

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ**

**RODOLPHO FERNANDO VÁZ**

**ESTUDO DE PARTÍCULAS METÁLICAS ASPERGIDAS PELO PROCESSO DE  
ASPERSÃO TÉRMICA POR ARCO ELÉTRICO**

**CURITIBA**

**2013**

**RODOLPHO FERNANDO VÁZ**

**ESTUDO DE PARTÍCULAS METÁLICAS ASPERGIDAS PELO PROCESSO DE  
ASPERSÃO TÉRMICA POR ARCO ELÉTRICO**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

**CURITIBA  
2013**

---

V999e

Váz, Rodolpho Fernando

Estudo de partículas metálicas aspergidas pelo processo de aspersão  
térmica por arco elétrico/ Rodolpho Fernando Váz. – Curitiba, 2013.  
108 f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia,  
Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2013.

Orientador: Ramón Sigifredo Cortés Paredes .

Bibliografia: p. 101-108.

1. Aspersão térmica. 2. Soldagem elétrica. 3. Ligas de ferro. I.  
Universidade Federal do Paraná. II.Paredes, Ramón Sigifredo Cortés. III.  
Título.

CDD: 672.4

---

## TERMO DE APROVAÇÃO

Para a defesa e aprovação desta dissertação, o autor, Rodolpho Fernando Vaz, apresenta a seguinte declaração:

Nome do Autor: **RODOLPHO FERNANDO VAZ**

### ESTUDO DE PARTÍCULAS METÁLICAS ASPERGIDAS PELO PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA POR ARCO ELÉTRICO

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica do Curso de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

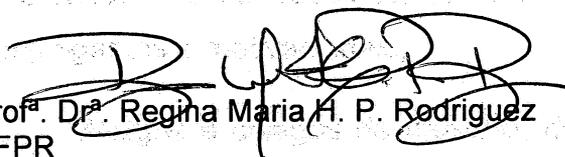
#### Banca Examinadora:



Prof. Dr. Kleber Franke Portella  
LACTEC



Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke  
UFPR



Prof. Dr. Regina Maria H. P. Rodriguez  
UFPR



Prof. Dr. Anderson Geraldo M. Pukasiewicz  
UTFPR

Curitiba, 29 de agosto de 2013.

## **AGRADECIMENTOS**

Para o desenvolvimento dessas pesquisas e estudos foi necessário muito apoio e ajuda. Dentre as pessoas e instituições que muito colaboraram cito:

Deus e Senhor de meus caminhos, que me deu o dom da vida e capacitou-me para todas as etapas dessa, inclusive o desenvolvimento desses estudos, além de amar-me incondicionalmente;

Amada esposa, Adv. Michelli Crepaldi Váz, que se privou de momentos nos quais minha presença era importante para que eu me dedicasse aos estudos e demais atividades necessárias para essa pesquisa;

Pais, Admin. Donizeti Tavares Váz e Enf. Jedir de Melo Váz, pelo esforço dispensado para que minha formação acadêmica e educação fossem as melhores possíveis;

Filho, Gabriel Crepaldi Váz, pequeno infante, que alegra meu dia a cada sorrir com seus nascentes dentes;

Orientador desse trabalho, Prof. Dr. Eng. Ramón Sigifredo Cortés Paredes, por nortear a direção a ser seguida nas atividades de pesquisa;

Amigo e pesquisador, Prof. Dr. Eng. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pelas discussões e grandes elucidações de dúvidas inerentes às variáveis abordadas nesses trabalhos, além de grande incentivador nos momentos menos empolgantes e motivacionais;

Amigos e colegas de trabalho, doutorando e Prof. MSc Eng. Andre Ricardo Capra e Eng. André Chicoski, pelas discussões construtivas acerca dos estudos desenvolvidos;

Bolsistas do Lactec e doutorando, MSc Techn. Gustavo Bavaresco Sucharski e da UFPR, mestrando Eng. Eduardo Alberti de Lima, e estudantes de engenharia mecânica Rafael Darriba Eurich e Gustavo Alves de Melo, pelos auxílios nas deposições dos corpos de prova para análises e grande empenho na operação do equipamento Tecnar DPV Evolution®;

Colega de trabalho, Prof. Eng. Paulo Cristiano Moro, pelas exaustivas tentativas de filmagem com câmera de alta velocidade do processo de deposição dos corpos de prova;

Companhia Paranaense de Energia COPEL, como financiadora de projeto de pesquisa e desenvolvimento P&D, que adquiriu parte dos consumíveis utilizados na confecção de corpos de prova e para a qual esses estudos são de grande valia;

Petróleo Brasileiro S/A PETROBRAS, como financiadora da compra de equipamentos de medição de propriedades de partículas aspergidas, microscopia, perfilometria e filmagem de alta velocidade e cessão para uso destes nesses estudos;

Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento Lactec, pela execução de projeto de pesquisa e desenvolvimento P&D, para o qual os resultados desse trabalho são focados, além da disponibilização do uso dos laboratórios e equipamentos e fornecimento de consumíveis para deposição;

Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia e Departamento de Mecânica, que disponibilizaram o uso de seus laboratórios e instalações;

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PGMEC, que aceitou a proposta de estudos e possibilitou a realização dessa atividade.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Sequência de eventos na aspersão térmica (adaptado de IVOSEVIC, 2006).....	24
Figura 2: Esquema de subdivisão das técnicas de aspersão térmica (adaptado de TREVISANI, 2012).....	25
Figura 3: Esquema de funcionamento de pistola para ASP (adaptado de CRAWMER, 2004c).....	27
Figura 4: Efeito de Pinch ou pinçamento da gota fundida no arame do cátodo do processo ASP.....	28
Figura 5: Jato e partículas em processo ASP durante as medições com equipamento Tecnar DPV Evolution® no LABATS. 1-pistola, 2-jato de partículas e 3-capturador do equipamento.....	29
Figura 6: Característica do revestimento metálico aspergido (adaptado de SUCHARSKI, 2012).....	31
Figura 7: Morfologia característica de revestimento metálico depositado por ASP (PUKASIEWICZ <i>et al</i> , 2006).....	32
Figura 8: Desenho esquemático da posição de óxidos no revestimento. (a) formando uma camada na superfície da lamela e (b) interno à lamela (adaptado de NEWBERY; GRANT, 2006).....	34
Figura 9: Modelo esquemático de solidificação de lamelas (adaptado de SAMPATH; HERMAN, 1996).....	36
Figura 10: Diferentes formatos das lamelas, em função da temperatura de pré-aquecimento do substrato. Pré-aquecimento de (a) 25°C, com formato irregular, e (b) 190°C, com formato de discos (adaptado de DHIMAN <i>et al</i> , 2007). ....	38
Figura 11: Sequência de solidificação e crescimento de grãos em lamelas. (a) nucleação das dendritas radiais, (b) crescimento das dendritas radiais e nucleação das dendritas centrais e (c) crescimento dendrítico (adaptado de JIANG; SAMPATH; HERMAN, 2001).....	39

Figura 12: MEV de segregações em contornos de grão de lamela de Ni depositada por APS (adaptado de FUKUMOTO <i>et al</i> , 2005).....	39
Figura 13: Lamelas com diferentes características em função da variação do pré-aquecimento do substrato. Substrato a (a) temperatura ambiente, com grande espalhamento do material projetado, e (b) pré-aquecido a 200°C, com lamela circular (GOUTIER; VANDERLLE; FAUCHAIS, 2012). (c) esquema de lamela irregular ou <i>splat</i> e (d) esquema de lamela perfeitamente circular ou panqueca. ....	42
Figura 14: Modelo de espalhamento e formação de lamela em superfície com pré-aquecimento abaixo da temperatura de transição $T_t$ , com formação de braços irregulares ou <i>splash</i> (adaptado de FUKUMOTO; HUANG, 1999).....	44
Figura 15: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento do substrato, a quantidade de panquecas ou lamelas em forma de disco e a aderência das lamelas ao substrato (adaptado de FUKUMOTO <i>et al</i> , 2005). ....	45
Figura 16: Modelo de espalhamento e formação de lamela em superfície com pré-aquecimento acima da temperatura de transição $T_t$ , com formação de discos regulares ou panquecas (adaptado de FUKUMOTO; HUANG, 1999). ....	46
Figura 17: Esquema de atomização para obtenção de pós metálicos (adaptado de GRANT, 1995).....	50
Figura 18: Geometria característica de pós. (a) esférica (KONG <i>et al</i> , 2012) e (b) irregular (MARIANO, 2008). ....	51
Figura 19: Processo esquemático de fabricação de arames tubulares (adaptado de FORTES, 2004).....	53
Figura 20: Princípio de funcionamento do equipamento Tecnar DPV Evolution®. (a) as janelas do sensor e (b) as curvas plotadas pela passagem das partículas pelas janelas do sensor. ....	56
Figura 21: Esquema de montagem do equipamento Tecnar DPV Evolution® (adaptado de MAUER; VAßEN; STÖVER, 2007).....	57
Figura 22: Configuração de plano de medição das propriedades das partículas aspergidas pelo equipamento Tecnar DPV Evolution®.....	58

Figura 23: Dispositivo esquemático utilizado para controle da quantidade de partículas projetadas contra o substrato. (a) dispositivo protegendo o substrato e (b) expondo o substrato. (1) jato de aspersão; (2) corpo de prova; (3) orifício e (4) escudo.....	60
Figura 24: Equipamento de aspersão térmica Sulzer Metco Value Arc 300E® no LABATS.....	61
Figura 25: Disposição e montagem do equipamento Tecnar DPV Evolution® no LABATS durante processo de aspersão ASP. ....	63
Figura 26: Diâmetro de partículas em função da distância da pistola. ....	66
Figura 27: Velocidade de partículas em função da distância da pistola. ....	68
Figura 28: Temperatura de partículas em função da distância da pistola. ....	70
Figura 29: Variação das propriedades do jato de partículas de 309L em função da variação da pressão do gás de arraste. ....	72
Figura 30: Variação das propriedades do jato de partículas de 410NiMo em função da variação da pressão do gás de arraste. ....	73
Figura 31: Geometria esférica das partículas da liga 70S-6. MEV com aumento de 100x. ....	75
Figura 32: Geometria esférica das partículas da liga 309L. MEV com aumento de 500x. ....	76
Figura 33: Geometria esférica das partículas da liga 410NiMo. MEV com aumento de 500x. ....	77
Figura 34: Geometria esférica das partículas da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni. MEV com aumento de 100x.....	78
Figura 35: Partículas com aprisionamento de bolhas. (a) $\text{Cr}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$ , com bolhas expostas à superfície e (b) com bolhas aprisionadas e vistas apenas em corte transversal do pó. (PAWLOWSKI, 2008). ....	78

Figura 36: Diagrama de energia livre de Gibbs ou diagrama de Ellingham. Indicadas as curvas dos elementos (a) Ni, (b) Fe, (c) Cr, (d) Mn e (e) Si (adaptado de SHEIR; JARMAN; BURSTEIN, 1994). .....	80
Figura 37: Variação da composição química do 70S-6 durante a aspensão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.....	81
Figura 38: Variação da composição química do 309L durante a aspensão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.....	82
Figura 39: Partícula de 309L com retenção de óxidos no interior. MEV com aumento de 5.000x.....	84
Figura 40: Variação da composição química do 410NiMo durante a aspensão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.....	85
Figura 41: Variação da composição química do Fe-Mn-Cr-Si-Ni durante a aspensão. Condição: 2-fundido, 3-partículas e 4-lamelas. ....	86
Figura 42: Lamelas depositadas com substrato a temperatura ambiente vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	89
Figura 43: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 100°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	90
Figura 44: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 150°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	91
Figura 45: Seção transversal de lamela com a forma de coroa. Perfilometria da (a) seção mensurada da (b) lamela circular de 410NiMo. ....	92
Figura 46: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 200°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	93
Figura 47: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 250°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	94
Figura 48: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento 300°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....	95

Figura 49: Perfis de panquecas de 309L formadas com pré-aquecimento de 250°C e impressões no substrato por panquecas deslocadas.....96

Figura 50: Diâmetro das panquecas dos diferentes materiais com pré-aquecimento de 300°. 1-70S-6, 2-309L, 3-410NiMo e 4-Fe-Mn-Cr-Si-Ni. ....97

