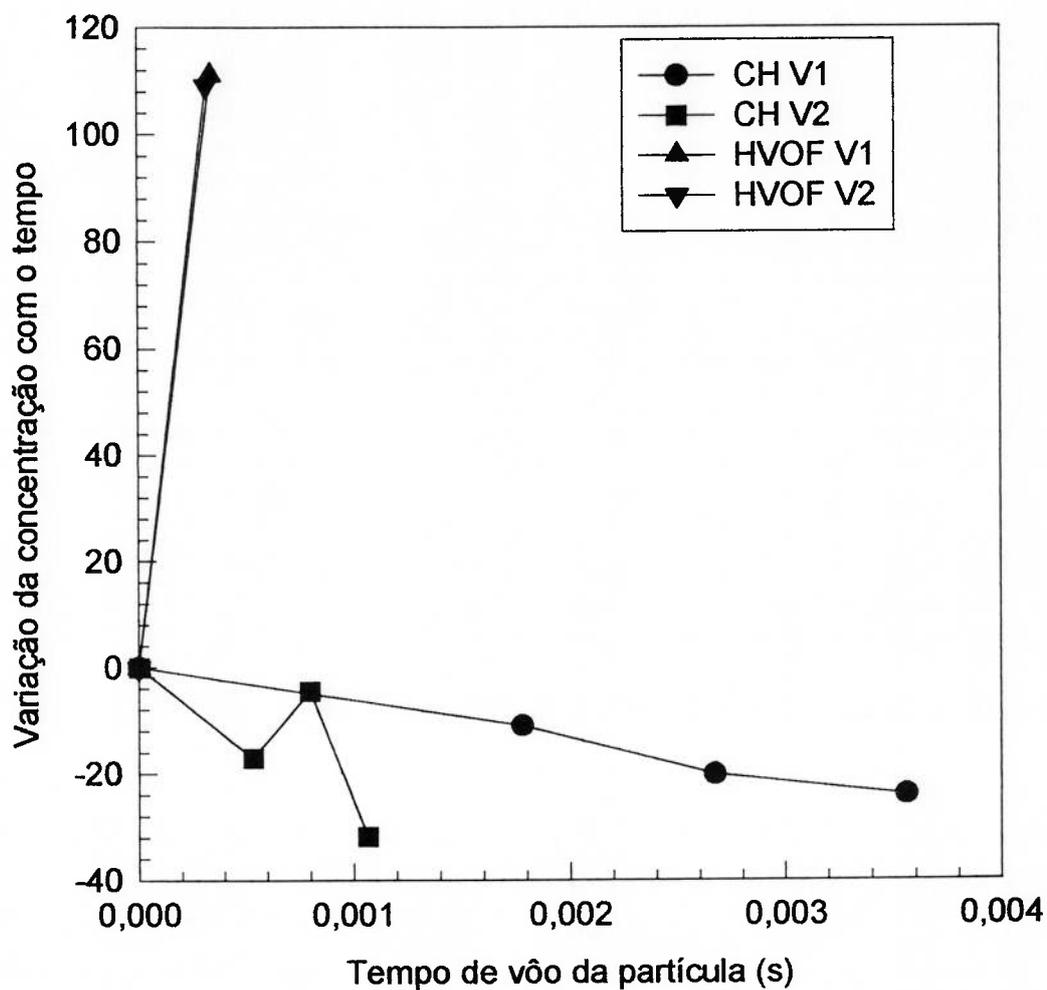
**Figura 57** – Variação dos teores de nitrogênio em função da distância de voo para as diversas situações estudadas.

A figura 58 apresenta as derivadas da concentração de carbono em função do tempo de vôo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



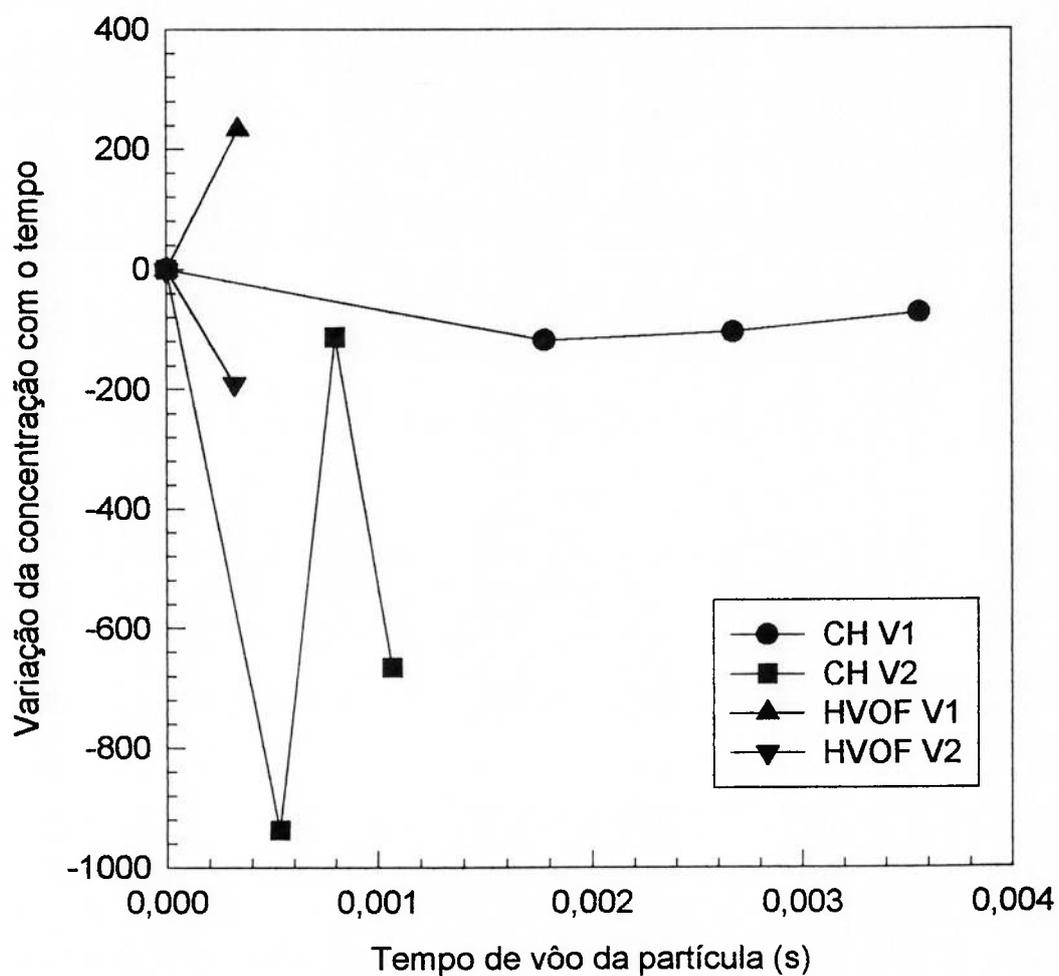
**Figura 58** – Derivadas da concentração de carbono em função do tempo de vôo da partícula.

A figura 59 apresenta as derivadas da concentração de silício em função do tempo de vôo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



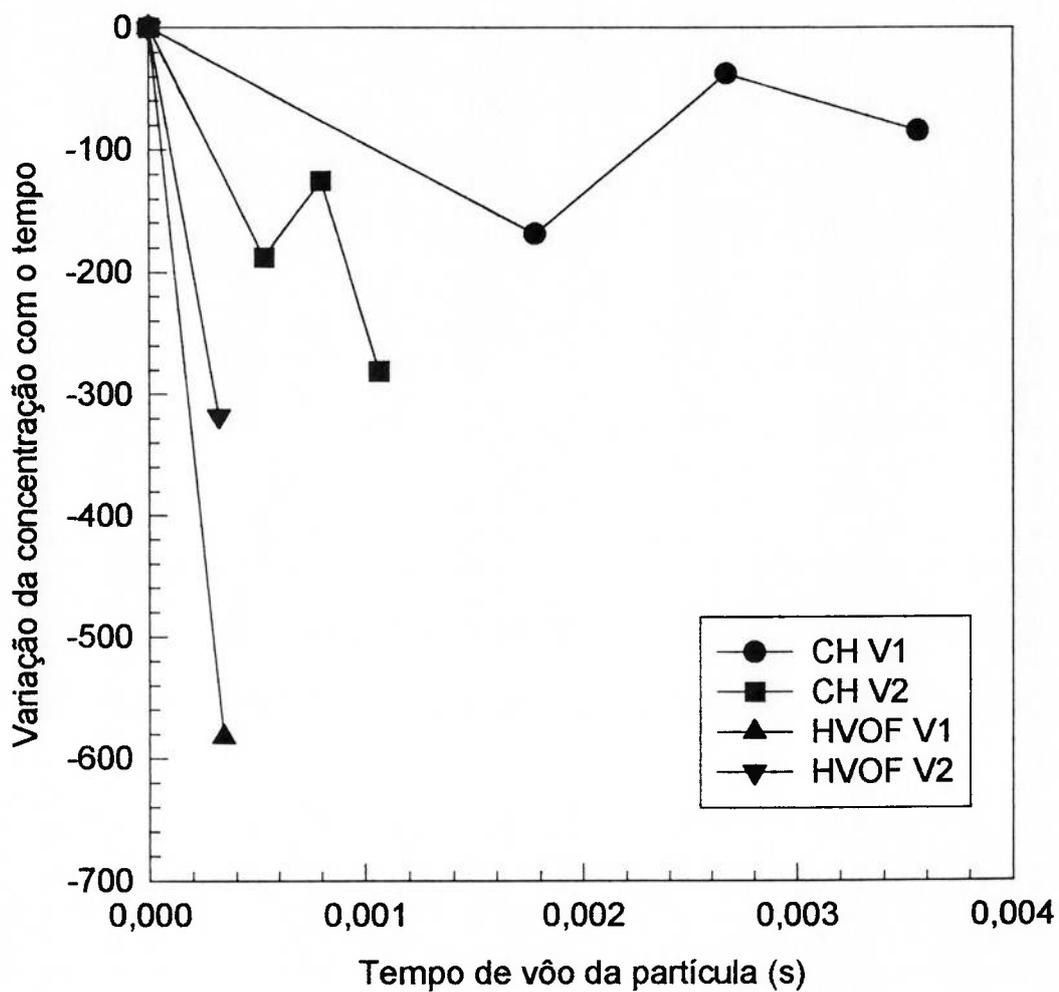
**Figura 59** – Derivadas da concentração de silício em função do tempo de vôo da partícula.