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Comparação entre composição química de semelhantes materiais de consumo, mas diferentes processos de obtenção: arame inox tubular E309L-T1 (AWS, 1993a), arame inox maciço E309LSi (AWS, 1995b), arame aço carbono tubular E71T-1 (AWS, 1995a) e arame aço carbono maciço ER70S-6 (AWS, 1993b). % em peso. ....	52
Tabela 2: Parâmetros de aspersão ASP. ....	61
Tabela 3: Corpos de prova. ....	62
Tabela 4: Composição química dos materiais depositados (AWS, 1993a; AWS, 1993b; Pukasiewicz, 2008). ....	62
Tabela 5: Variação da composição química do aço carbono 70S-6 durante a deposição. % em peso. ....	81
Tabela 6: Variação da composição química do aço inoxidável 309L durante a deposição. % em peso. ....	82
Tabela 7: Variação da composição química do aço inoxidável 410NiMo durante a deposição. % em peso. ....	84
Tabela 8: Variação da composição química da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni durante a deposição. % em peso. ....	86
Tabela 9: Diâmetros médios de panquecas para os materiais aspergidos. ....	96

## LISTA DE EQUAÇÕES

(1) Número de Weber (FUKUMOTO; HUANG, 1999) .....	54
(2) Relação entre razão de achatamento da lamela e número de Reynolds (FUKUMOTO; NISHIOKA; NISHIYAMA, 2002) .....	54
(3) Número de Reynolds (PLANCHE; LIAO; CODDET, 2004) .....	54
(4) Densidade de aço fundido (PLANCHE; LIAO; CODDET, 2004) .....	54
(5) Parâmetro de espalhamento (FUKUMOTO; NISHIOKA; NISHIYAMA, 2002) .....	55
(6) Parâmetro de espalhamento durante o achatamento da lamela (FUKUMOTO; NISHIOKA; MATSUBARA, 1999) .....	55
(7) Velocidade de partícula medida em m/s (KRAUSS et al, 2002) .....	58
(8) Energia total emitida por uma partícula esférica .....	59
(9) Razão entre energias emitidas no canal A e no canal B do Tecnar DPV Evolution® .....	59
(10) Temperatura de partícula, medida em K (KRAUSS et al, 2002) .....	59
(11) Relação entre diâmetro de partícula e energia emitida (KRAUSS et al, 2002) ..	59
(12) Energia total emitida por partícula esférica corrigida .....	59
(13) Diâmetro de partícula, medido em $\mu\text{m}$ .....	59
(14) Cálculo de energia cinética .....	68

## SIGLAS E ABREVIATURAS

$\Gamma$	Tensão superficial
$\Lambda$	Comprimento de onda
$\mu$	Viscosidade
P	Densidade
A	Razão entre velocidade de achatamento da lamela e de impacto da gota
A	Área sob curva de gráfico
$A_a$	Área sob curva do canal A
$A_b$	Área sob curva do canal B
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Institute of Steel and Iron</i>
Admin.	Administrador (a)
Adv.	Advogado (a)
ASTM	<i>American Standard of Testing Materials</i>
ASP	<i>Arc Spray Process</i>
APS	<i>Air Plasma Spray</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CS	<i>Cold Spray</i>
D	Diâmetro da gota
D	Diâmetro da lamela ou panqueca
$D/d$	Fator de achatamento
$E(\lambda_i)$	Energia total emitida por partícula esférica

$E_c$	Energia Cinética
EDS	<i>Energy Dispersive X-Ray</i>
Enf.	Enfermeiro (a)
Eng.	Engenheiro (a)
FS	<i>Flame Spray</i>
HVOF	<i>High Velocity Oxy-Fuel</i>
$K_2$	Constante referente ao arranjo ótico do sensor do equipamento Tecnar DPV Evolution®
$K_3$	Constante referente ao arranjo ótico do sensor do equipamento Tecnar DPV Evolution®
$K_p$	Parâmetro de espalhamento
$K_{pc}$	Parâmetro de espalhamento crítico
$K_{pf}$	Parâmetro de espalhamento no achatamento
LABATS	Laboratório de Aspersão Térmica e Soldas Especiais
LPPS	<i>Low Pressure Plasma Spray</i>
M	Massa
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MO	Microscopia Ótica
$P_1$	Altura do pico no canal A do sensor
$P_2$	Altura do pico no canal B do sensor
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>
R	Razão entre energias emitidas com diferentes comprimentos de onda

$R_a$	Rugosidade média
$R_y$	Rugosidade máxima
Re	Número de Reynolds
REVSOLDA	Laboratório de Revestimentos e Soldagem
S	Distância entre picos do canal A e canal B
T	Temperatura
$T_p$	Temperatura de partícula
$T_t$	Temperatura de transição
TBC	<i>Thermal Barrier Coating</i>
Tec.	Técnico (a)
Tecn.	Tecnólogo (a)
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TOF	<i>Time of Flight</i>
UFPR	Universidade Federal do Paraná
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
V	Velocidade de projeção da gota
VPS	<i>Vacuum Plasma Spray</i>
We	Número de Weber

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO, MOTIVAÇÃO E OBJETIVOS</b> .....	<b>21</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>24</b>
2.1	ASPERSÃO TÉRMICA .....	24
2.1.1	Processo de Aspersão Térmica ASP .....	26
2.1.2	Jato de Partículas .....	29
2.2	MORFOLOGIA DE REVESTIMENTOS ASPERGIDOS.....	31
2.2.1	Lamelas .....	32
2.2.2	Óxidos.....	33
2.2.3	Poros.....	35
2.2.4	Salpicos .....	35
2.3	MECANISMO DE FORMAÇÃO DAS LAMELAS .....	36
2.3.1	Geometria das Lamelas .....	37
2.3.2	Influência do Substrato na Formação das Lamelas .....	40
2.3.2.1	<i>Material do Substrato</i> .....	40
2.3.2.2	<i>Pré-Aquecimento do Substrato</i> .....	41
2.3.2.3	<i>Pós-Aquecimento do Revestimento</i> .....	46
2.3.2.4	<i>Condição Superficial do Substrato</i> .....	47
2.3.3	Influência do Material Depositado na Formação das Lamelas.....	48
2.3.3.1	<i>Forma do Material Depositado</i> .....	48
2.3.3.1.1	<i>Pós</i> .....	48
2.3.3.1.2	<i>Arames</i> .....	52

2.3.4	Influência das Propriedades das Partículas Durante o Trajeto no Formato das Lamelas .....	53
2.4	DINÂMICA DAS PARTÍCULAS ASPERGIDAS .....	55
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>60</b>
3.1	AVALIAÇÃO DAS LAMELAS.....	60
3.2	AVALIAÇÃO DE TEMPERATURA, VELOCIDADE E DIÂMETRO DAS PARTÍCULAS ASPERGIDAS.....	63
3.3	AVALIAÇÃO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	64
3.4	AVALIAÇÃO DE TAMANHO DE PANQUECAS .....	65
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>66</b>
4.1	PROPRIEDADES DAS PARTÍCULAS PROJETADAS .....	66
4.1.1	Variação de Diâmetro das Partículas em Função da Distância da Pistola	66
4.1.2	Variação de Velocidade das Partículas em Função da Distância da Pistola	67
4.1.3	Variação de Temperatura das Partículas em Função da Distância da Pistola	69
4.1.4	Influência da Pressão do Gás de Arraste nas Propriedades das Partículas Aspergidas .....	71
4.1.5	Geometria das Partículas.....	74
4.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS ASPERGIDOS .....	79
4.3	AVALIAÇÃO DE LAMELAS .....	87
4.3.1	Efeito do Pré-Aquecimento na Forma das Lamelas.....	87
4.3.1.1	<i>Geometria de Lamelas</i> .....	87
4.3.1.2	<i>Tamanho de Panquecas</i> .....	96

<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>99</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>100</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>101</b>

## RESUMO

Revestimentos aspergidos são utilizados para os mais diversos fins, tais como resistência ao desgaste ou a processos corrosivos, entre outros. As propriedades dos revestimentos são atreladas à morfologia desses, principalmente às propriedades das lamelas. Lamelas essas, que se formam do impacto de gotículas fundidas projetadas da pistola ou fonte de calor contra o substrato a ser revestido. Destacam-se, como fonte de calor, o arco elétrico, e como gás de arraste, o ar comprimido, visto que o processo de aspersão térmica adotado para os experimentos foi o arco elétrico. As propriedades cinéticas, dimensionais e térmicas das partículas no momento do impacto e a temperatura do substrato nesse instante são responsáveis pela geometria das lamelas formadas, com aspecto de grande espalhamento do material projetado ou formação de lamelas circulares, coesas e densas. Mensurou-se a variação das grandezas velocidade, temperatura e diâmetro e composição química das partículas em diferentes pontos do voo entre a pistola e o substrato, bem como a variação da composição química nesse trajeto de diferentes ligas ferrosas com intuito de averiguar a influência da adição de elementos de liga na matriz ferrosa na formação de lamelas dessas ligas e nas propriedades de projeção dessas partículas. As ligas aspergidas foram AISI 309L, AISI 410NiMo, AWS A5.18 70S-6 e uma liga experimental Fe-Mn-Cr-Si-Ni. Todas as ligas apresentaram tendências semelhantes de comportamento no trajeto entre a pistola e o substrato, com redução de temperatura, manutenção de diâmetro e aumento de velocidade até um ponto de máximo valor. Exceção à redução de temperatura foi a liga experimental, que aumentou a temperatura nesse trajeto. A composição química das ligas apresentou redução do teor dos elementos mais reativos com a atmosfera. Quanto à temperatura do substrato, verificou-se que as diferentes ligas têm diferentes temperaturas de transição, a partir das quais passam a formar lamelas circulares, em detrimento da formação de lamelas irregulares sobre o substrato.

Palavras-chave: Aspersão térmica. Arco elétrico. Monitoramento. Partículas. Lamelas.

## ABSTRACT

Resistance to corrosion or to wear are examples of thermally sprayed coatings purposes and these coating properties are dependent of its morphology and mainly of the lamellae properties. Lamellae are made from the impact of molten material droplets against to substrate and their solidification. To the arc spray process, the heat source is the electric between two consumable metallic wires arc and the transportation gas is the compressed air. The Kinect, dimensional and thermal characteristics of the droplets are responsible for the lamella geometric aspect, which can be irregular, splashing the material, or circular, and this last is called pankaque. From the gun to the substrate were measured the velocity, temperature, diameter and chemical composition of the droplets in different distances of their flight. The materials sprayed were AISI 309L, AISI 410NiMo, AWS A5.18 E70S-6 and an experimental alloy, Fe-Mn-Cr-Si-Ni. All of those had similar behavior tendencies during the flight, which are, from de gun to the substrate, temperature reduction, velocity increase up to a maximum point and maintenance of the diameter. The experimental alloy was an exception, increasing the temperature during the travel, because of the more content of alloy elements reacting to the gases of the atmosphere. The modification of the substrate temperatures by pre-heating technique, resulted in different transition temperatures, when the lamellae stops to form splashes and begins to form pankagues on the substrate.

Keywords: Thermal Spray. Arc Spray. Monitoring. Particles. Lamellae.

## 1 INTRODUÇÃO, MOTIVAÇÃO E OBJETIVOS

Diversas aplicações têm sido incumbidas aos revestimentos depositados pelos diversos processos de aspersão térmica, sejam esses revestimentos metálicos ou não. Davis (2004c) e Crawmer (2004a) apresentam algumas aplicações dos processos de aspersão térmica como, por exemplo, camadas resistentes à desgaste, a elevadas temperaturas, a processos corrosivos, etc. Alguns outros autores e aplicações podem ser sucintamente abordados:

Processos corrosivos podem ser minimizados com a deposição de camada resistente ao ambiente agressivo em que os componentes ou estruturas serão expostos, como fez Mariano (2008), ao avaliar revestimentos de Nb depositados pelo processo a chama ou *Flame Spray* (FS) resistentes à corrosão marinha; Capra (2005), ao avaliar revestimentos de Al depositados pelo processo FS em substrato de aço para proteção de tubulação de petróleo; e Regis Jr. (2011), ao avaliar a viabilidade da deposição de Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> somado a distintos metais pelo processo FS e as propriedades desse revestimento em estruturas metálicas de linhas de transmissão de eletricidade enterradas.

Desgastes podem ser minimizados com o revestimento das superfícies solicitadas com materiais duros ou resistentes ao tipo de desgaste analisado; exemplifica-se Pukasiewicz (2008), que avaliou e desenvolveu ligas metálicas Fe-Mn-Cr-Si resistentes ao fenômeno da cavitação para deposição em turbinas hidráulicas, aspergidos pelo processo arco elétrico ou *Arc Spray Process* (ASP); Bobzin *et al.* (2007), que avaliou revestimentos de aço baixo carbono em cilindros de blocos de motor de combustão interna confeccionados em Al depositados pelo processo ASP; ou Marques (1996), que mensurou a durabilidade de revestimentos cerâmicos depositados pelo processo FS sobre aço C exposto à cavitação.

Componentes expostos às elevadas temperaturas podem ser protegidos com a aplicação de camadas de isolantes térmicos ou materiais refratários, destacando os cerâmicos, sendo esses revestimentos denominados barreiras térmicas ou *Thermal Barrier Coatings* (TBC). Evidenciam-se os estudos de Sucharski (2012), para TBC de palhetas de turbinas a gás industriais, depositados pelo processo plasma ou *Air Plasma Spray* (APS); de Uzun, Çevik e Akçil (1999), para os efeitos de TBC em câmara de combustão de motor a combustão interna Diesel; e de Trevisani

(2012), no que tange ao comportamento de ligas Ni-Al estáveis em elevadas temperaturas depositadas pelo processo FS.

Um revestimento depositado por processos de aspersão térmica é composto por lamelas sobrepostas do material depositado durante o processo, óxidos incrustados entre essas lamelas ou recobrimdo-as, poros aprisionados entre essas lamelas e salpico, que são partículas sólidas entre as lamelas formadas. Dependentes dessa morfologia, no que diz respeito à como se distribuem esses constituintes, são as propriedades do revestimento, tais como dureza, resistência ao dobramento, aderência à superfície revestida e entre as lamelas, dentre outras, como ressalta Crawmer (2004b).

Dependendo da aplicação, há a necessidade de porosidade, como na deposição de materiais cerâmicos para formação de TBC, em componentes de turbinas a gás (AYGUN, 2008) ou na deposição de revestimentos de Ti para implantes ósseos (da SILVA, 2006), por exemplo; ou há a necessidade de revestimento extremamente denso, como em camadas aspergidas para resistir a processos de desgaste. Cada processo de aspersão térmica tem suas características de morfologia do revestimento, sendo cada um recomendado ou até mesmo arbitrário para determinadas aplicações.

A morfologia obtida no revestimento é diretamente afetada pelos parâmetros de deposição, tais como as regulagens das variáveis do processo, preparação da superfície a ser revestida, tipo e forma do material de consumo (pó, arame, tamanho, etc.). Salienta-se que é resultante dessas variáveis, bem como da composição química desse material depositado, a forma da lamela aderida à superfície do substrato (PLANCHE; LIAO; CODDET, 2004).

O formato da lamela e as características dela são de suma importância para o desempenho do revestimento quando solicitado, sendo que lamelas de geometria irregular facilitam o aprisionamento de poros, ou mesmo dificultam a aderência de lamelas posteriormente depositadas. Já lamelas com geometria regular, na forma de discos, favorecem a formação de um revestimento mais denso e com maior coesão entre as diversas camadas que o formam. Fukumoto *et al.* (2005) ressaltam a importância dos estudos de lamelas individualmente, haja vista a complexidade de avaliá-las depois da formação da camada de revestimento.

O estudo da formação de lamelas durante o processo de aspersão térmica é largamente discutido na literatura, com modelos matemáticos referentes ao modo como as gotas de material fundido projetadas pela pistola se deformam e formam lamelas (SOBOLEV; GUILMANY, 1996 e GRANT; CANTOR, 1995), análises microestruturais de como se procede a solidificação de lamelas (JIANG; SAMPATH; HERMAN, 2001 e GOUTIER *et al*, 2010), influências das características do substrato na formação das lamelas (DHIMAN; McDONALD; CHANDRA, 2007; SAMPATH *et al*, 1999; BROSSARD *et al*, 2011 e PAREDES; AMICO; d'OLIVEIRA, 2006), efeitos de variação de parâmetros de deposição na geometria de lamelas (GEDZEVICIUS; VALILIUS, 2006), efeitos das propriedades das gotas projetadas na formação da lamela (NEWBERY; GRANT, 2000 e PLANCHE; LIAO; CODDET, 2004), entre outras linhas de estudo e pesquisa nesse âmbito.

Objetiva-se nesse trabalho averiguar o comportamento de partículas de diferentes ligas ferrosas aspergidas pelo processo ASP durante seus trajetos entre a pistola e o substrato. Os materiais adotados foram: aço carbono, aço inoxidável austenítico, aço inoxidável martensítico e uma liga experimental Fe-Mn-Cr-Si-Ni; já o processo de aspersão térmica foi o ASP. As propriedades mensuradas no trajeto das partículas aspergidas foram: temperatura, velocidade e diâmetro; além da composição química dessas gotículas.

Outra análise realizada foi a relação entre a temperatura do substrato no momento do impacto das gotículas e a forma que as lamelas, solidificadas a partir dessas gotículas, apresentam, com a determinação de uma temperatura de transição ( $T_t$ ) entre um formato irregular e com muitos respingos para um formato circular e coeso dessas lamelas.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

Destacando dentre as diversas técnicas de revestimentos de superfícies com materiais metálicos ou não, a aspersão térmica é caracterizada por propelir o material para revestimento na condição de gotículas fundidas, semi-fundidas ou apenas aquecidas, as quais aderem à superfície e formam lamelas que constituem o revestimento. A energia para fundir completa ou parcialmente o material pode vir de combustão, de um cone de plasma ou de arco elétrico, dependendo do processo de aspersão térmica aplicado. Os distintos processos diferenciam-se também no modo de transferência do material, o qual pode necessitar de grande valor de energia térmica ou cinética, além da necessidade de distinta preparação superficial: rugosidade, pré-aquecimento, pós-aquecimento, etc.

O material depositado pode ser fornecido à fonte de calor na forma de arame ou de pó, evidenciando que essa fonte de calor é localizada na pistola de aspersão térmica. Ivošević (2006) esquematiza na Figura 1, de modo simples, a sequência de eventos que ocorrem durante a deposição de revestimentos por aspersão térmica.

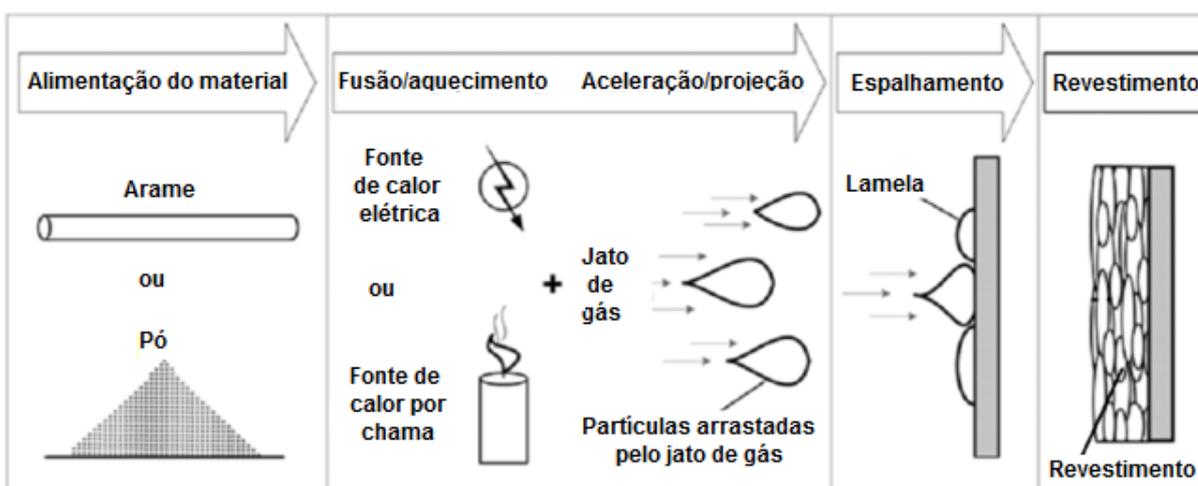


Figura 1: Sequência de eventos na aspersão térmica (adaptado de IVOŠEVIĆ, 2006).

As diferentes técnicas de aspersão térmica são observadas, subdivididas e, esquematicamente, apresentadas na Figura 2, sendo nessa indicada a divisão dos

processos, inicialmente em virtude da fonte de energia – chama ou combustão, arco elétrico ou efeito Joule – e, posteriormente, por consequência de características ou propriedades de cada processo especificamente. Cada um dos processos de aspersão térmica tem suas peculiaridades e aplicações, isso devido às características intrínsecas ao processo em si.

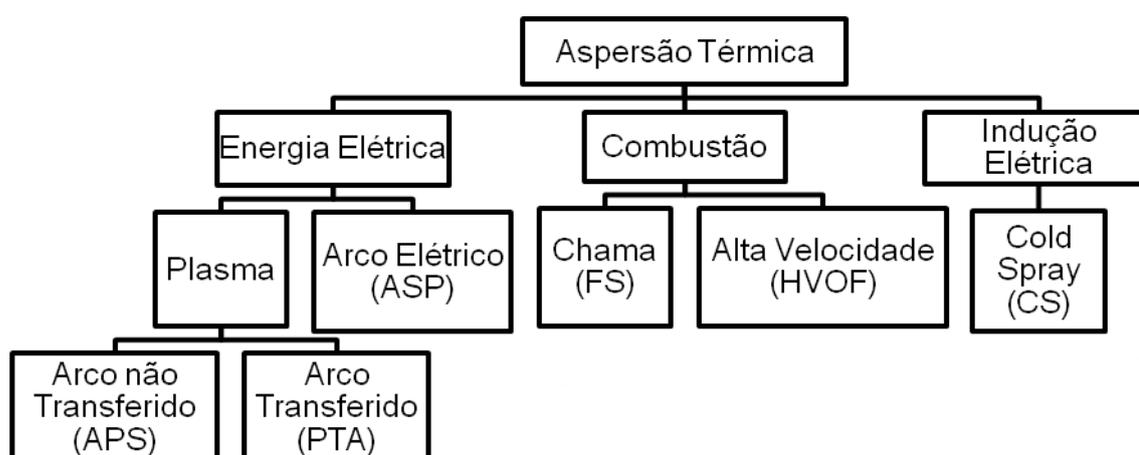


Figura 2: Esquema de subdivisão das técnicas de aspersão térmica (adaptado de TREVISANI, 2012).

Como generalidades dos processos, Davis (2004a) relata que os processos FS e ASP apresentam baixas velocidades de partículas projetadas (<150 m/s), enquanto velocidades elevadas são promovidas no processo *High Velocity Oxy-Fuel*, ou HVOF, (>1.500 m/s) e APS (200 a 800 m/s). Já, quanto às temperaturas praticadas, o processo HVOF caracteriza-se por valores medianos (1.800 a 3.500°C) e o processo APS por temperaturas elevadas (máximo de 25.000°C). Davis (2004b) relata que o processo de menor temperatura, abaixo do ponto de fusão do material, é o *Cold Spray* (CS), mas é o que possibilita velocidades de partículas maiores que no processo HVOF (300 a 1.200 m/s), isso porque o princípio do processo CS é a deformação plástica do pó projetado, e não sua fusão antes do arraste contra o substrato.

O revestimento aspergido adere ao substrato a ser revestido por interferência mecânica, impreterivelmente, como ressaltam Fauchais *et al.* (2003). Assim sendo, a preparação da superfície é uma etapa de grande valia para o sucesso do

revestimento, quando solicitado em sua aplicação. Preparação essa que pode ser por usinagem ou jateamento abrasivo, entre outros processos; além de necessitar de eliminação de impurezas da superfície, tais como óxidos, óleo ou graxa ou tintas; por exemplo. Paredes, Amico e d'Oliveira (2006) citam o grau de limpeza Sa3, rugosidade  $R_y$  entre 80  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$ , além de pré-aquecimento do substrato na ordem de 120°C, como valores de referência para aspersão de Al em substrato de aço carbono. Não obstante, a preparação da superfície pode variar em função do material do substrato, do material de revestimento, do processo de aspersão, entre outros.

Para se obter a espessura desejada para o revestimento aspergido, são aplicadas diversas camadas do material. Em superfícies cilíndricas, é comum a técnica de rotacionar o substrato e manter a pistola ou tocha estática ou com movimento paralelo ao eixo geratriz da peça, já em superfícies planas é usual a movimentação horizontal e vertical alternada, da pistola, com o substrato estático.

Fazendo uso da primeira técnica, Hedges, Newbery e Grant (2002) relatam que, dependendo dos parâmetros de deposição, não é possível identificar a espessura de cada passe, ao observar a seção transversal do revestimento em corte, pois a microestrutura não pode ser diferenciada entre um e outro passe. Esses autores, que fizeram uso do processo ASP em seus experimentos, justificam que a maior temperatura envolvida nesse processo de deposição impossibilita tal discrepância entre uma camada e outra do revestimento.

### 2.1.1 Processo de Aspersão Térmica ASP

No processo de aspersão térmica ASP, dois arames são alimentados continuamente na pistola, sendo que esses mantêm diferença de potencial e, ao se aproximarem, abrem um arco voltaico com energia suficiente para fundir os materiais de confecção dos arames, os quais são propelidos por gás inerte ou não, contra um substrato, como explica Crawmer (2004c). Ilustra-se com a Figura 3 o que ocorre na pistola do processo de deposição ASP.