A figura 60 apresenta as derivadas da concentração de cromo em função do tempo de vôo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



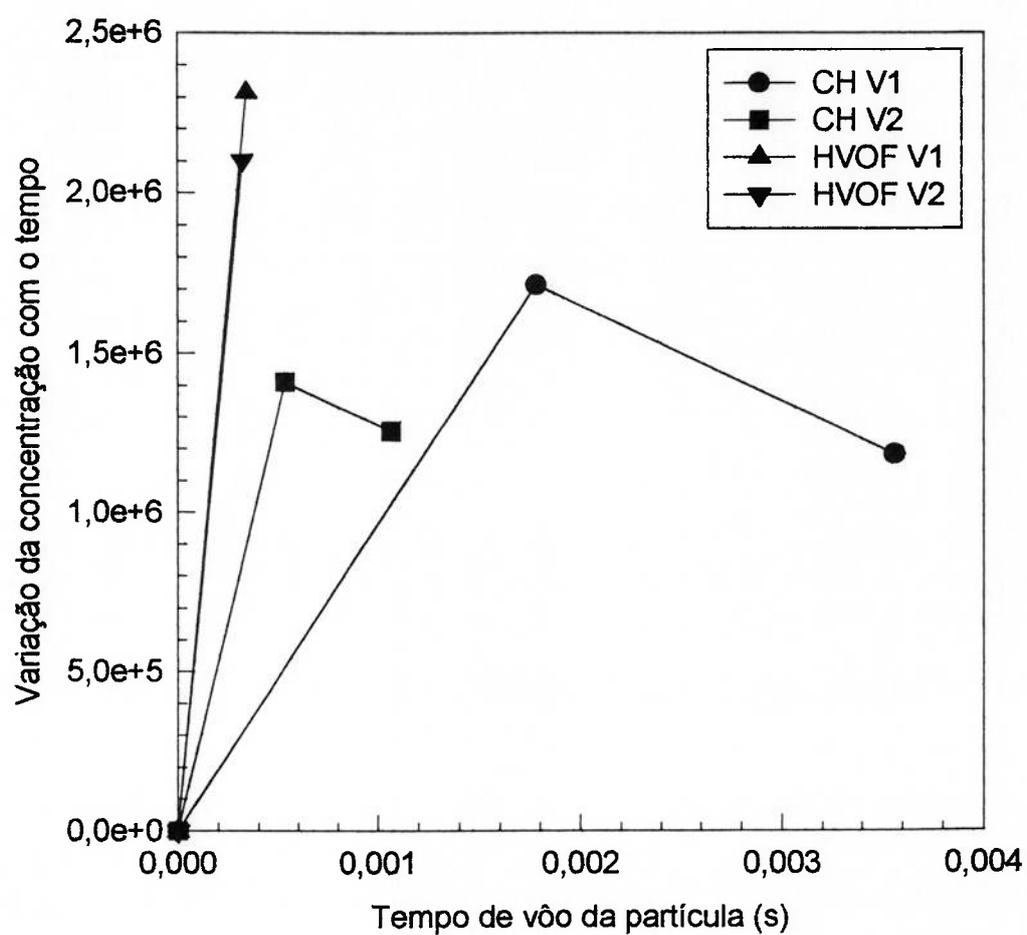
**Figura 60** – Derivadas da concentração de cromo em função do tempo de vôo da partícula.

A figura 61 apresenta as derivadas da concentração de boro em função do tempo de vôo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



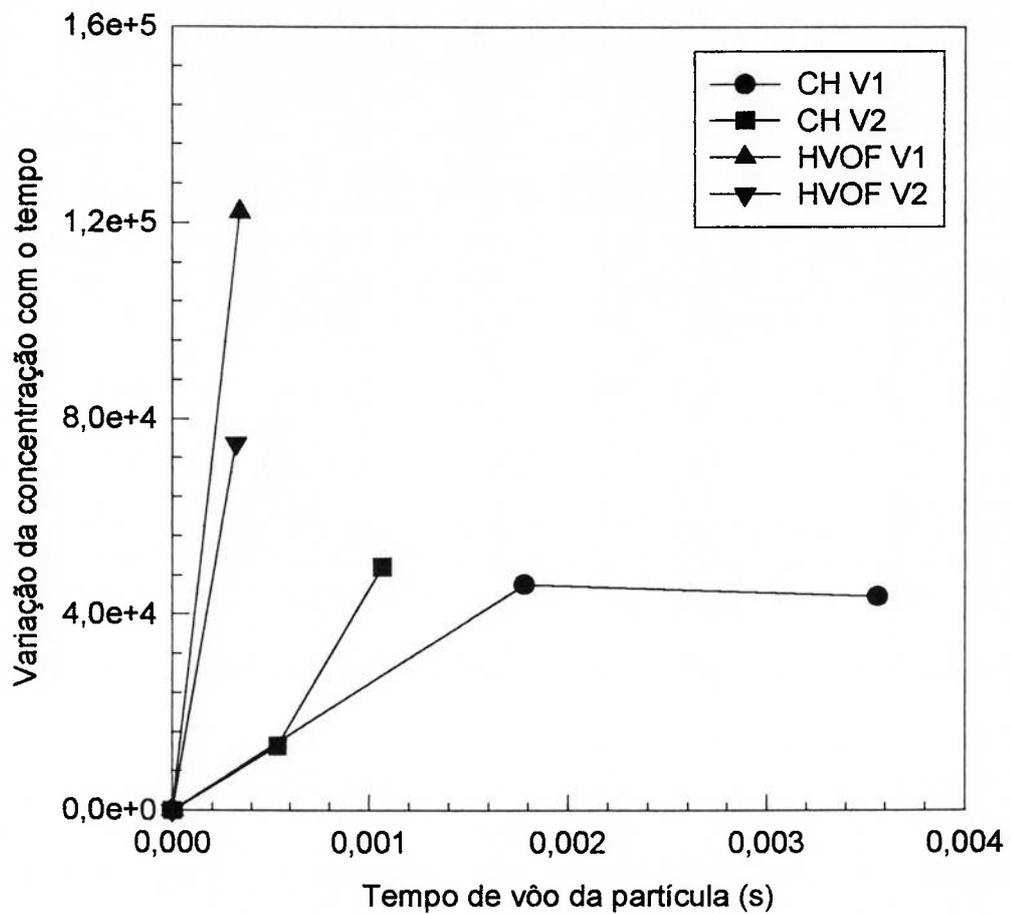
**Figura 61** – Derivadas da concentração de boro em função do tempo de vôo da partícula.

A figura 62 apresenta as derivadas da concentração de oxigênio em função do tempo de vôo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



**Figura 62** – Derivadas da concentração de oxigênio em função do tempo de vôo da partícula.

A figura 63 apresenta as derivadas da concentração de nitrogênio em função do tempo de voo da partícula para os processos a chama sem fusão e HVOF.



**Figura 63** – Derivadas da concentração de nitrogênio em função do tempo de voo da partícula.

### 6.2.1) Efeito da velocidade na composição química

Comparando-se as análises apresentadas nas tabelas 19 e 20, equivalentes respectivamente às condições C V1 NF D3 e C V2 NF D3, ou seja, aspersão a chama sem e com aceleração, é possível verificar o efeito da velocidade no processo de aspersão a chama.

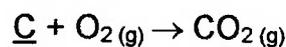
No caso da velocidade menor ( $V_1$ , onde  $V_p = 45$  m/s) têm-se um tempo de voo correspondente a  $3,56 \times 10^{-3}$  segundos, enquanto na velocidade maior ( $V_2$ , onde  $V_p = 150$  m/s) este tempo diminuiu para  $1,06 \times 10^{-3}$  segundos, para uma distância de 160 mm.

Nota-se em ambos os casos uma diminuição dos teores de carbono, silício, cromo e boro e um aumento de nitrogênio e oxigênio. A diferença entre as duas condições está na magnitude desta variação. Enquanto na situação de velocidade menor (45 m/s) o teor de carbono diminuiu 24,7 % em relação ao pó original, na velocidade maior esta diminuição foi de apenas 9,0 %.

A Figura 52 permite visualizar as variações de carbono nas diversas situações estudadas. Para a aspersão a chama sem fusão a relação entre os tempos de voo entre as aplicações com e sem aceleração é de aproximadamente 3,36 vezes enquanto a relação entre as diminuições dos teores de carbono é de aproximadamente 2,7 vezes. Ambas as relações próximas do valor 3 levam a crer numa relação entre o tempo de voo e a perda de carbono, indicando uma correlação entre os tempos de voo e as taxas de perda. Este resultado sugere que a etapa controladora da reação deve ser o suprimento de reagentes e a remoção dos produtos gasosos na direção do fluxo de gás.

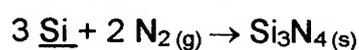
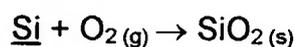
A perda do carbono pode ser provavelmente atribuída às reações heterogêneas entre o carbono contido na liga que forma as partículas e a atmosfera circundante. O potencial de carbono na atmosfera é menor do que nas partículas favorecendo a passagem do carbono contido nas partículas para a atmosfera.

A reação que pode representar este fenômeno é:



Para as diminuições observadas para o silício na Figura 53 pode-se considerar que o método analítico utilizado para sua análise mede os teores de silício dissolvido na liga que forma as partículas, não sendo capaz de medir o silício que está associado com oxigênio formando óxidos e nitrogênio formando nitretos. Portanto a diferença entre o teor de silício medido entre o pó inicial e as demais situações após aplicações pode ser associada tanto à sua oxidação como à formação de nitreto.

As reações do silício com o oxigênio ou com o nitrogênio podem ser representadas pelas equações abaixo:



A entalpia de formação ( $\Delta H_{298}^0$ )<sup>(65)</sup> (em módulo) do  $\text{SiO}_2$  é 910 KJ / mol enquanto para o  $\text{Si}_3\text{N}_4$  é de 622,2 KJ / mol. Quanto maior, em módulo, a entalpia de formação de uma fase, maior é a probabilidade de sua formação.

Portanto o  $\text{SiO}_2$  pode se formar antes do  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , apesar dos indícios de diminuição de composição do silício concomitante ao aumento de oxigênio e nitrogênio observados em todas as aplicações sugerirem a ocorrência simultânea tanto do  $\text{Si}_3\text{N}_4$  quanto do  $\text{SiO}_2$ .

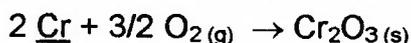
Ainda nas aplicações a chama sem fusão, com e sem aceleração, o silício diminui aproximadamente metade no caso da maior velocidade (V2) se comparado com a situação de menor velocidade (V1), não mantendo uma correlação facilmente associável ao tempo de voo.

Na aplicação com aceleração injeta-se ar comprimido para acelerar as partículas. A análise das figuras 62 e 63 mostra que para um mesmo tempo de voo a tendência à absorção de oxigênio e nitrogênio é maior para a aplicação a chama com aceleração, sugerindo que a injeção de ar comprimido favorece a absorção de oxigênio e nitrogênio para a aspersão a chama.

Já para o processo HVOF em ambas as velocidades (menor e maior), observa-se quase uma superposição das curvas das derivadas tanto para o oxigênio (figura 62) quanto para o nitrogênio (figura 63). Isto sugere que a absorção de ambos os gases depende do tempo de voo. As pequenas diferenças observadas no caso do nitrogênio podem ser explicadas pelas incertezas das análises para a situação H V1 D3 (HVOF, velocidade menor).

Para as diminuições observadas para o cromo na Figura 54, também se pode considerar que o método analítico utilizado para suas análises mede os teores de cromo dissolvido na liga que forma as partículas, não sendo capaz de medir o cromo que está associado com oxigênio formando óxidos. Portanto a diferença entre o teor de cromo medido entre o pó inicial e as demais situações após aplicações pode ser associada a sua oxidação.

Esta oxidação pode ser representada pela equação abaixo:



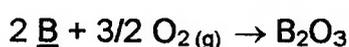
A entalpia de formação <sup>(65)</sup> (em módulo) do  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  é 1051,3 KJ / mol.

O teor de cromo diminui três vezes mais na situação de menor velocidade (V1) do que na de maior velocidade (V2).

A análise das derivadas das variações de cromo apresentadas na figura 60 mostra que para uma maior velocidade de partícula há uma maior tendência de diminuição de cromo. Este efeito é coerente com as tendências maiores de absorção de oxigênio e nitrogênio já discutidas para a aplicação com aceleração e sugerem que a injeção de ar comprimido para acelerar as partículas facilita a formação de óxido de cromo.

Para as diminuições observadas para o boro na Figura 55, pode-se também considerar que o método analítico utilizado para suas análises mede os teores dissolvidos na liga que forma as partículas, não sendo capaz de medir o boro que está associado com oxigênio formando óxidos. Além disso o boro também tem a tendência de formar nitretos que são também insolúveis pelo método utilizado.

Como as análises de todas as aplicações revelam aumentos nas quantidades de nitrogênio e oxigênio, pode-se considerar que há formação tanto do óxido quanto do nitreto de boro. Estas reações podem ser representadas pelas equações a seguir:





A entalpia de formação <sup>(65)</sup> do B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é de 1192,9 KJ / mol (em módulo), enquanto que para o BN o valor da entalpia (em módulo) diminui para 254,1 KJ / mol indicando que a formação do óxido é mais provável que a do nitreto. Como há evidências da formação de ambos, provavelmente o óxido se forma antes do nitreto.

A análise da figura 61 mostra que a aplicação a chama com aceleração tende a aumentar a perda de boro em relação à aplicação sem aceleração para um mesmo tempo de vôo. Este fenômeno sugere uma explicação análoga à dada para a variação do cromo, ou seja, a injeção de ar comprimido para acelerar as partículas aumenta a formação de óxidos e nitretos de boro.

O oxigênio pode formar diversos óxidos com os elementos presentes na liga, como mostrado anteriormente.

O nitrogênio aumentou 676% no caso da menor velocidade contra 232% no caso da maior velocidade. Da mesma maneira que ocorreu com o oxigênio, os resultados mostram que pode existir uma correlação entre a concentração e o tempo de vôo das partículas.

Como já foi apresentado o nitrogênio pode reagir com alguns elementos e formar nitretos, principalmente com o boro e o silício, além de poder formar compostos mais complexos, como por exemplo o carbonitreto de boro. Além disso, parte do nitrogênio pode ficar em solução no níquel.

Para o processo HVOF também é possível observar o efeito da velocidade das partículas nas variações das composições químicas.

Comparando-se as tabelas 23 e 24 apresentadas nos itens 5.2.6 e 5.2.7, bem como o resumo da tabela 37, além dos gráficos apresentados nas figuras 52 a 57, nota-se que tanto no caso de menor, quanto de maior velocidade, houve aumento dos teores de carbono, oxigênio e nitrogênio, diminuição dos teores de silício e boro, e praticamente estabilidade no cromo. O aumento do teor de carbono foi maior para a situação de menor velocidade (V1), indicando uma correlação entre a absorção de carbono com o tempo de voo que foi aproximadamente 10 % maior neste caso.

A superposição das curvas das derivadas, conforme pode ser visto na figura 58, sugere a dependência entre o aumento do teor de carbono e o tempo de voo das partículas.

A comparação direta entre os processos a chama e HVOF não é possível neste caso pois enquanto no primeiro há perda de carbono, no segundo há um ganho do mesmo. Esta diferença não está associada às velocidades e será detalhada quando da discussão do efeito da atmosfera na variação das composições.

A perda de boro acompanha a tendência verificada no processo a chama, sendo 66% maior na situação de menor velocidade. Este resultado também sugere a formação de óxido e nitreto de boro conforme já discutido no item 6.2.1 para o processo de aspersão a chama.

A perda de silício e o comportamento do cromo indicam que praticamente se mantiveram constantes, nos dois casos se considerarmos os desvios padrão dos resultados das análises.

## 6.2.2) Variações de composição ao longo do voo

A composição química das partículas variou durante o voo, conforme se verifica no resumo apresentado na tabela 37. Estas variações estão representadas nos gráficos mostrados nas figuras 52 a 57.

### 6.2.2.1) *Variação em voo dos teores de carbono*

Observando-se a Figura 52 nota-se que ao se comparar os processos a chama com e sem aceleração, a perda de carbono foi maior para a situação sem aceleração em todas as distâncias de voo estudadas, ou seja, 80, 120 e 160 mm.

Analisando-se as derivadas das variações de carbono em função do tempo de voo apresentadas na figura 58 nota-se que nos processos a chama, para um dado tempo de voo, há maior tendência a perda de carbono para a aplicação com aceleração. Este resultado sugere, conforme já se mencionou anteriormente para outros elementos, que a injeção de ar comprimido para aceleração das partículas está associada com uma perda maior de carbono.

Para as aplicações realizadas com o processo HVOF nota-se uma superposição das curvas indicando tendências de perdas iguais para tempos de voo iguais em ambos os casos (menor e maior velocidade de partículas).

### 6.2.2.2) *Variação em voo dos teores de silício*

Observando-se a Figura 53 nota-se que ao se comparar os processos a chama com e sem aceleração, a perda de silício foi maior na aplicação sem aceleração para todas as distâncias analisadas.

Na aplicação com aceleração parece ter se atingido um valor limite na distância de  $\frac{3}{4}$  de vôo (120 mm). No processo sem aceleração a queda foi contínua e aproximadamente constante.

É importante salientar que o processo com aceleração utiliza injeção de ar comprimido na direção de vôo das partículas para aumentar sua velocidade. Como o ar tem aproximadamente 80 % de nitrogênio, é provável que haja maior formação de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  na projeção com aceleração.

A análise da figura 59 mostra que para um mesmo tempo de vôo a tendência da perda de silício é maior, sugerindo a incorporação de oxigênio e nitrogênio, conforme já discutido anteriormente.

#### 6.2.2.3) *Variação em vôo dos teores de cromo*

Observando-se a Figura 54 nota-se que ao se comparar os valores obtidos processos a chama com e sem aceleração e suas respectivas barras de incerteza, a perda de cromo não foi significativamente diferente para ambos os processos.

Devido à injeção de ar comprimido para a aceleração das partículas, a absorção de nitrogênio durante o vôo fica favorecida, sendo provável a formação de CrN nesta situação.

A figura 60 sugere maior formação de óxidos e nitretos de cromo para um mesmo tempo de vôo, na aplicação a chama com maior velocidade, devido à injeção de ar comprimido.

#### 6.2.2.4) *Varição em vôo dos teores de boro*

Observando-se a Figura 55 nota-se que ao se comparar os processos a chama com e sem aceleração, a perda de boro na metade do vôo foi ligeiramente maior para a projeção sem aceleração. Na distância final de vôo os teores finais de boro são muito próximos para ambos os casos (com e sem aceleração).

Para o processo com aceleração os teores entre  $\frac{3}{4}$  e o final do vôo são praticamente iguais indicando um valor limite de perda, que é atingido entre  $\frac{3}{4}$  e o final do vôo.

A análise da figura 61 sugere uma formação de BN mais intensa na aplicação a chama com aceleração, para um mesmo tempo de vôo, devido à utilização de jatos de ar para a aceleração das partículas.

#### 6.2.2.5) *Varição em vôo dos teores de oxigênio*

Comparando-se os processos a chama com e sem aceleração percebe-se que o aumento de oxigênio foi maior na aplicação sem aceleração para todas as distâncias analisadas.

Ao se analisar a figura 62, levando em conta o tempo de vôo, percebe-se maior tendência de absorção de oxigênio na aplicação a chama com aceleração, devido a injeção de ar comprimido.

#### 6.2.2.6) *Varição em vôo dos teores de nitrogênio*

Analisando-se a tabela 37, a figura 57 e comparando-se os processos a chama com e sem aceleração percebe-se que o aumento de nitrogênio foi maior na aplicação sem aceleração para todas as distâncias analisadas. No processo com aceleração há um máximo de concentração na metade da distância de vôo, sendo que após este ponto há um decréscimo do teor de nitrogênio. Ao se analisar a figura 63, é possível perceber maior tendência a absorção de nitrogênio em um mesmo tempo de vôo, no processo a chama com aceleração, sugerindo aumento de teor devido à injeção de ar comprimido.

#### 6.2.3) *Efeito da fusão do depósito na composição química*

A fusão do depósito após a etapa de projeção somente é utilizada no processo a chama, não sendo aplicável ao processo HVOF. Neste processo pressupõe-se que a maior velocidade gere um grau de compactação do depósito que dispense sua fusão posterior, para melhorar a aderência ao substrato e as propriedades mecânicas tais como dureza e resistência ao desgaste.

A comparação entre as condições C V1 NF D3 contra C V1 F D3 e C V2 NF D3 contra C V2 F D3 permite observar o efeito da fusão para depósitos obtidos com velocidades e tempos de vôo semelhantes.

Para a velocidade menor (V1), a fusão dobra a perda de carbono em relação e aumenta significativamente as perdas de silício, cromo e boro. O aumento do teor de oxigênio dobra e o nitrogênio mantém-se inalterado.

Para a velocidade maior (V2), a fusão aumenta a perda de carbono, porém não tanto como no caso da velocidade menor (V1). Os teores de silício, cromo, boro, oxigênio e nitrogênio mantêm-se quase inalterados.