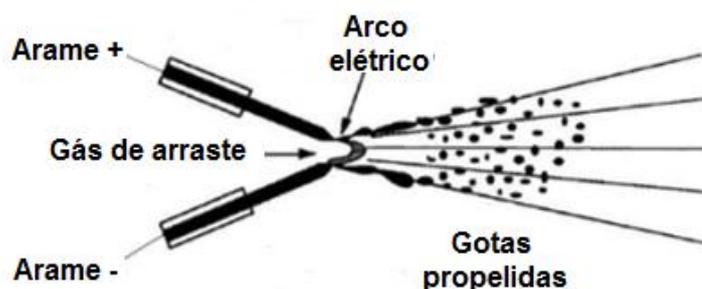


Figura 3: Esquema de funcionamento de pistola para ASP (adaptado de CRAWMER, 2004c).

Em relação a outros processos de aspersão térmica, destaca-se o ASP por apresentar maior taxa de deposição; ser de fácil operação, manual ou mesmo automatizada; custo para confecção dos arames consumíveis para a deposição relativamente baixo e níveis de aderência melhores que no processo FS, por exemplo, mas menores que no processo HVOF, no qual a velocidade das partículas e, conseqüentemente a energia de impacto, são maiores, como explicam Wang *et al.* (1999). Crawmer (2004c) ainda relata que o calor transferido para o substrato no processo ASP é menor que nos processos a chama, em virtude de o calor do arco elétrico ser direcionado preferencialmente para o metal consumível somente e não para o substrato, como nos processos FS, HVOF e APS.

Kelkar e Hiberlein (2002) relatam como se formam essas gotículas de material fundido no processo ASP, sendo que no arame dito cátodo, com polaridade positiva, o modelo diz que a resultante das forças atuantes sobre a gota do arame – tensão superficial, peso da gota, arraste pelo gás de proteção ou de arraste, etc. – tende a manter a gota fundida aderida ao arame fundente até o momento em que há o pinçamento eletromagnético (efeito Pinch) e desprendimento da gota líquida, como indicado na Figura 4, e tal fenômeno ocorre com frequência entre 500 Hz e 2.800 Hz. Esse efeito Pinch é visto também no processo de soldagem MIG, quando utilizado o modo de transferência globular, como ressaltam Scotti, Ponomarev e Lucas (2012).

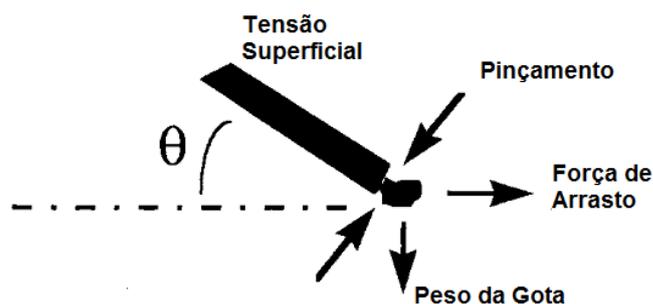


Figura 4: Efeito de Pinch ou pinçamento da gota fundida no arame do cátodo do processo ASP.

Já para o arame ânodo, com polaridade negativa, do processo ASP, a formação das gotas está atrelada à deformação do arame no sentido do gás de arraste e o esfolamento ou delaminação desse material em pequenos pedaços ou gotas, como descrevem Kelkar e Hiberlein (2002).

As partículas projetadas pelo jato de gás de arraste no processo ASP apresentam tamanhos muito similares aos dos pós atomizados para uso nos processos FS e APS de aspersão térmica, como relata Crawmer (2004c), que ainda relaciona as dimensões dessas gotículas como função dos parâmetros de ajuste do equipamento do processo ASP.

Crawmer (2004c) explica que no processo ASP, o tamanho das partículas diminui com a redução da corrente, aumento da tensão, aumento da pressão do ar ou redução do diâmetro dos arames. Variações dos parâmetros de deposição por motivos aleatórios – correntes de ar ou umidade, entre outros – influenciam severamente na projeção das gotículas. Salienta-se que essa variação de tamanho de gotículas é de grande importância para a morfologia final do revestimento aspergido.

O processo ASP apresenta limitações inerentes ao princípio de funcionamento, como a necessidade de que o material de deposição seja condutor elétrico, excluindo completamente a aspersão de não metálicos, a não ser que sejam aplicados arames tubulares preenchidos com o material não metálico. Mas, nesse caso, o revestimento apresentará em sua composição final os elementos de liga metal de confecção da fita ou tubo, pois esse é parte da liga aspergida.

Outro limitante, ainda, é a temperatura obtida no arco elétrico para a fusão do material aspergido, que é inferior à encontrada no processo APS. Com isso, a deposição de materiais cerâmicos, mesmo que em arames tubulares, não é viável pelo processo ASP, uma vez que os cerâmicos apresentam elevada temperatura de fusão, como relatado por Sampath e Herman (1996).

### 2.1.2 Jato de Partículas

As partículas aspergidas pelo processo ASP apresentam caracteristicamente um jato denso de gotículas, como mostrado na Figura 5, que indica o processo ASP consumindo arame de aço carbono. Esse jato denso ocorre em virtude de a fonte de calor que funde o material aspergido ser o arco elétrico formado entre os arames confeccionados por esse mesmo material, que é consumido nesse arco elétrico, como explica Crawmer (2004c); diferentemente de outros processos onde a fonte de calor é independente do material aspergido, como nos processos HVOF, FS, APS e outros, e a densidade do jato de partículas pode ser alterado pelas configurações da alimentação do material aspergido.

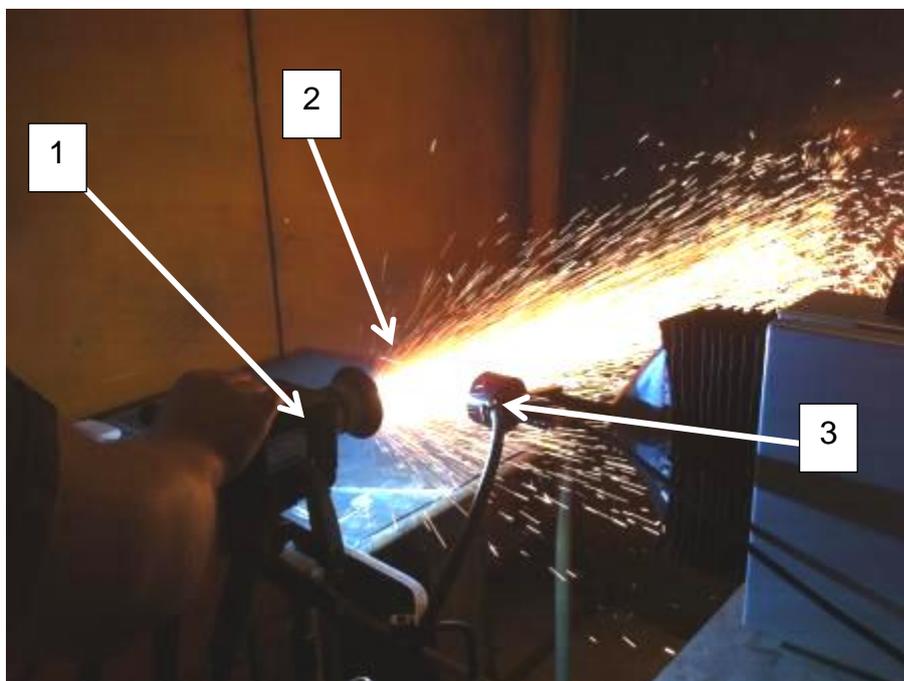


Figura 5: Jato e partículas em processo ASP durante as medições com equipamento Tecnar DPV Evolution® no LABATS. 1-pistola, 2-jato de partículas e 3-capturador do equipamento.

Como distinta característica de procedimento de operação, pode-se citar que nos processos HVOF, FS ou APS, a fonte de calor é iniciada e regulada para a temperatura ou características desejadas e depois disso o material de aspersão é inserido nessa fonte de calor, seja na forma de pó, seja na forma de arame, como indica Crawmer (2004c). Já no processo ASP, ao iniciar o arco elétrico, as partículas são projetadas, pois desse material de adição depende a continuidade e manutenção da fonte de calor, como já explicitado.

Esse jato de partículas nos processos de aspersão térmica apresenta um centro com maior densidade de partículas projetadas e progressiva redução dessa densidade no sentido da periferia radial do jato, como mostrado por Vardelle, Vardelle e Fauchais (1993), que relatam que além da densidade de partículas é nessa região central que se encontram os maiores valores de temperatura e velocidade de partículas.

Dependendo das configurações geométricas da pistola de aspersão e dos parâmetros de deposição, a trajetória do jato pode ser perfeitamente retilínea da pistola para o substrato, como pode apresentar outras configurações, tendendo para um lado ou outro, como relatam Shinoda *et al.* (2008), que fizeram experimentos de mapeamento do jato de partículas projetadas pelo processo APS.

Planche, Liao e Coddet (2004) propõem modelos matemáticos que correlacionem diferentes fatores, tais como geometria de bocal de pistola e natureza de gás de arraste, à tendência de deslocamento do jato de partículas de seu eixo teoricamente retilíneo para o processo ASP. Já Kelkar e Hiberlein (2002) relatam diferenças de velocidades no bocal da pistola desse processo de aspersão entre as regiões próximas dos arames fundentes cátodo e ânodo, com maior velocidade do gás entorno do primeiro, o que gera um fluxo turbulento de gás de arraste.

Fatores externos ao processo podem influenciar essa trajetória das partículas, como correntes de vento ou campos magnéticos e, dependendo da distância do substrato, a ação da aceleração da gravidade, sendo que Li e Christofides (2006) atrelam a suscetibilidade a mudanças, devido a fatores externos, às partículas de menores tamanhos, indicando a possibilidade de que partículas muito pequenas nem venham a colidir no substrato pela própria turbulência do gás de arraste próximo à superfície do substrato.

## 2.2 MORFOLOGIA DE REVESTIMENTOS ASPERGIDOS

A camada aspergida pode ser entendida ao observar a Figura 6, evidenciando os componentes de revestimentos obtidos por aspersão térmica, pelos diversos processos de deposição: lamelas; salpicos ou inclusões; poros ou vazios e óxidos. Alguns processos apresentem maior densidade, com menor surgimento de poros e óxidos, enquanto outros processos apresentam como característica maior quantidade de vazios (TUCKER Jr., 1994). Uma microestrutura típica de revestimento depositado por ASP pode ser observada na Figura 7, sendo esta de uma liga de aço inoxidável com Co, comercialmente denominada Durum AS895HY®, depositada em substrato de aço carbono e observada em microscópio ótico (MO) (PUKASIEWICZ *et al*, 2006).

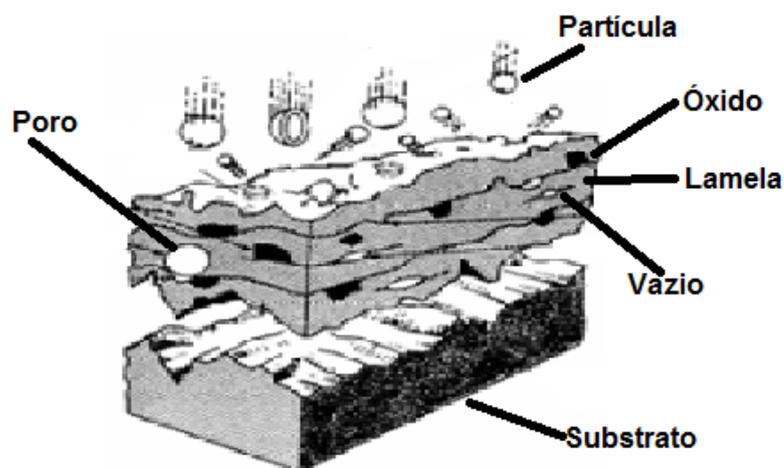


Figura 6: Característica do revestimento metálico aspergido (adaptado de SUCHARSKI, 2012).

Essa morfologia dos revestimentos aspergidos apresenta, segundo Newbery e Grant (2006), uma limitação na aplicação dos componentes sujeitos a ciclos térmicos, pois os diferentes materiais e constituintes que formam o revestimento têm diferentes coeficientes de expansão, que resultam em distintos valores de dilatação térmica e isso pode resultar em falhas nessa aplicação de revestimentos. Deshpande, Sampath e Zhang (2006) fizeram essa afirmação especificando os óxidos incrustados no revestimento.