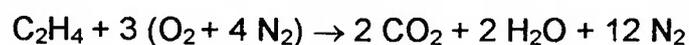
Os depósitos possuem oxigênio dissolvido que é absorvido durante o vôo. O teor de oxigênio absorvido é maior na medida em que se aumenta o tempo de vôo. Quando se refunde estes depósitos, o oxigênio continua reagindo com os elementos de liga. A reação com o carbono produz CO<sub>2</sub>, que pode gerar poros. Ao se comparar a microestrutura dos depósitos a chama fundidos e obtidos sem e com aceleração, respectivamente figuras 30 e 31 percebe-se que no primeiro existem mais poros que no segundo.

#### 6.2.4) Efeito da atmosfera na composição química

A atmosfera que circunda as partículas durante o vôo é fundamental para entender as variações anteriormente discutidas.

O processo de aspensão a chama queima oxigênio e acetileno para obter a energia necessária à projeção.

A queima destes elementos pode ser entendida conforme a reação química esquematizada a seguir:



A presença de  $N_2$  se deve ao fato da chama ser formada na parte frontal da tocha e estar exposta ao ar circundante.

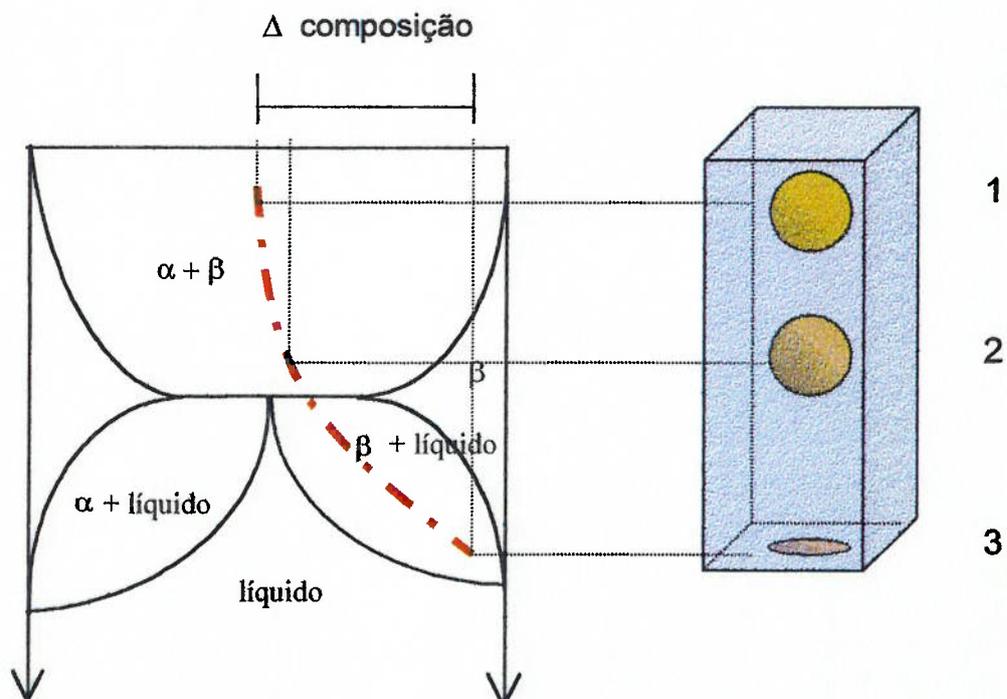
O  $CO_2$  produzido pode se combinar com o carbono presente nas partículas, numa reação heterogênea sendo liberado para atmosfera, conforme a reação de Boudouard:



Com isto o teor de C nas partículas diminui. A atmosfera circundante tem, portanto, um efeito oxidante.

De maneira análoga, os teores dos outros elementos de liga (Si, Cr e B) que possam sofrer reações com a atmosfera também diminuem.

A Figura 64 mostra esquematicamente as alterações sofridas por uma partícula durante vôo em atmosfera oxidante.



**Figura 64** – Variações de temperatura e reações entre a partícula e a atmosfera oxidante ao seu redor para o processo de aspensão a chama.

A partícula deixa a tocha no estado sólido. Durante o vôo sua temperatura vai se elevando até que haja a presença simultânea das fases líquida e sólida.

No processo HVOF é queimada uma mistura de querosene e oxigênio. Esta queima se dá em uma câmara de combustão cuja pressão é maior que a atmosférica, não havendo portanto a entrada de oxigênio e nitrogênio presentes na atmosfera. Considerando o querosene um hidrocarboneto de fórmula  $C_n H_{2n}$  tem-se como provável reação de combustão:



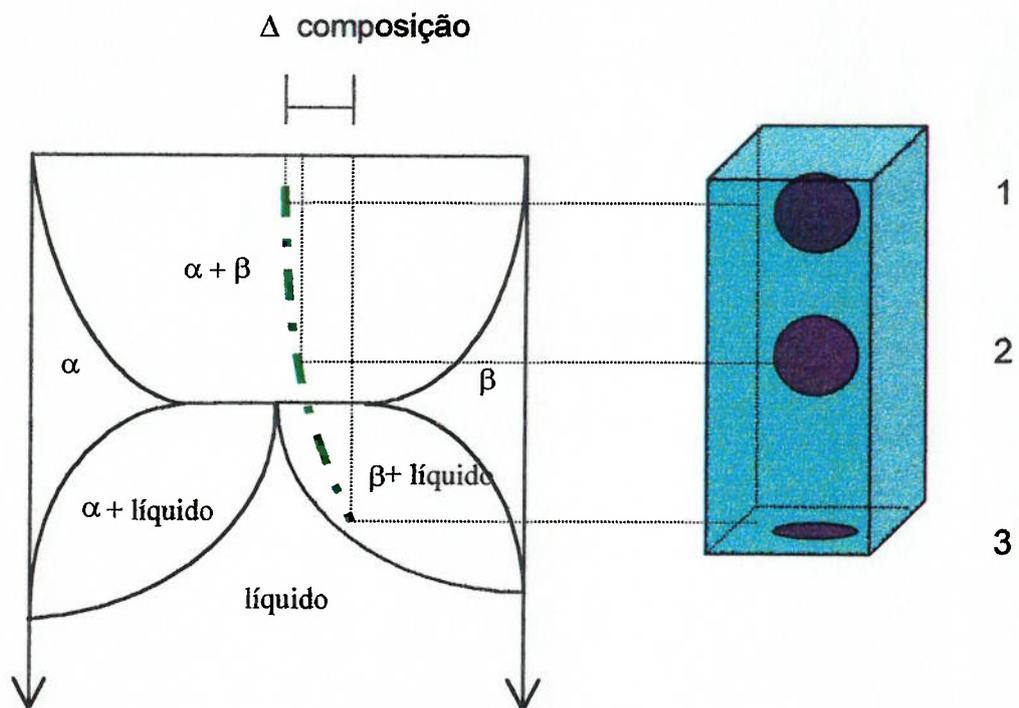
O equilíbrio dado pela reação de Boudouard pode se deslocar tanto para o lado onde haja excesso de CO tornando a atmosfera redutora, quanto pode ir para o lado onde o  $CO_2$  combina-se com o C tornando a atmosfera oxidante.

O aumento do teor de carbono observado no processo HVOF, ao se comparar depósitos obtidos pelo mesmo com o pó original, sugere que a reação de Boudouard esteja deslocada para o lado de formação de CO, tornando a atmosfera redutora.

Esta hipótese é coerente com o fato que na temperatura de 704 °C e pressão de 1 atmosfera, a reação de Boudouard tem velocidade igual nos dois sentidos. Acima desta temperatura a reação se desloca para o lado onde há maior formação de CO <sup>(66)</sup>. Na verdade não houve “criação” de carbono. Neste caso houve passagem do mesmo da atmosfera circundante para as partículas durante seu vôo, devido ao potencial químico de carbono na atmosfera estar maior do que o da partícula.

Observando-se as diminuições de Si, Cr e B listadas na tabela 37 pode-se perceber que os teores dos mesmos sofreram uma diminuição muito menor no processo HVOF do que a ocorrida no processo a chama. Paralelamente os teores de oxigênio e nitrogênio aumentaram muito menos no processo HVOF do que no processo a chama.

A Figura 65 esquematiza as alterações sofridas por uma partícula durante vôo em atmosfera redutora.



**Figura 65** – Variações de temperatura e reações entre a partícula e a atmosfera redutora ao seu redor para o processo HVOF.

A atmosfera formada durante a projeção de partículas pelo processo HVOF apesar de ter caráter redutor, evidenciada pelo excesso de carbono observado nos depósitos obtidos por este processo, possui oxigênio. Esta consideração é embasada pelo fato desta atmosfera estar envolta em ar, sendo que a turbulência gerada pela expansão dos gases em combustão arrasta oxigênio do ar para a atmosfera circundante às partículas. Isto explica o aumento do teor de oxigênio e nitrogênio ocorrido nos depósitos obtidos por HVOF.

### 6.3) DUREZA SUPERFICIAL

As durezas superficiais medidas podem ser associadas tanto às variações de composição química dos depósitos quanto às velocidades de impacto que geram maior ou menor compactação dos mesmos <sup>(67)</sup>.

#### 6.3.1) Efeito da velocidade de impacto das partículas

Para o processo a chama sem fusão o efeito da velocidade de impacto pode ser analisado comparando-se na tabela 25 os valores de dureza superficial para as condições C V1 NF D3 ( $V_p = 45$  m/s) e C V2 NF D3 ( $V_p = 150$  m/s). Os valores obtidos foram praticamente iguais em torno de 39 Rockwell 15 N.

Para o processo HVOF o efeito da velocidade de impacto pode ser analisado comparando-se na tabela 25 os valores de dureza superficial para as condições H V1D3 ( $V_p = 1100$  m/s) e H V2 D3 ( $V_p = 1200$  m/s). Os valores para este caso também foram praticamente iguais, em torno de 70 pontos Rockwell 15 N.

Não se pode comparar o processo a chama com o HVOF pois as diferenças de dureza são devidas a diferenças nas composições químicas dos depósitos, principalmente o teor de carbono.

Dentro de um mesmo processo, seja ele aspersão a chama ou HVOF percebe-se que variações da velocidade de impacto não causam alterações na dureza superficial. Portanto, a velocidade de impacto não é um fator determinante na dureza dos revestimentos para um dado processo de aspersão.

Observando-se as microestruturas mostradas nas figuras 28 e 29 fica evidente que a principal diferença é na compactação, formato e quantidade das lamelas formadas pelo impacto das partículas.

As microestruturas das figuras 32 e 33 também não evidenciam alterações estruturais que justificassem diferenças nas durezas dos depósitos HVOF obtidos com velocidades de 1100 e 1200 m/s.

### 6.3.2) Efeito da fusão do depósito

Verificando-se na tabela 25 os valores para os depósitos a chama com fusão, sem aceleração ( C V1 F D3) e com aceleração ( C V2 F D3) nota-se uma grande discrepância. Enquanto o depósito sem aceleração apresentou o menor de todos os valores de dureza obtidos (aproximadamente 30 Rockwell 15 N) o depósito com aceleração apresentou o maior valor para os depósitos a chama (aproximadamente 54 Rockwell 15 N).

A fusão dos depósitos causa dois efeitos contrários. O primeiro efeito é a queima de elementos de liga, principalmente boro, silício e carbono que são diretamente responsáveis pela dureza dos depósitos. O segundo efeito é a

compactação dos depósitos que em vez de serem formados por lamelas (ver figuras 28 e 29) passam a ser formados por uma estrutura bruta de fusão e contínua (ver figuras 30 e 31). Estes dois fatores se contrapõe, sendo difícil isolar o efeito de cada um deles.

No depósito fundido aplicado sem aceleração houve uma intensa perda dos elementos de liga: C (- 51 %), Si (- 24 %) e B (- 36 %). Já no depósito fundido acelerado a perda destes elementos foi bem menor, sendo C (- 13 %), Si (- 6 %) e B (- 23 %). Neste caso a perda de elementos de liga responsáveis pelo aumento de dureza foi plenamente compensada pela compactação que o depósito adquiriu pela fusão.

A dureza informada pelo fabricante para um tarugo obtido a partir da fusão da liga em torno de 50 Rockwell C é muito próxima à obtida para o depósito obtido por aplicação a chama com aceleração e posterior fusão. O pequeno aumento de dureza pode ser associado ao aumento dos teores de oxigênio (+460 %) e nitrogênio (+ 200 %), responsáveis pela formação de óxidos e nitretos que podem contribuir para um aumento de dureza. O nitrogênio pode endurecer por solução sólida intersticial a matriz do revestimento.

#### 6.4) INDENTAÇÕES NA INTERFACE

As medições de indentações na interface substrato / revestimento não fornecem uma medida direta da adesão dos diversos revestimentos ao substrato uma vez que não ocorreram trincas que indicariam um comportamento elástico do par revestimento / substrato <sup>(38 - 41)</sup>.

A tabela 38 mostra os valores obtidos tomando-se por base a carga de 10 Kgf para as semi-diagonais : transversal lado substrato e transversal lado revestimento. A tabela apresenta também a dureza Vickers equivalente a medida das diagonais

**Tabela 38** - Semi-diagonais medidas na transversal lado substrato e transversal lado revestimento para carga de 10 Kgf e dureza Vickers do revestimento

CONDIÇÃO	TRANSVERSAL SUBSTRATO ( $\mu\text{m}$ )	TRANSVERSAL REVESTIMENTO ( $\mu\text{m}$ )	HV <sub>10</sub> MÉDIA DO REVESTIMENTO
C V1 NF D3	222 $\pm$ 7	177 $\pm$ 13	148 $\pm$ 24
C V2 NF D3	219 $\pm$ 6	174 $\pm$ 3	153 $\pm$ 6
C V1 F D3	208 $\pm$ 3	171 $\pm$ 3	159 $\pm$ 6
C V2 F D3	202 $\pm$ 5	165 $\pm$ 2	170 $\pm$ 4
H V1 D3	193 $\pm$ 8	145 $\pm$ 3	220 $\pm$ 6
H V2 D3	181 $\pm$ 3	143 $\pm$ 2	227 $\pm$ 4

Quanto maior a semi-diagonal, menor a dureza aparente do material, seja ele o revestimento ou o substrato.

#### 6.4.1) Efeito da velocidade na dureza aparente do revestimento

O efeito da velocidade na dureza aparente pode ser verificado, para as aplicações a chama sem fusão, comparando-se as condições C V1 NF D3 com C V2 NF D3. Verifica-se que a dureza medida do lado do revestimento é menor para a condição C V1 NF D3 (chama, sem aceleração e sem fusão) do que para a condição C V2 NF D3 (chama, com aceleração e sem fusão).

A mesma verificação pode ser feita para os depósitos a chama fundidos, comparando-se as condições C V1 F D3 com C V2 F D3. Nesta situação, o

valor da dureza é menor para a condição C V1 F D3 (chama, sem aceleração e fundida) do que para C V2 F D3 (chama, com aceleração e fundida).

A mesma comparação realizada para o processo HVOF, mostra que seus depósitos apresentam valor menor para a dureza medida na aplicação com menor velocidade (H V1 D3) do que a verificada na condição de maior velocidade (H V2 D3).

Os resultados de todos os processos indicam que velocidades de partículas maiores tendem a produzir valores maiores para as durezas aparentes.

#### 6.4.2) Efeito da fusão do depósito na dureza aparente do revestimento

A análise das durezas medidas do lado do revestimento, indica um valor de maior para a condição C V1 F D3 (chama, sem aceleração e fundido) do que para C V1 NF D3 (chama, sem aceleração e sem fusão).

A comparação dos valores de durezas para as condições C V2 F D3 (chama, com aceleração e fundido) e C V2 NF D3 (chama, com aceleração e sem fusão) mostra também um valor maior para o depósito fundido.

Estes resultados evidenciam que a fusão aumenta a dureza aparente, provavelmente associada à mudança de microestrutura e, conseqüentemente, do mecanismo de adesão da deposição.

#### 6.4.3) Efeito do processo de aspensão na dureza aparente do par revestimento / substrato

Os valores para as durezas medidas do lado do revestimento nas condições H V1 D3 (HVOF velocidade menor) e H V2 D3 (HVOF velocidade maior) são os maiores dentre todas as situações estudadas sendo que o menor valor foi obtido com a maior velocidade.

Apesar de não ter sido verificada nenhuma trinca durante a aplicação de cargas nas interfaces, evidenciando que o sistema substrato / revestimento apresenta um comportamento dúctil <sup>(38 - 41)</sup>, parece haver uma correlação entre as durezas medidas e a adesão esperada.

A observação das figuras 28 e 29, que apresentam respectivamente as microestruturas dos depósitos a chama; sem fusão sem aceleração (C V1 NF D3) e com aceleração (C V2 NF D3), mostra que o primeiro caso apresenta uma quantidade de poros inter-lamelares e partículas não fundidas bem maior que o segundo caso. Seria esperada uma menor adesão para o depósito C V1 NF D3 do que para o C V2 NF D3.

A observação das figuras 30 e 31, que apresentam respectivamente as microestruturas dos depósitos a chama; com fusão sem aceleração (C V1 F D3) e com aceleração (C V2 F D3) mostra que o primeiro caso tem uma quantidade de poros maior. Da mesma maneira, seria esperada uma menor adesão para o depósito C V1 F D3 do que para o C V2 F D3.

Finalmente a observação das figuras 32 e 33, que apresentam respectivamente as microestruturas dos depósitos HVOF, mostra uma maior quantidade de poros e inclusões de óxidos no caso do depósito de menor velocidade (H V1 D3). Isto leva a prever uma adesão ligeiramente menor para o depósito H V1 D3 do que para o depósito H V2 D3.

Estas observações apresentam uma coerência bastante grande com os valores das semi-diagonais medidas do lado revestimento.

Provavelmente as medidas das semi-diagonais do lado revestimento podem ser utilizadas ao menos como indicação qualitativa da adesão de um revestimento. Ou seja, com as medidas das semi-diagonais do lado do revestimento pode-se comparar revestimentos diferentes sobre um mesmo substrato com uma dada rugosidade podendo-se definir qual apresentará maior adesão.

#### 6.5) RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO

Baseando-se em um tribosistema de três corpos, a resistência ao desgaste abrasivo do corpo sólido deve estar relacionada principalmente com a composição química e a microestrutura do revestimento. Esta pode ser entendida em duas ordens distintas de grandeza: intra-lamelar (relacionada com a estrutura interna das lamelas) e extra-lamelar (relativa à maneira como as lamelas se unem).

Os resultados apresentados na tabela 32 relacionam a perda de massa durante o ensaio de abrasão por areia seca. Quanto maior a perda de massa menor a resistência à abrasão. Para facilitar a discussão serão apresentadas na tabela 39 os valores inversos da perda de massa em função das diferentes condições estudadas.

**Tabela 39** - Inverso da perda de massa nas diversas condições de aplicação.

CONDIÇÃO	INVERSO DA PERDA DE MASSA (g <sup>-1</sup> )
C V1 NF D3	3,78
C V2 NF D3	4,42
C V1 F D3	5,08
C V2 F D3	7,03
H V1 D3	6,16
H V2 D3	6,19

#### 6.5.1) Efeito da velocidade na resistência à abrasão

Comparando-se isoladamente as condições C V1 NF D3 (chama sem aceleração, sem fusão) com C V2 NF D3 (chama com aceleração, sem fusão) têm-se uma resistência à abrasão maior para o depósito obtido com maior velocidade. A análise das figuras 28 (depósito a chama sem aceleração, sem fusão) e 29 (depósito a chama com aceleração, sem fusão) mostra que o aumento da velocidade diminui o número de defeitos estruturais tais como partículas não fundidas, porosidades e inclusões de óxidos. O número menor de defeitos existentes no depósito a chama com aceleração e sem fusão torna-o menos propenso a desagregações de material e, portanto, mais apto a resistir aos mecanismos de abrasão.

O efeito isolado da velocidade pode também ser observado ao se comparar os depósitos fundidos entre si. Tomando-se os revestimentos C V1 F D3 (chama

sem aceleração, com fusão) e comparando-o com o C V2 F D3 (chama com aceleração, com fusão) também se repete a melhor resistência à abrasão para a situação de maior velocidade. Observando-se as figuras 30 e 31 não se nota mais as lamelas pois foram fundidas tornando o revestimento contínuo.

O depósito fundido sem aceleração (C V1 F D3) apresenta uma maior quantidade de porosidade sugerindo uma evolução de oxigênio e nitrogênio absorvidos durante o voo numa quantidade maior do que a absorvida no depósito fundido com aceleração (C V2 F D3).

Para os depósitos obtidos pelo processo HVOF também se verifica que o aumento da velocidade de projeção produz uma melhor resistência ao desgaste abrasivo no revestimento. Comparando-se a figura 32 (depósito HVOF, velocidade menor) com a figura 33 (depósito HVOF, velocidade maior) nota-se uma quantidade maior de porosidades e inclusões de óxidos para a aplicação realizada com menor velocidade.

De uma maneira geral o aumento na velocidade de projeção gera um aumento na resistência à abrasão devido à melhoria da microestrutura obtida no revestimento.