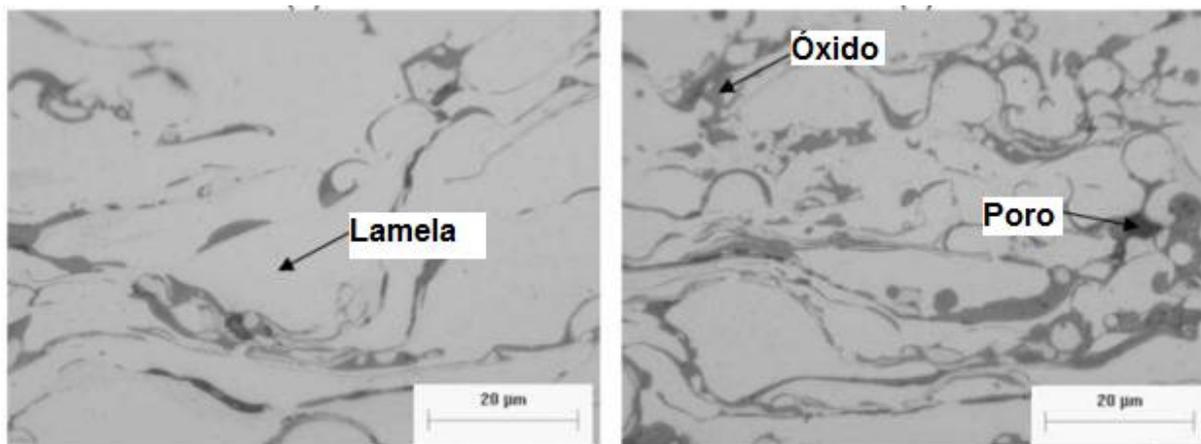


Figura 7: Morfologia característica de revestimento metálico depositado por ASP (PUKASIEWICZ *et al*, 2006).

### 2.2.1 Lamelas

O componente lamela do revestimento aspergido é oriundo da deformação plástica e do resfriamento ocorridos no impacto das partículas fundidas ou semi-fundidas sobre o substrato, sendo que essas lamelas mantêm-se aderidas ao substrato ou coesas entre si por ação de forças de origem mecânica, química ou de origem física, como ressaltado por Paredes, Amico e d'Oliveira (2006).

Nas interações químicas entre as lamelas e o substrato ou entre as lamelas entre si, podem ocorrer forças de Van der Waals, que são caracteristicamente fracas e surgem quando a distância entre os materiais em contato é na ordem atômica – cerca de 5 nm. Caso haja impureza de qualquer ordem na superfície a ser revestida essa distância nanométrica se torna impraticável e por isso as forças de Van der Waals inexistem. Em revestimentos aspergidos, essa interação entre as lamelas é menos evidente, uma vez que a morfologia da camada tem poros e óxidos inclusos entre as lamelas metálicas.

Metalurgicamente, pode haver a difusão de elementos de liga do substrato para as lamelas ou vice-e-versa e, ainda, a difusão de elementos químicos entre as lamelas do próprio revestimento. Salientando que, conforme citado por Arai (1994), difusão é a movimentação de átomos para a rede cristalina de outro material e essa está atrelada à temperatura em que esses materiais estão expostos. Quanto maior a temperatura, maior a ativação da difusão. Desse modo, a difusão pode ocorrer durante a deposição do revestimento, pois as partículas permanecem aquecidas

depois de aderidas ao substrato ou a outras lamelas previamente depositadas. Mas, pode ocorrer também na exposição do revestimento e do componente mecânico revestido a elevadas temperaturas do ambiente – definindo elevada temperatura para difusão como uma propriedade de cada material. Além de ser possível a técnica de expor os revestimentos aspergidos a tratamentos térmicos posteriores, com intuito de alterar a microestrutura da fase metálica da camada ou de promover a difusão atômica.

No Laboratório de Aspersão Térmica (LABATS), da Universidade Federal do Paraná (UFPR), diversas linhas de pesquisa têm averiguado reações de interação entre os materiais de confecção das lamelas na fonte de calor e na região de transferência do material fundido. Sendo tais observações notadas ao realizar deposições com pós distintos, como as feitas por Trevisani (2012), Mariano (2008) e Regis Jr. (2011), pelo processo FS e com arames de diferentes composições pelo processo ASP.

### 2.2.2 Óxidos

As partículas oxidadas, ou mesmo óxidos formados, e mantidas na camada aspergida têm sua avaliação e estudos destacados como de suma importância, uma vez que interferem severamente no desempenho do revestimento depositado, como relatam Deshpande, Sampath e Zhang (2006), Sobolev e Guilemany (1998) e Rodriguez *et al.* (2007).

O surgimento de óxidos incrustados no revestimento aspergido é proveniente da reação do material aquecido ou líquido com o oxigênio (O) da atmosfera, durante a fusão na pistola, durante o trajeto entre a pistola e o substrato ou durante o processo de solidificação das lamelas sobre o substrato, como esclarecem Newbery e Grant (2006) e Fauchais, Vardelle e Dussoubs (2001). Esses autores relatam que processos a combustão (FS ou HVOF) ou o processo ASP, que usa ar comprimido como gás de arraste, expõem o material fundido a excesso de comburente ou gases oxidantes, favorecendo a formação dos óxidos no trajeto, enquanto o processo APS reduz essa oxidação por usar gases inertes como fluido de arraste. Esse tipo de oxidação forma veios de óxido distribuídos entre as lamelas do revestimento, como o esquema indicado na Figura 8 (a). Mas há a possibilidade de surgirem óxidos

internos à lamela pela difusão do oxigênio para o metal em processo de solidificação e resfriamento, como no resultado indicado esquematicamente na Figura 8 (b).

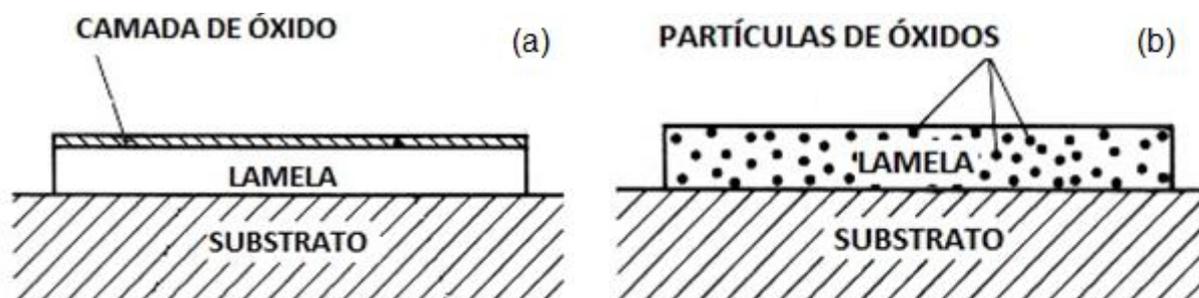


Figura 8: Desenho esquemático da posição de óxidos no revestimento. (a) formando uma camada na superfície da lamela e (b) interno à lamela (adaptado de NEWBERY; GRANT, 2006).

Tais óxidos podem elevar a resistência ao desgaste e a dureza do revestimento, mas, também, podem fragilizar e comprometer o ancoramento do material ou a coesão entre as lamelas do revestimento, quando em quantidade excessiva, como relatado por Davis (2004a) e Deshpande, Sampath e Zhang (2006). Grasmé (1990) APUD Rodriguez (2003) relata que a resistência à corrosão marinha de revestimentos de Al é incrementada com teores de óxidos entre 2,5% e 3,0% do volume do revestimento, sem redução da aderência dessa camada ao substrato. Informação essa reforçada por Rodriguez *et al.* (2007).

De acordo com Rodriguez (2003) e Rodriguez *et al.* (2007), o principal mecanismo de oxidação localiza-se na fonte de calor, para o processo ASP, destacando um quarto mecanismo de oxidação, complementando o que Newbery e Grant (2006) e Fauchais, Vardelle e Dussoubs (2001) relatam, que a oxidação ocorre na fusão, no trajeto ou na solidificação do material aspergido.

Para o processo ASP, Newbery e Grant (2006) relatam o uso de gás de arraste inerte, argônio (Ar) ou nitrogênio (N<sub>2</sub>), por exemplo; ou a proteção do *spray* de partículas fundidas com gás inerte, como técnicas de redução do teor de óxidos do revestimento aspergido, caso isso seja desejado. Processos de aspersão em atmosfera inerte ou em vácuo não apresentam oxidação em virtude da inexistência de O<sub>2</sub> na atmosfera ou presente no gás de arraste do pó alimentado para aspersão,

destacando com essa característica o processo *Low Pressure Plasma Spray* (LPPS) ou mesmo o *Vacuum Plasma Spray* (VPS). Processos esses, explicados por Pawlowski (2008) e citados por Sampath e Herman (1996) para a aplicação de revestimentos cerâmicos para formação de TBC em componentes de turbinas a gás expostos a altas temperaturas.

### 2.2.3 Poros

Outra característica de revestimentos aspergidos é a porosidade, que é influenciada pelos parâmetros de deposição, bem como do processo de aspersão em si, sendo essa tipicamente inferior a 5% em volume para o processo ASP, e quantias na ordem de 1% em volume para o processo HVOF (PAWLOWSKI, 2008). A presença de certa quantidade de poros é benéfica para incremento do isolamento térmico em camadas TBC, depositadas pelo processo APS em componentes expostos a elevadas temperaturas, tais como componentes de turbinas a gás, como registrado por Aygun (2008). Já, Alves, da Silva e da Silva (2010) e da Silva (2006) relatam a importância de garantir poros comunicantes no revestimento de prótese para implantes médicos, pois permeabilidade de fluídos corporais no material inserido no corpo eleva a biocompatibilidade, a osseointegração e reduz a rejeição do implante pelo corpo, como também relata Vaz (2007).

Em revestimentos resistentes à corrosão, poros interconectados podem agir como caminhos favoráveis para a passagem de fluídos do ambiente até o encontro do substrato, reduzindo a efetividade da camada aspergida protetora. Mas revestimentos porosos de componentes que tenham movimentos relativos – mancais e eixos, por exemplo – podem ser impregnados com lubrificantes para aumentar a vida útil dessas peças, como mostrado por Davis (2004b), desde que a porosidade não reduza aderência da camada.

### 2.2.4 Salpicos

Partículas fundidas, que se solidificam no percurso entre a pistola ou fonte de calor e o substrato, ou mesmo partículas que não são fundidas na fonte de calor por ter elevado ponto de fusão ou parâmetros inadequados do processo de aspersão térmica, podem colidir no substrato e rebater ou fragmentar-se, sendo expulsas da camada, ou o revestimento pode aprisioná-las entre as lamelas, surgindo os

denominados salpicos. Esse componente do revestimento pode ser minimizado com parâmetros adequados de regulação do equipamento de aspersão térmica e procedimento de deposição condizente. Essa redução é desejável, uma vez que a presença excessiva de salpicos reduz a efetividade do revestimento, como ponderam Gedzevicius e Valiulis (2006).

### 2.3 MECANISMO DE FORMAÇÃO DAS LAMELAS

Safari e Herman (1977) propuseram, simplificada, que na aspersão térmica a gota do metal líquido se projeta como uma esfera e se espalha na superfície do substrato na forma de um disco, deformando-se nas extremidades mais que no centro, como retratado na Figura 9, com a lamela como um disco perfeitamente circular; entretanto, esse formato é largamente variável e sensível aos parâmetros de deposição, de preparação da superfície e de pré-aquecimento do substrato, além da composição química da liga que está sendo depositada e suas propriedades de ponto de fusão e tensão superficial, entre outras variantes.

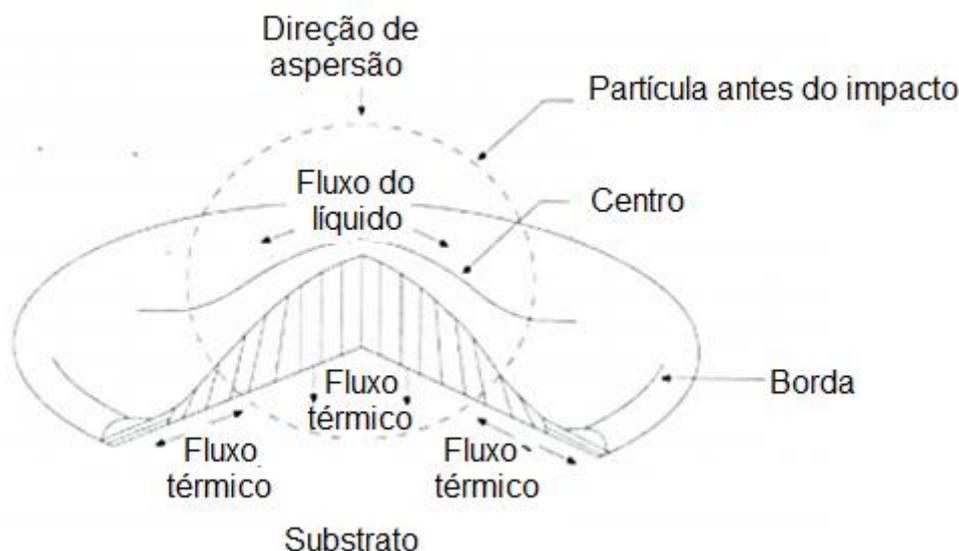


Figura 9: Modelo esquemático de solidificação de lamelas (adaptado de SAMPATH; HERMAN, 1996).

Na Figura 9, há a indicação de direções e sentidos de fluxo de calor, relatados por Riggs (2004) e Sampath e Herman (1996), que remetem a velocidades diferentes de resfriamento da região central da lamela e de suas extremidades ou

bordas, sendo essa indicação vertical de troca de calor ou fluxo térmico referente ao estudo de Fukumoto e Huang (1999), que indicam a extremamente rápida solidificação da porção inferior da lamela, ao estudar a deposição de níquel (Ni) em substrato de diferentes materiais pelo processo APS.

Isso pode acarretar em distintas microestruturas na mesma lamela, se o material for suscetível a tratamentos térmicos e a gota for de tamanho significativo para grande diferença de taxa de resfriamento. Sampath e Herman (1996) citam que, mesmo com pré-aquecimento elevado do substrato, na ordem de 900°C, há rápida taxa de resfriamento, próximas de taxas aplicadas a tratamento térmico de têmpera em aços, na ordem de  $10^7$  K/s, como mensuram Moreau, Cielo e Lamontagne (1992), para a deposição de Nb e Mo pelo processo APS em substrato condutor térmico. Isso é explicado pelo fato de o gás de transferência ser um fluxo gasoso a elevada temperatura e no momento que atinge o substrato transfere calor de forma muito rápida para esse (PAREDES; AMICO; d'OLIVEIRA, 2006).

### 2.3.1 Geometria das Lamelas

Sobolev e Guilemany (1999) relatam que a gotícula de material projetado por aspensão térmica tem o espalhamento sobre a superfície do substrato, que ocorre de maneira sistemática, com tendência à formação de discos circulares – panquecas – ou geometria irregular com material bastante espalhado na superfície – *splats*. Na Figura 10 é retratado um registro de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de resultado dos experimentos de Dhiman *et al.* (2007) e mostra essa distinção entre os formatos das lamelas de Al depositado sobre AISI 304 polido com distintas temperaturas de pré-aquecimento: 25°C (Figura 10 (a)) e 190°C (Figura 10 (b)).

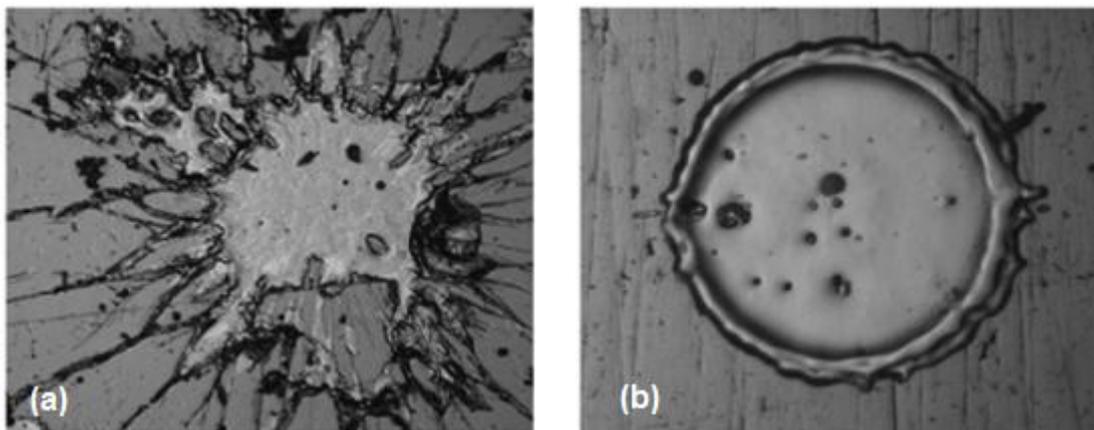


Figura 10: Diferentes formatos das lamelas, em função da temperatura de pré-aquecimento do substrato. Pré-aquecimento de (a) 25°C, com formato irregular, e (b) 190°C, com formato de discos (adaptado de DHIMAN *et al*, 2007).

Fukumoto e Huang (1999) explicam que a maneira como se dá esse espalhamento está atrelada à troca de calor entre o substrato e o material aspergido. Se o material do substrato trocar rapidamente calor com a gota, há rápida solidificação da gotícula e os braços projetados, vistos na Figura 10 (a), enrijecem-se. Enquanto que, se a solidificação desse material for mais lenta, os braços espalham-se menos e retraem com menor espalhamento do material aspergido solidificado, havendo situações em que esses braços inexistem.

O contato da gotícula com o substrato inicia diversas frentes de solidificação e cada nucleação é um grão do material cristalino que se forma nessa lamela. Jiang, Sampath e Herman (2001) indicam que a solidificação tem começo na borda da lamela e indicam isso com a avaliação do formato dos grãos nucleados na borda e no centro de lamelas de Mo deslocadas de substrato de vidro.

Esquemáticamente, na Figura 11 é mostrada a sequência de nucleação de grãos em lamelas, durante a solidificação, e o formato esperado para esses grãos. Inicia-se a nucleação na porção mais externa da lamela, com crescimento no sentido radial do disco formado pelo material fundido em processo de solidificação – Figura 11 (a) – e, enquanto essas dendritas se propagam, surgem mais núcleos de solidificação no centro da lamela – Figura 11 (b) –, que também se propagam – Figura 11 (c) – até a completa formação dos grãos do material.

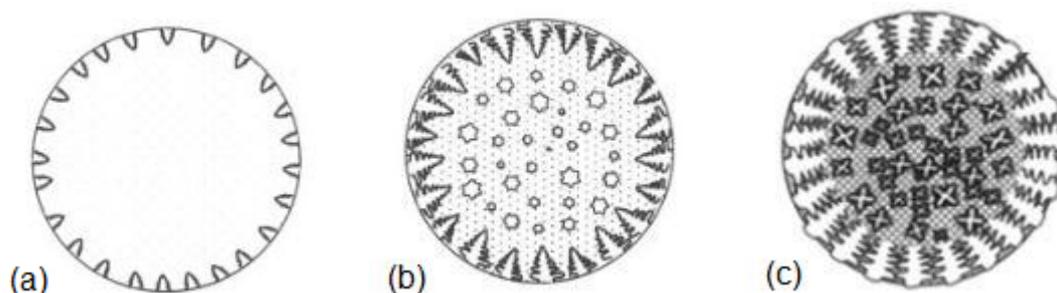


Figura 11: Sequência de solidificação e crescimento de grãos em lamelas. (a) nucleação das dendritas radiais, (b) crescimento das dendritas radiais e nucleação das dendritas centrais e (c) crescimento dendrítico (adaptado de JIANG; SAMPATH; HERMAN, 2001).

Avaliando essa sequência de formação dos grãos do material que dá origem à lamela é indubitável que fases de baixo ponto de fusão ou segregações sejam encontradas nos contornos de grão mais centrais da lamela, que pode resultar em heterogeneidade na lamela, dependendo da concentração e da fração de fases de baixo ponto de fusão. Essas segregações são identificadas nos experimentos de Fukumoto *et al.* (2005) ao visualizar lamelas de Ni depositadas pelo processo APS em substrato com baixa temperatura de pré-aquecimento, Figura 12.

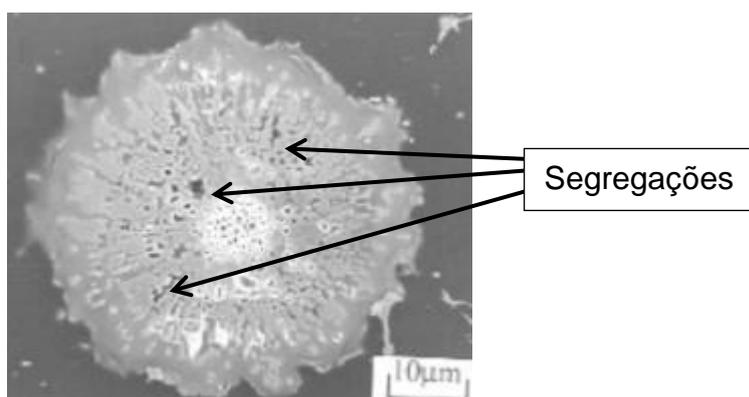


Figura 12: MEV de segregações em contornos de grão de lamela de Ni depositada por APS (adaptado de FUKUMOTO *et al.*, 2005).

A seção transversal de uma lamela é caracterizada por maior espessura na porção mais externa da panqueca, formando um anel elevado, com um vale na porção mais central, como interpretado da Figura 10 (b). Goutier *et al.* (2010)

chamam essa geometria de coroa, fazendo analogia com o adorno usado por realezas e majestades. Esses autores relatam a sequência de fenômenos que ocorrem para a formação da lamela e como essa coroa surge, culminando no que é indicado na Figura 14, relacionada à condição de pré-aquecimento do substrato.

Há, ainda, a afirmação por parte de Planche, Liao e Coddet (2004) de que esse fenômeno é recorrente em gotas maiores e menos sensível em gotas menores do material aspergido. Goutier *et al.* (2010) explicam que a viscosidade baixa no momento do impacto permite que forme a coroa e o aumento dessa propriedade com a solidificação impede o retorno do material dessa região da coroa para o centro da lamela.

### 2.3.2 Influência do Substrato na Formação das Lamelas

#### 2.3.2.1 *Material do Substrato*

A aspersão térmica pode ser efetuada revestindo os mais diversos materiais, metálicos ou não. Há relatos de revestimentos aspergidos sobre polímeros, feitos por Guanhong *et al.* (2011), que revestiram compósitos de matriz polimérica com alumina ( $Al_2O_3$ ) pelo processo APS, para incrementar as propriedades mecânicas desse substrato. Lupoi e O'Neill (2007) avaliaram a viabilidade de deposição pelo processo CS de distintos metais (Cu, Al e Sn) sobre diferentes substratos (poliamida, polipropileno, poliestireno e fibra de vidro). Deposições sobre vidro foram feitas por Jiang, Sampath e Herman (2001), que aspergiram, pelo processo APS, Mo sobre vidro e avaliaram a morfologia desse revestimento. Deposições sobre concreto foram feitas por Cramer *et al.* (1998), que revestiram parcialmente uma ponte de concreto com Ti pelo processo ASP, para proteção catódica do concreto armado dessa estrutura. Deposições sobre metais foram realizadas por Pukasiewicz (2008) e Terres (2006), que estudaram revestimentos de turbinas hidráulicas de aço carbono com deposição de ligas ferrosas pelo processo ASP e Sucharski (2012), que avaliou revestimentos cerâmicos aspergidos por APS em substrato de aço.

Uma propriedade do material de confecção do substrato, que remete a efeitos colaterais na formação das lamelas do material aspergido, é a condutibilidade térmica, como explicam Fukumoto e Huang (1999), que procederam com deposição de Ni pelo processo APS em diferentes substratos polidos: aço inoxidável AISI 304,

aço médio carbono, Ti, Al e vidro. Esse experimento avaliou o efeito dos distintos valores de condutividade térmica desses materiais na geometria da lamela formada, resultando numa característica de formação de lamelas circulares em temperaturas de pré-aquecimento menores para substratos menos condutores. Essa propriedade do material também impacta na manutenção dessa temperatura, pois o corpo tende a esfriar mais rapidamente, se a condutibilidade for elevada, e pode acarretar em distintas condições de deposição para as diferentes lamelas do revestimento.

Jiang, Sampath e Herman (2001) relatam que a elevada condutibilidade do aço, quando comparado com o vidro, faz com que a lamela seja mais espessa, pois a solidificação se dá mais rapidamente, diminuindo o tempo que a gota teria para se espalhar sobre a superfície do substrato. Esses autores indicam, ainda, que a quantidade de grãos nucleados na solidificação da lamela do material durante sua solidificação, quando a aspersão se dá num substrato menos condutor, é menor que noutra condição de deposição.