#### 6.5.2) Efeito da fusão do depósito na resistência à abrasão

Comparando-se isoladamente os depósitos C V1 F D3 (chama sem aceleração, com fusão) com C V1 NF D3 (chama sem aceleração, sem fusão) nota-se que para uma mesma velocidade de projeção a resistência à abrasão aumentou consideravelmente. Comparando as figuras 28 (chama sem aceleração, sem fusão) com 30 (chama sem aceleração, com fusão) percebe-

se claramente que o depósito não fundido tem estrutura lamelar onde as lamelas se unem por micro-soldagens enquanto o depósito fundido tem uma continuidade microestrutural. A presença de lamelas pode ser associada a uma menor coesão da estrutura tornando-a menos resistente ao desgaste abrasivo.

### 6.5.3) Relação entre micromecanismo de desgaste e processo de aspersão

As figuras 43 e 44 mostram a superfície após o ensaio de abrasão para os dois depósitos a chama (sem e com aceleração). Nota-se que em ambos os casos ocorre microsulcamento provavelmente devido a mudança na composição química e à baixa dureza dos revestimentos, conforme discutido anteriormente. Estes dois fatores facilitam a deformação plástica dos depósitos.

As figuras 45 e 46 detalham a superfície após ensaio de abrasão para os depósitos a chama fundidos. Os prováveis micromecanismos presentes são microcorte e microfadiga. A ocorrência destes micromecanismos se deve basicamente à maior dureza e a não existência de lamelas na microestrutura. A maior dureza pode ser associada com uma menor ductilidade, favorecendo tanto a ocorrência de microcorte como microfadiga. A inexistência das lamelas dificulta o destacamento de partes do revestimento.

A dureza dos depósitos fundidos também está associada à presença de fases duras na sua microestrutura. Estas fases podem ser carbonetos de cromo, boro e silício, conforme se observa na figura 35. O espaçamento destas fases na microestrutura é bem menor que o diâmetro médio da partícula abrasiva. A presença destas fases associada à porosidade justifica o resultado obtido

quando se compara os depósitos fundidos nas condições de menor e maior velocidade de partícula.

As figuras 47 e 48 mostram a superfície dos depósitos HVOF após o ensaio de abrasão. Provavelmente ocorreram : microsulcamento, microcorte e microfadiga.

As durezas e as microestruturas mostram que os micromecanismos ocorreram em intensidade diferenciada quando comparados os processos de aspersão.

O microsulcamento é menos intenso quando se compara o HVOF com os processos a chama sem fusão. A análise das figuras 43, 44, 47 e 48 indica que nas últimas, o número de sulcos por área é menor para o HVOF. Este fato pode estar associado à diferença na dureza e na microestrutura do depósito.

O microcorte e a microfadiga causaram uma perda de massa menor quando comparada com o processo C V1 F D3 (chama sem aceleração, com fusão).

Por outro lado, a perda de massa foi maior quando comparado com a condição C V2 F D3 (chama com aceleração, com fusão).

No primeiro caso, apesar do depósito HVOF apresentar poucas lamelas, a presença de porosidade intensa no revestimento C V1 F D3 (chama sem aceleração, com fusão) pode ter produzido o resultado obtido, associado a mudança de composição química.

Quando comparado com o C V2 F D3 (chama com aceleração, com fusão), este apresenta uma menor quantidade e tamanho de poros. Além disso a variação de composição química foi menos intensa. Estes dois fatores podem explicar o resultado obtido.

## 6.6) CARACTERIZAÇÃO METALGRÁFICA

As metalografias feitas com cortes transversais aos revestimentos e sem ataque permitem a visualização da formação da estrutura e quantidade de defeitos. Os corpos de prova com ataque permitem revelar as fases intralamelares presentes.

A análise da figura 34 indica que os depósitos a chama sem fusão são formados por lamelas e partículas não fundidas. Dentro das lamelas há evidências da existência de carbonetos e nitretos de cromo, boro e silício.

A figura 35 mostra que, as microestruturas presentes nos depósitos a chama com fusão são formadas por uma estrutura hipoeutética dendrítica rica em níquel e cromo. Esta estrutura é envolta por um interdendrítico que provavelmente contém compostos duros como carbonetos e nitretos de boro, cromo e silício.

A figura 36 apresenta a estrutura dos depósitos HVOF. Percebe-se algumas lamelas, porém a quantidade de poros é muito mais baixa do que a presente nas aplicações a chama (com e sem fusão). A estrutura dendrítica presente no interior das lamelas sugere que a partícula atingiu temperaturas entre os valores liquidus e solidus durante o voo. Pode-se ver ainda a existência de partículas duras como as observadas na figura 35, porém menores e provavelmente em maior quantidade, já que os resultados de dureza indicam valores maiores para os depósitos HVOF do que para os a chama.

### 6.6.1) Efeito da velocidade na microestrutura

A comparação entre as figuras 28 (chama sem aceleração, sem fusão) e 29 (chama com aceleração, sem fusão) mostra o efeito da velocidade em depósitos não fundidos. Existe uma maior quantidade de partículas não fundidas (formato esférico) e óxidos entre as lamelas do depósito sem aceleração. O aumento da velocidade das partículas durante a projeção produz um depósito mais compacto tendo, portanto, menos poros. O menor tempo de voo decorrente da maior velocidade permite que as partículas se oxidem menos resultando em menos oxidação entre as lamelas.

As figuras 30 (chama sem aceleração, com fusão) e 31 (chama com aceleração, com fusão) apresentam o efeito da velocidade na estrutura de depósitos fundidos. O depósito sem aceleração apresenta um número de poros maior e de maior diâmetro devido a maior quantidade de oxigênio e nitrogênio absorvidas pelas partículas durante seu voo como pode ser visto na tabela 37 condições C V1 F D3 e C V2 F D3.

A comparação das figuras 32 com 33 permite ver o efeito da velocidade das partículas no processo HVOF. A figura 32 (HVOF, velocidade menor) apresenta mais poros e inclusões de óxidos que a figura 33 (HVOF, velocidade maior). A maior velocidade produz depósitos com menos poros, além de menor tempo de voo de partículas resultando em menos inclusões de óxidos.

De um modo geral o aumento da velocidade produz depósitos com menos poros pois as partículas se chocam contra o substrato com maior energia cinética. Além disso o menor tempo de voo permite que as partículas se oxidem menos gerando menos inclusões de óxidos.

#### 6.6.2) Efeito da fusão na microestrutura

A comparação das figuras 28 ( C V1 NF D3) e 30 ( C V2 F D3) mostra que a fusão elimina a estrutura lamelar gerando uma estrutura dendrítica hipoeutética (conforme visto na figura 35) envolta por um interdendrítico composto de partículas duras. A fusão por outro lado gera porosidades devido à evolução de oxigênio e nitrogênio absorvidos no voo, que é um estágio anterior à fusão.

O depósito é formado por uma liga de base níquel com alto teor de cromo. Esta liga de níquel apresenta uma solubilidade elevada de nitrogênio, que ajuda a endurecer a estrutura formada.

#### 6.7) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As análises com o microscópio eletrônico de varredura foram realizadas na superfície dos revestimentos como aplicados, com baixo aumento (200 vezes), para visualizar a ancoragem e deformação sofridas pelas partículas ao se chocarem contra o substrato. As análises com o microscópio eletrônico de varredura das superfícies dos depósitos após ensaio de abrasão foram realizadas com maior aumento (2.500 X) para permitir a identificação dos micromecanismos de desgaste predominantes nas diferentes condições estudadas. Estas figuras já foram discutidas no item 6.5.

As superfícies dos revestimentos após aplicação, figuras 37 (C V1 NF D3) e 38 (C V2 NF D3), mostram o efeito da velocidade na deformação das partículas após o choque contra o substrato, em revestimentos não fundidos. O revestimento a chama sem aceleração apresenta partículas menos deformadas e uma maior quantidade de partículas não fundidas (esféricas) do que o depósito a chama com aceleração. Esta diferença de deformação no impacto

gera uma maior compactação e ancoramento entre as lamelas explicando a razão do depósito com aceleração apresentar melhor resistência à abrasão. As figuras 39 (C V1 F D3) e 40 (C V2 F D3) mostram que o efeito da fusão é sinérgico com a velocidade pois o depósito sem aceleração (figura 39) apresenta uma quantidade de poros muito maior que o depósito com aceleração (figura 40). Fica claro que a fusão não iguala os depósitos, apagando a estrutura anterior, sendo a história anterior à fusão essencial para prever as propriedades do depósito, não só químicas mas principalmente as propriedades mecânicas.

As figuras 41 (H V1 D3) e 42 (H V2 D3) mostram o efeito da velocidade para o processo HVOF. Se as compararmos com as figuras 37 e 38, que mostram depósitos à chama, sem fusão, fica nítido que as partículas não apenas se deformam durante o impacto contra o substrato, mas chegam a se fragmentar. A fragmentação é mais intensa no revestimento H V2 D3 do que no H V1 D3, mostrando que quanto maior a velocidade das partículas durante o voo maior a compactação do depósito resultante. As estruturas são coerentes com as maiores durezas e resistências à abrasão observadas nos depósitos HVOF.

#### 6.8) TEMPERATURAS LIQUIDUS

Verificando-se os valores apresentados na tabela 33, percebe-se que a menor temperatura liquidus observada para o pó original indica que o mesmo tem uma composição muito próxima da eutética, já que qualquer alteração de teor aumenta seu valor. Quanto menor a temperatura liquidus, mais compacto seria o depósito, desde que associado à velocidade de deposição.

### 6.8.1) Efeito da variação da velocidade na temperatura liquidus

Comparando-se isoladamente as condições C V1 NF D3 (chama sem aceleração, sem fusão) com C V2 NF D3 (chama com aceleração, sem fusão) nota-se que o aumento de velocidade sugere uma diminuição da temperatura liquidus.

No caso das condições C V1 F D3 (chama sem aceleração, fundida) e C V2 F D3 (chama com aceleração, fundida) também há diminuição da temperatura liquidus do revestimento devido ao aumento da velocidade das partículas durante seu vôo.

Para o processo HVOF repete-se o observado nas situações anteriores, ou seja, na condição de maior velocidade de partículas (H V2 D3) obtém-se menor temperatura liquidus que na condição de menor velocidade (H V1 D3).

Provavelmente o maior tempo de vôo favoreça a cinética das reações, tanto de perda de elementos de liga via oxidação e nitretação, como de absorção de carbono (caso específico do HVOF).

Considerando-se a composição do pó original como próxima da eutética, qualquer alteração de composição, tanto aumento como diminuição de teor de um elemento na liga, leva a um aumento da temperatura liquidus.

### 6.8.2) Efeito da fusão do depósito na temperatura liquidus

A comparação entre as condições C V1 NF D3 e C V2 F D3 permite observar o efeito da fusão em depósitos a chama obtidos sem aceleração. Observa-se que

a fusão aumenta o valor da temperatura liquidus pois ocorre um aumento da perda de elementos de liga afastando o revestimento resultante da composição eutética.

Este fato se repete para os depósitos a chama com aceleração e também para os obtidos pelo processo HVOF.

### 6.9) SUMÁRIO DOS EFEITOS DAS CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO NO SEU DESEMPENHO À ABRASÃO

A tabela 40 sumariza os resultados obtidos de propriedades e microestrutura dos diversos depósitos realizados.

**Tabela 40** – Principais resultados que influenciam o desempenho à abrasão dos revestimentos.

Condição*	Dureza (HV10)	Microestrutura					Inverso da perda de massa (g <sup>-1</sup> )	Temp. liquidus (°C)
		lamelas	poros	não fundidas	continuidade	eutético		
C V1 NF	148 ±24	3	3	3	N	M	3,78	1044 ± 5
C V2 NF	153 ± 6	2	2	2	N	M	4,42	1040 ± 5
C V1 F	159 ± 6	NA	3	NA	C	G	5,08	1050 ± 5
C V2 F	170 ± 4	NA	1	NA	C	G	7,03	1040 ± 5
H V1	220 ± 6	1	< 1	NA	N	F	6,16	1042 ± 5
H V2	227 ± 4	1	< 1	NA	N	F	6,19	1038 ± 5

**Legenda:**

1 – pouco freqüente

2 – freqüência intermediária

3 – freqüência elevada

N – revestimento não-contínuo

C - revestimento contínuo

F – eutético fino intralamelar interdendrítico

M – eutético médio intralamelar interdendrítico

G – eutético grosso interdendrítico

\* - Todos os depósitos foram obtidos na distância completa de aplicação (D3).

Os resultados apresentados justificam a resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos.

## 7) CONCLUSÕES

Tendo em vista os processos, materiais e parâmetros utilizados pode-se concluir que:

a) No processo a chama, as partículas têm seu diâmetro médio aumentado devido à formação de óxidos e a deformações causadas pelas forças de arraste geradas. O aumento de diâmetro é tanto maior quanto menor for a velocidade das partículas.

b) As partículas sofrem reações químicas heterogêneas durante o vôo. Os produtos de reação são óxidos nitretos e gases. A velocidade relativa entre as partículas e os gases da atmosfera envolvente é elevada suficiente para garantir que o aporte de gases seja mais rápido que a difusão dos reagentes e elementos formados entre superfície e interior das partículas.

c) Ocorrem reações de oxidação e nitretação dos elementos de liga silício, cromo, e boro em todos os parâmetros estudados, tanto para o processo a chama como para o HVOF, causando diminuição dos seus teores. Esta diminuição é tanto maior quanto maior for o tempo, maior a distância de vôo e menor a velocidade das partículas. ou se houver fusão do revestimento posterior à sua projeção.

d) Os teores de oxigênio e nitrogênio aumentam nas partículas para ambos os processos (chama e HVOF). O aumento é proporcional ao tempo e distância de vôo e inversamente proporcional à velocidade das partículas. A fusão posterior à aplicação do depósito também contribui para aumentar os teores dos gases oxigênio e nitrogênio nos revestimentos.

e) A natureza da atmosfera circundante das partículas durante o vôo é definida pelo processo utilizado em função do tipo de combustível queimado. Os resultados das análises químicas sugerem que o processo a chama produz uma atmosfera oxidante enquanto o processo HVOF produz uma atmosfera redutora.

f) A dureza superficial dos revestimentos é afetada pelos parâmetros e processos de aplicação. A velocidade de impacto das partículas tem pouco efeito sobre a dureza dos depósitos. A fusão e a natureza da atmosfera influenciam muito mais os valores obtidos para as durezas. A fusão facilita a perda de elementos de liga por volatilização tendo um primeiro efeito de abaixar a dureza, porém a fusão gera um depósito mais compacto e sem lamelas contribuindo para um aumento da dureza. A definição de qual efeito será preponderante é função da perda anterior de elementos ocorrida durante o vôo. Quanto maior for esta perda em vôo de elementos mais importante será também a perda posterior à fusão.

g) As indentações na interface permitem ter uma idéia qualitativa da aderência dos depósitos. Quanto maior for a velocidade das partículas maior será a adesão do revestimento. A existência de fusão também contribui para este aumento de aderência. A migração do processo a chama para HVOF também aumenta a aderência.

h) A resistência à abrasão é maior para depósitos obtidos nas seguintes condições: maior velocidade de partículas, fusão após aplicação ou pela utilização do processo HVOF. A resistência ao desgaste é função da microestrutura intra e extra-lamelar do revestimento. Depósitos com maior quantidade de lamelas e defeitos inter-lamelares apresentaram menor

resistência. Por outro lado, a presença de eutéticos finos intralamelares interdendríticos contribuiu para a maior resistência obtida nos depósitos HVOF, se comparados com os a chama sem fusão, a despeito de também apresentarem lamelas.

A melhor resistência coube à estrutura eutética grossa interdendrítica com poucos poros, como a obtida no depósito a chama fundido, com aceleração.

O bom desempenho dos depósitos obtidos por HVOF parece sofrer maior influência do aumento do teor de carbono ocorrido em vôo, do que da elevada velocidade de choque das partículas contra o substrato.

i) As microestruturas dos revestimentos têm maior quantidade de defeitos na medida em que se diminui a velocidade de partículas, mesmo que haja fusão posterior dos depósitos. Os depósitos por HVOF também apresentam este comportamento. Se comparados isoladamente com os depósitos a chama também apresentaram menor quantidade de poros e inclusões de óxidos.

## **8) SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS**

- a) Realizar análises químicas das partículas em mais pontos durante o vôo para gerar equações que permitam a previsão da composição final dos depósitos em função dos parâmetros de aplicação.
- b) Repetir o trabalho para o processo de aspersão com arco elétrico.
- c) Repetir o estudo para outras ligas com composições químicas diferentes.
- d) Ensaio de desgaste complementares para verificação dos micromecanismos de desgaste.
- f) Realizar ensaios para medir a adesão e coesão dos depósitos obtidos pelos diferentes processos de aspersão.
- g) Fazer análises de difração de raios-x para identificar com maiores detalhes as fases presentes nos diferentes depósitos.

## **9) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

1. SMITH, C. S. Metallurgy as a Human Experience. **American Society for Metals**. p.8 -11 , 1977
  
2. KREPSKI, R. P. Thermal Spray Coating Applications in the Chemical Process Industries. Materials Technology Institute of the Chemical Process Industries - NACE International, 1993.
  
- 3 . THORPE, M. L. Thermal Spray Industry in Transition - Avanced Materials and Processes, v. 5, p. 50 – 61, 1993.
  
4. Thermal Spraying Practice, Theory, and Application. **American Welding Society**, 1985.
  
5. Ballis, W. "Oxyfuel gas welding" In: ASM Handbook, v 6, p. 282 - 286 , 1993.
  
6. HERMAN, H. ; SULIT, R. A. Thermal Spray Coatings. in: Modern Welding Technology , p. 1004 - 1009, ed. Prentice Hall, 1989.
  
7. BERNDT, C. C.; KOWALSKY, K. A. Early thermal spraying - JTST historical patent # 3. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6(3), p. 300 - 301, 1997.
  
8. BERNDT, C. C.; KOWALSKY, K. A. Early thermal spraying - JTST historical patent # 4. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6(3), p. 302 - 304, 1997.
  
9. BERNDT, C. C.; KOWALSKY, K. A. Early device design - JTST historical patent # 5. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6(4), p. 430-433, 1997.

10. BERNDT, C. C.; KOWALSKY, K. A. Early device design - JTST historical patent # 6. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 7(1), p. 47-49, 1998.
11. SHAH, R. et ALI Towards manufacturing High - Quality Thermal Spray Coatings. In: Proceedings of 7th National Thermal Spray Conference, Boston, Massachusetts. **Anais**. p. 675 - 681, 1994.
12. PAWLOWSKI, L. ; FAUCHAIS, P. Thermal transport properties of thermally sprayed coatings. **International Materials Reviews**, v. 37, n. 6, p. 271-289, 1992.
13. HACKETT, C. M.; SETTLES, G. S. Independent control of HVOF particle velocity and temperature. In: Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems. Ed. ASM International, p. 665-673, 1996.
14. STEFFENS, H. D. ; WILDEN, J. ; ERNING, U. Optimieren der funktionalen eigenschaften termisch gespritzter schichten durch simultanes kugelstrahlen in inerter prozessatmosphäre. **Schweissen & Schneiden**, v. 5, , p346 - 355, 1995.
15. DEEVI, S. C. et ALI Reactive spraying of nickel - aluminate coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6, n. 3, p. 335 - 344, 1997.
16. APELIAN, D. et ALI Melting and solidification in plasma spray deposition - phenomenological review. **International Metals Reviews**, v. 28, n. 5, p.271-294, 1983.
17. Catálogo JP-5000 High pressure HVOF TAFA, p. 1-20, 1996.
18. DUNKLEY, J. J. The production of metal powders by water atomisation. **Powder Metallurgy International** , v. 10, n. 1, p. 38-41, 1978.

19. TUCKER Jr., R. C. Structure property relationships in deposits produced by plasma spray and detonation gun techniques. **J. Vac. Sci. Technol.** , v. 11, n. 4, p. 725 - 734, 1974.
20. HASSAN,B. et ALLI Computational analysis of a three-dimensional high velocity oxygen fuel (HVOF) thermal spray torch. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 7, n. 1, p. 71-77, 1998.
21. KREYE, H.; SCHWETZKE, S.; ZIMMERMANN, S. High velocity oxygen - fuel flame spraying process and coating characteristics. Ed. ASM International, p. 451 - 456, 1996.
22. TAWFIK, H. H.; ZIMMERMAN, F. Mathematical modeling of the gas and powder flow in HVOF systems. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6, n. 3, p. 345-352, 1997.
23. DVORAK, M.; BROWNING, J. A. Extending the limits of HVOF. In: Proceedings of International Thermal Spray Conference, Kobe, p. 405-409, 1995.
24. KORPIOLA, K. et ALLI The influence of nozzle design on HVOF exit gas velocity and coating microstructure. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6(4), p. 469-474, 1997.
25. HALE, D.L. et ALLI In flight particle measurements of twin wire electric arc sprayed aluminum. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 7(1), p. 58-63, 1998.
26. UNGER, R. et ALLI A new arc system to spray high density, low oxide coatings. **Boletim interno TAFE**, p. 1-5, 1996.