#### 2.3.2.2 *Pré-Aquecimento do Substrato*

O parâmetro de pré-aquecimento do substrato influi significativamente no formato da lamela, como retratado por Dhiman *et al.* (2007), que indica a tendência à formação de uma panqueca circular ou com forma de disco, como a descrita por Sampath e Herman (1996), com a elevação da temperatura do substrato. Shiraz e Chandra (2000) procederam com trabalhos semelhantes, mas fotografando as diversas etapas de impacto e solidificação das gotas em substrato com diferentes temperaturas.

O pré-aquecimento do substrato corrobora com a aderência do revestimento ao substrato; tanto que Planche, Liao e Coddet (2004) encontraram grandes dificuldades em analisar a morfologia de panquecas de material metálico aspergido sobre substrato metálico polido a temperatura ambiente; e, para conseguir estudar as panquecas aderidas, tiveram que alterar a metodologia dos estudos, inserindo pré-aquecimento com chama, na ordem de 300°C, visto que na condição inicial as lamelas se deslocavam do substrato e não se mantinham aderidas para as devidas análises em microscopia, fato esse que foi diminuído com o aumento da temperatura do substrato.

Fenômeno esse, de pouca formação de lamelas aderidas, visualizado por Goutier, Vanderlle e Fauchais (2012) ao filmar o impacto de gotículas de alumina depositadas por APS em substrato de AISI 304 polido. Em temperatura ambiente, há grande rejeição e espalhamento do material depositado, com material projetado para longe do centro do impacto e solidificado em braços sem contato com esse centro da lamela; já com pré-aquecimento de 200°C nenhuma rejeição da gotícula foi vista e lamelas circulares foram obtidas, como indicado na Figura 13.

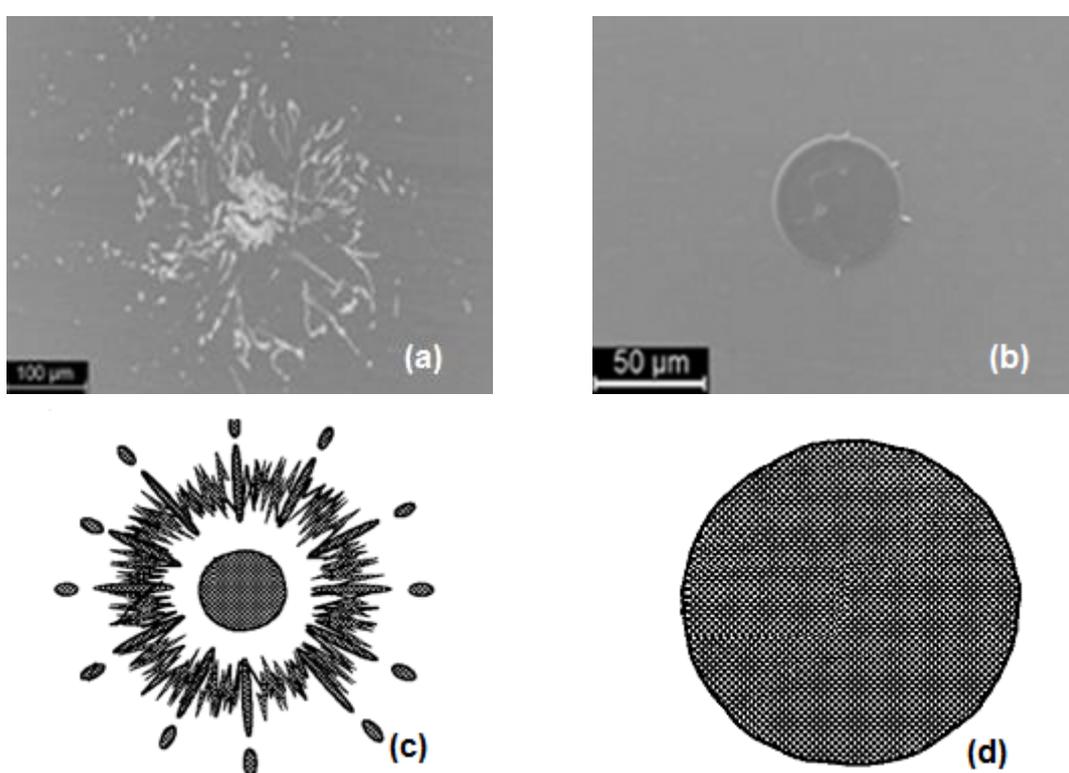


Figura 13: Lamelas com diferentes características em função da variação do pré-aquecimento do substrato. Substrato a (a) temperatura ambiente, com grande espalhamento do material projetado, e (b) pré-aquecido a 200°C, com lamela circular (GOUTIER; VANDERLLE; FAUCHAIS, 2012). (c) esquema de lamela irregular ou *splat* e (d) esquema de lamela perfeitamente circular ou *panqueca*.

Goutier, Vanderlle e Fauchais (2012) expõem também que o material de confecção do substrato apresenta influência no espalhamento da lamela, uma vez que foram avaliados parâmetros de pré-aquecimento e rugosidade idênticos em dois substratos distintos para a deposição de alumina e o resultado não foi idêntico. Assim, como explicitam Fukumoto *et al.* (2005) ao depositar alumina pelo processo

APS em substratos de AISI 304 e de Au pré-aquecidos a 370 K, sendo que, no primeiro obtiveram-se lamelas na forma de discos e no segundo não. Mas, quando o pré-aquecimento foi de 430 K, panquecas foram vistas nas deposições em ambos os substratos.

A maior temperatura do substrato eleva a molhabilidade das gotículas sobre a superfície revestida, segundo Paredes, Amico e d'Oliveira (2006), que vinculam a pior condição à rápida troca de calor entre a gotícula quente e o grande volume do substrato frio, com rápida solidificação desse material, sem tempo para espalhar-se sobre a superfície revestida.

Fukumoto e Huang (1999) propõem que há uma temperatura de transição ( $T_t$ ) correlacionada ao material de confecção do substrato, na qual a gota modifica a geometria da lamela de irregular para discos ou panquecas a partir da gota projetada. Esses autores relacionam essa diferença na  $T_t$  à reatividade do material; sendo a  $T_t$  maior, quanto maior essa propriedade do substrato. Dentre os materiais analisados por esses autores, Al apresentou maior  $T_t$  e tem o óxido mais estável, enquanto o Ti apresentou a menor  $T_t$  e é o menos reativo. Isso porque com menor reatividade do metal do substrato, menor a estabilidade do óxido formado em sua superfície e maior a molhabilidade do material líquido sobre essa, como explicam Nogi, Iwamoto e Ogino (1992) APUD Fukumoto e Huang (1999).

O modelo proposto para justificar a reduzida molhabilidade das lamelas em temperaturas abaixo da  $T_t$  é indicado na Figura 14. Fukumoto e Huang (1999) relatam a rápida solidificação da porção da gota que primeiramente contata o substrato, que impede a dispersão da gota, impondo concentração de poros ou óxidos aprisionados nessa região e o desprendimento de parte da porção ainda líquida da gota que mantém energia cinética proveniente do movimento de projeção da gota, formando braços com aspecto final denominado *splash*. O modelo da Figura 14 indica que os braços formados não são oriundos do retorno de parte do material líquido no sentido contrário ao do movimento inicial (uma explosão de líquido em processo de solidificação), mas sim de um escoamento tangente à superfície do substrato.

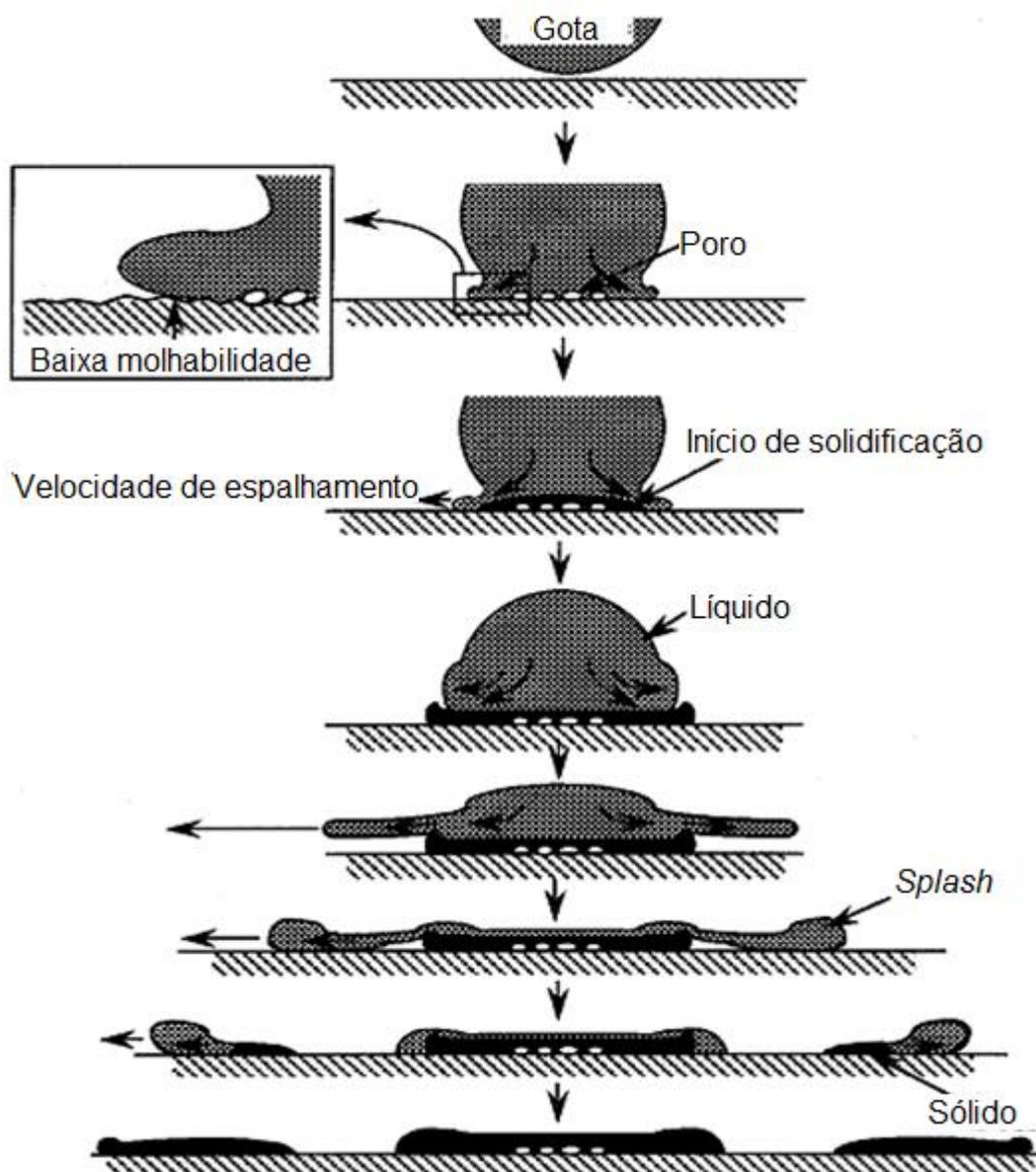


Figura 14: Modelo de espalhamento e formação de lamela em superfície com pré-aquecimento abaixo da temperatura de transição  $T_i$ , com formação de braços irregulares ou *splash* (adaptado de FUKUMOTO; HUANG, 1999).

Fukumoto *et al.* (2005) retratam graficamente na Figura 15, curvas características da relação entre a temperatura do substrato no momento do impacto das gotículas aspergidas e a proporção de panquecas e suas aderências. Dessas curvas, se interpreta que a relação entre temperatura do substrato, fração de panquecas ou lamelas em forma de disco e aderência das lamelas ao substrato não são proporcionais infinitamente, com um traçado de assíntota nos limites inferior e superior da curva de tensão de aderência das lamelas.

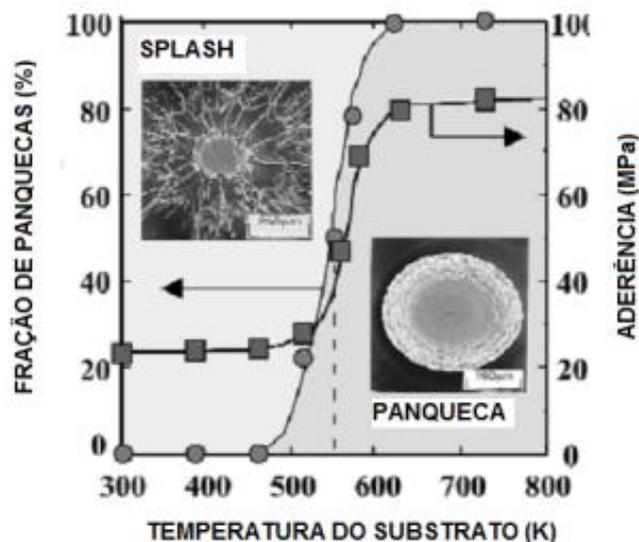


Figura 15: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento do substrato, a quantidade de panquecas ou lamelas em forma de disco e a aderência das lamelas ao substrato (adaptado de FUKUMOTO *et al*, 2005).