27. DRAUGELATES, U. ; BOUAIFI, B. ; PLEGGE, T. Auftragschweißen mit kombinationen aus draht und pulver zur erzeugung hartstoffverstärkter verschleißschutzschichten. **Schweissen & Schneiden**, v.4, p. 255 – 259, 1995.
28. DRAUGELATES et ALLI Plasmaschweißplattierungen aus nickelbasislegierungen zum korrosionsschutz. **Schweissen & Schneiden**, v. 9, p. 719-726, 1995.
29. LUGSCHEIDER, E. et ALLI Plasmaspritzen von titan-hartstoffen - Neue Möglichkeiten zum verschleißschutz. **Schweissen & Schneiden**, v. 10, p. 822-831, 1995.
30. UNGER, R.H., GROSSKLAUS, W. D. A comparison of the technical properties of arc sprayed versus plasma sprayed nickel-5 aluminum. In: **SAE 28th Annual Aerospace / Airline Plating and Metal finishing Forum & Exposition, San Diego-California, paper 920931**, p. 1-6, 1992.
31. IRONS, G. Higher velocity thermal spray processes produce better aircraft engine coatings. In: **SAE 28th Annual Aerospace / Airline Plating and Metal finishing Forum & Exposition, San Diego-California, paper 920947**, p. 1-7, 1992.
32. DAVIES, G.; BREITSAMETER, M. Advances in HVOF surfacing technology. **Welding & Metal Fabrication**. v. 7, p. 1-2, 1995.
33. GERDEMAN, D.A.; HECHT, N. L. Arc plasma technology in materials science, Springer - Verlag, p. 35-42, 1972.
34. BERGMANN, C. P. Deposição por plasma de camadas cerâmicas - Parte II : medida da aderência do revestimento. **Cerâmica**, v. 39, p. 85-90, 1993.

35. BERNDT, C. C. ; McPHERSON, R. The adesion of plasma sprayed coatings to metals. *Monash University Bulletin*, p.619-628, 1992.
36. YU, L. et ALLI Principle and application of constant strain raate tensile test with in situ scanning electron microscopy for evaluation of the adesion of films. **J. Adhesion Sci. Technol.**, v. 11, n. 1, p 127-136, 1997.
37. McGRATH, G. C.; GIRARDI, M. A. A review of mechanical test procedures for adhesively bonded joints. **In: TWI report 471/1993**, p. 1-31, 1993.
38. LESAGE, J. ; DEMARECAUX, P. ; BARTIER, O. ; MESMACQUE, G. Interface indentation test to determine adhesion of coatings. **La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux** , v.12 , p. 1656-1663, 1993.
39. DAVIS, J. B. ; CAO, H. C. ; EVANS, A. G. The fracture energy of interfaces: an elastic indentation technique. **Acta metall. mater.** , v. 39, n. 5, p. 1019 - 1024, 1991.
40. LIMA, M. M. ; GODOY, C. ; FERREIRA, I. Influência do tratamento térmico na aderência de metal duro depositado por spray térmico sob o aço. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 12. , Águas de Lindóia, 1996. **Anais**. São Paulo, ABM, 1996. p. 870-873.
41. CHICOT,D. ; DÉMARÉCAUX,J. ; LESAGE, J. Mesure de la ténacité apparente d'interface par l'essai d'indentation interfaciale. **La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux** , v.2 , p. 245-254, 1996.
42. LARSSON, M. ; HEDENQVIST, P. ; HOGMARK, S. Deflection measurements as method to determine residual stress in thin hard coatingas on tool materials. **Surface Engineering** , v. 12, n. 1, p. 43-48, 1996.

43. KROUPA, F. Residual stresses in thick nonhomogeneous coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6, n. 3, p. 309-319, 1997.
44. GARBAR, I. I. Structure -based selection of wear resistant materials. **Wear** , v.1, p. 50-55, 1995.
45. ZIMMERMANN, S.; KREYE, H. Chromium carbide coatings produced with various HVOF spray systems. In: **Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems**. Ed. ASM International, p. 147 - 152, 1996.
46. MOSKOWITZ, L.; TRELEWICZ, K. HVOF coatings for heavy - wear, high impact applications. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 6, n. 3, p. 294-299, 1997.
47. IRONS. G. et ALLI Investigation of erosion resistant chromium carbide coatings sprayed with the high pressure HVOF process. In: **Proceedings of the 7th National Thermal Spray Conference, Boston, Massachusetts**, p. 1-7, 1994.
48. HARVEY, D. The tough truth - wear resistant coatings using HVOF. The Welding Institute, bulletin 1, p.11 - 14, 1995.
49. SCHWETZKE, R.; KREYE, H. Cavitation erosion of HVOF coatings. In: **Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems**. Ed. ASM International, p. 153 - 158, 1996.
50. KONYASHIN, I. Y.; CHUKALOVSKAYA, T. V. A technique for measurement of porosity in protective coatings. **Surface and coatings technology**, p. 5-11, 1996.

51. HEATH, G. R., et ALI An assessment of thermal spray coating technologies for high temperature corrosion protection. **Boletim interno TAFE**, p. 1-8, 1996.
52. LUSTER, J. W. et ALI Corrosion resistance of amorphous thermally sprayed coatings. **Boletim interno TAFE**, p. 1-7, 1996.
53. CETIN, K. M.; SHAW, B. A. Galvanic corrosion evaluation of wear resistant thermal spray coatings. In: **NACE International Annual Conference and Corrosion Show**, paper 270, p. 1-22, 1995.
54. ZUM GAHR, K. H. Microstructure and wear of materials. **Elsevier**, p. 1-47, 1987.
55. HULL, D. Introduction to dislocations. Pergamon Press, 2 ed, p. 1-83, 1975.
56. Catálogo Técnico - Terodyn System 2000 Process Manual, Ed. Eutectic Corporation, p. 1- 46, 1985.
57. ASTM B 215-90 Standard Practices for Sampling Finished Lots of Metal Powders.
58. ASTM E 11-87 Standard Specification for wire – cloth sieves for testing purposes.
59. ASTM A 370-90 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
60. ASTM G65-81 Standard Methods for dry sand – rubber wheel abrasion test.

61. LAWLEY , A. Atomization - The production of metal powders - p. 59 - 71, ed. MPIF - USA, 1992.
62. Lawley, A. - An overview of powder atomization processes and fundamentals - in: The international journal of powder metallurgy & powder technology, v. 13, n. 3, p. 169 - 188, 1977.
63. DIXON, C. F. - Atomizing molten metals - a review - in: Canadian Metallurgical Quarterly , v. 12, n. 3, p. 309 - 22, 1973.
64. ROSENQVIST, T. - Principles of Extractive Metallurgy, 1<sup>ª</sup> ed, p. 128 – 140, 1974.
65. BRANDES, E. A. – Smithells Metals Reference Book, Ed. Butterworths, 6<sup>ª</sup> ed, p. 8-1, 8-54, 1983.
66. McGANNON, H. E. – The Making, Shaping and Treating of Steel, Ed. United States Steel, 9<sup>a</sup> ed. , p. 357 – 74, 1971.
67. PIRES, P. C. ; LIMA, R. S.; BRANDI, S. D. - Estudo das variações de composição química e dureza do depósito de um revestimento de liga Ni - Cr - B - Si - C obtido por diferentes processos de aspersão térmica - in: anais XXIV encontro nacional de tecnologia da soldagem - ABS, p. 1 - 8, 1998.

**10) ANEXOS**

**ANEXO I – PARÂMETROS DE APLICAÇÃO PARA OS PROCESSOS  
ESTUDADOS**



Aspersão por chama sem aceleração com fusão (à quente)

Substrato : chapa de aço carbono tipo SAE 1010

Preparação do substrato : jateamento com granalha de aço

Tipo do bico da tocha : RL 210

Pressões                    Oxigênio : 3,5 Kgf/mm<sup>2</sup>

                                  Acetileno : 0,85 Kgf/mm<sup>2</sup>

Vazões (flowmeter) Oxigênio : 30 % (sem unidade)

                                  Acetileno : 48 % (sem unidade)

Vazão do pó : 8,2 Kg/h

Acelerador de partículas : não utilizado

Velocidade de saída das partículas <sup>(56)</sup> [dado de catálogo] : 45 m/s

Distância de aplicação : normal : 160 mm

Porta módulo de pó (adaptador) : amarelo - vermelho

Fusão posterior : sim





## Aspersão por HVOF

### Aspersão por HVOF com menor velocidade

Preparação do substrato: jateamento com granalha de aço

Pressão de linha oxigênio : 210 PSI (1,45 MPa)

Pressão de linha querosene : 160 PSI (1,10 MPa)

Pressão de linha de nitrogênio (gás de arraste) : 80 PSI (0,55 MPa)

Pressão de entrada de oxigênio : 129 PSI (0,89 MPa)

Pressão de entrada de querosene : 112 PSI (0,77 MPa)

Pressão de entrada de nitrogênio (gás de arraste) : 50 PSI (0,34 MPa)

Vazão de querosene : 5,5 galões/h (20,82 L/h)

Vazão de oxigênio : 1800 pe<sup>3</sup>/h (50.970 L/h)

Vazão de nitrogênio : 26 pe<sup>3</sup>/h (736,24 L/h)

Distância de aspersão : 175 mm

Pressão da câmara de combustão : 109 PSI (0,75 MPa)

Temperatura de pré-aquecimento do substrato : 150 °C

Temperatura máxima do depósito : 228 °C

Taxa de alimentação 70 - 80 g/min

Canhão : 8 pol. (203,2 mm)

Velocidade de partículas <sup>(17)</sup> [dado de catálogo] : 1100 m/s

### Aspersão por HVOF com maior velocidade

Preparação do substrato : jateamento com granalha de aço

Pressão de linha oxigênio : 210 PSI (1,45 MPa)

Pressão de linha querosene : 160 PSI (1,10 MPa)

Pressão de linha de nitrogênio (gás de arraste) : 80 PSI (0,55 MPa)

Pressão de entrada de oxigênio : 141 PSI (0,97 MPa)

Pressão de entrada de querosene : 125 PSI (0,86 MPa)

Pressão de entrada de nitrogênio (gás de arraste) : 50 PSI (0,34 MPa)

Vazão de querosene : 6 galões/h (22,71 L/h)

Vazão de oxigênio : 1950 pe<sup>3</sup>/h (55.218 L/h)

Vazão de nitrogênio : 26 pe<sup>3</sup>/h m (736,23 L/h)

Distância de aspersão : 175 mm

Pressão da câmara de combustão : 109 PSI (0,75 MPa)

Temperatura de pré-aquecimento do substrato : 150 °C

Temperatura máxima do depósito : 228 °C

Taxa de alimentação 70 - 80 g/min

Canhão : 8 pol. (203,2 mm)

Velocidade de partículas <sup>(17)</sup> [dado de catálogo]: 1200 m/s

**ANEXO II – CÁLCULO DO TAMANHO DE PARTÍCULA MÉDIA PARA O PÓ ORIGINAL E APÓS ASPERSÃO À CHAMA SEM E COM ACELERAÇÃO.**