Na Figura 16 é retratada a condição de pré-aquecimento acima da  $T_t$ , com o material moldando a superfície, sem aprisionamento de poros entre o substrato e a lamela em processo de solidificação ou projeção de *splash*. Essa condição atrela à lamela ou panqueca e, conseqüentemente, ao revestimento depositado, maior aderência e resistência ao arrancamento, pois a interação mecânica entre esse e o substrato é maior que na condição em que a lamela molha menos o substrato (FUKUMOTO *et al*, 2005). Fato esse mensurado e justificado por Paredes, Amico e d'Oliveira (2006), ao avaliar a deposição de Al em substrato de AISI 1020 pelo processo FS.

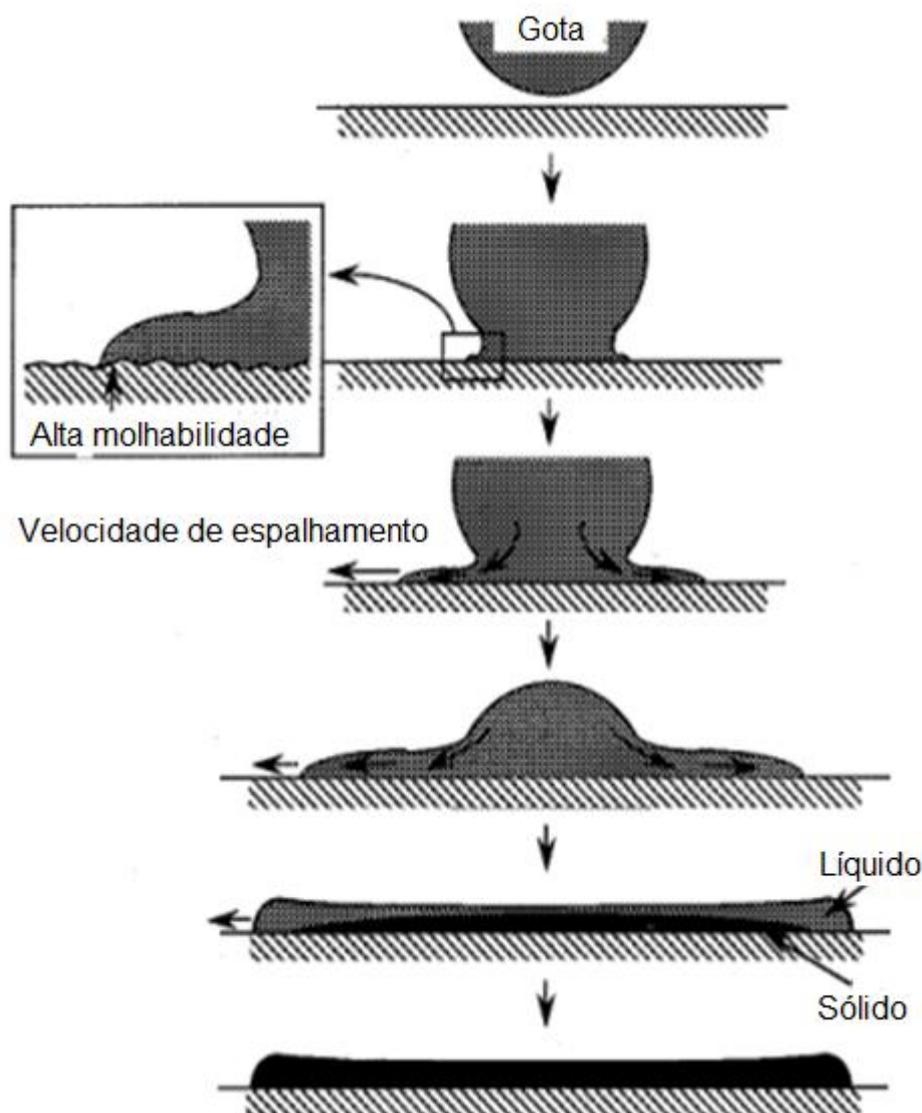


Figura 16: Modelo de espalhamento e formação de lamela em superfície com pré-aquecimento acima da temperatura de transição  $T_t$ , com formação de discos regulares ou panquecas (adaptado de FUKUMOTO; HUANG, 1999).

### 2.3.2.3 Pós-Aquecimento do Revestimento

Podem ser efetuados tratamentos posteriores à deposição dos revestimentos, como procedeu Pukasiewicz (2008), ao refundir os revestimentos metálicos aspergidos pelo processo ASP mediante soldagem PTA, ou como fez Capra (2005) em procedimento semelhante, mas depositando Al pelo processo FS e fazendo a refusão pelo processo a chama com uso de maçarico. Entretanto, tais experimentos alteraram drasticamente as características dos revestimentos da condição de aspergidos para refundidos, com diluição do substrato, inclusive.

Pukasiewicz (2008) relata que as mudanças de comportamento das ligas antes e depois do processo de refusão por PTA são tamanhas, que os resultados dos ensaios de resistência ao desgaste por cavitação ASTM G32 (ASTM, 2003) encontrados para as ligas por Fe-Mn-Cr-Si-Ni alteram o período de incubação de antes inexistente para mais de 8 h, após o citado pós-tratamento. Salientando que a cavitação é um fenômeno de desgaste, no qual há o surgimento e a implosão de microbolhas de vapor em fluídos quando sujeitos à variação de pressão, e período de incubação é o tempo em que o material é exposto à cavitação e não perde massa, resistindo ao desgaste. Vale ressaltar que, comparativamente, o aço inoxidável AISI 309 apresentou período de incubação de 2,2 h e o aço inoxidável martensítico AWS A5.9 ER410NiMo de 3,2 h, segundo Pukasiewicz (2008).

Olívio (2012) procedeu com tratamento térmico de revestimentos de ligas de Ni-Al depositadas por processo FS, resultando em redução de valores de porosidade em cerca de 30% para todas as ligas estudadas, em virtude do coalescimento entre as lamelas na temperatura de pós-aquecimento – 750°C e 850°C –, além do crescimento da fração de óxidos, que preencheram parcialmente os vazios dos poros; oxidação essa devida ao descontrole da atmosfera do forno utilizado. Além da densificação do revestimento, esse autor descreve a elevação da dureza da camada em cerca de 40%.

#### 2.3.2.4 *Condição Superficial do Substrato*

Como o ancoramento das lamelas à superfície é preponderantemente mecânico, como relatado por Balic *et al.* (2009), a preparação da superfície a ser revestida é de suma importância para que a aderência das lamelas e, conseqüentemente, da camada de revestimento, seja adequada. Shakeri e Chandra (2002) fotografaram as diversas etapas do impacto de gotas de metal fundido sobre substrato de aço inoxidável, com diferentes rugosidades, formando diferentes formatos de lamelas; atribuindo parcialmente à rugosidade a responsabilidade por lamelas circulares ou espalhadas.

Paredes, Amico e d'Oliveira (2006) avaliaram o efeito da variação da rugosidade, além do pré-aquecimento, na aderência da camada aspergida, ao depositar revestimentos de Al em substrato de AISI 1020 por diferentes processos de aspersão térmica – FS, HVOF e ASP.

Para o processo ASP, a rugosidade apresentou maior influência, sendo a aderência de 13,7 MPa para rugosidade  $R_y$  entre 70 e 80  $\mu\text{m}$  e 17,9 MPa para rugosidade  $R_y$  entre 50 e 60  $\mu\text{m}$ , quando realizadas deposições sem pré-aquecimento. Já a variação dos valores de aderência foi ainda mais significativa, quando pré-aquecidos os substratos a 120°C, variando de 18,5 MPa para 25,7 MPa, com os mesmos valores de rugosidade mostrados anteriormente.

Fukumoto e Huang (1999) relatam que o espalhamento da lamela ou a formação de discos é função da condição superficial do substrato, salientando como resultado da devida limpeza a maior molhabilidade e, conseqüentemente, melhor relação  $D/d$  (diâmetro da panqueca  $D$  e diâmetro da gota  $d$ ).

Quanto a essa limpeza da superfície do substrato, Paredes, Amico e d'Oliveira (2006) relatam a importância de obter um grau de limpeza Sa2.½ ou Sa3 – uma escala visual amparada na NBR 7348. Tal norma relata a obtenção desse grau de limpeza mediante jateamento abrasivo.

### 2.3.3 Influência do Material Depositado na Formação das Lamelas

#### 2.3.3.1 *Forma do Material Depositado*

O material a ser aspergido pode ser fornecido na forma de pó ou de arame na fonte de calor, dependendo do processo de aspersion em questão. Dentre essas formas, variam-se ainda as dimensões e o modo de obtenção de cada consumível. Os pós evidenciam-se para deposição pelos processos CS, FS, APS ou HVOF, enquanto os arames são aplicáveis para os processos ASP ou FS, principalmente.

##### 2.3.3.1.1 *Pós*

Os pós podem ser fornecidos em diferentes tamanhos e cada processo de aspersion térmica tem determinada limitação quanto a esses tamanhos. Pode-se, também, modificar a forma geométrica desse pó, que é resultante do processo de fabricação do mesmo. Sendo que essas características dos pós afetam as propriedades das gotículas projetadas e por conseqüência do revestimento obtido.

Calicchio (2009) apresenta os principais métodos para obtenção dos pós metálicos:

- Reações químicas e decomposição;
- Atomização de metais fundidos;
- Decomposição eletrolítica;
- Processamento mecânico de materiais sólidos.

Reações químicas são aplicáveis, geralmente, para obtenção de pós não metálicos, como evidenciam Kong *et al.* (2012) ao obter pó de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{AlOOH}$ , reagindo para isso diversos produtos, como sulfeto de alumínio hidratado ( $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ ), cloreto de alumínio ( $\text{AlCl}_3$ ), uréia ( $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$ ) e cloreto de sódio ( $\text{NaCl}$ ). Depois do procedimento de mistura, temperatura e tempo de descanso, as reações químicas originaram precipitados do pó desejado: a alumina, que apresentou formato esférico de tamanho médio  $0,4 \mu\text{m}$ .

Grant (1995) explica detalhadamente a obtenção de pós pelo processo de atomização. Nesse processo, o metal ou liga metálica é fundida e esse material líquido escoar, sendo impactado por jatos de gás, que espalham esse líquido em pequenas gotículas de composição química uniforme. Essas gotículas se solidificam e dão origem ao pó de composição química igual à do material previamente fundido. Usa-se, comumente, jatos de gás inerte, pois jatos de água ou de ar comprimido oxidam demasiadamente esse material em processo de solidificação. Na Figura 17 é indicada de modo esquemático essa técnica de obtenção de pós por atomização.

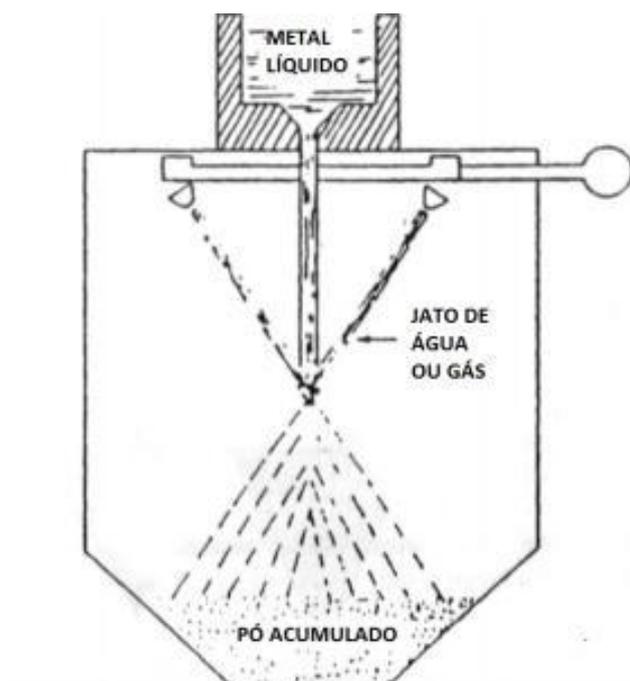


Figura 17: Esquema de atomização para obtenção de pós metálicos (adaptado de GRANT, 1995).

Materiais fundidos podem ser quebrados mecanicamente até a formação de pós, essa moagem dos fragmentos de metal ou outro material frágil qualquer que se deseje moer é, costumeiramente, feita em moinho de bolas, sendo essas bolas, esferas de material resistente ao desgaste, que ficam constantemente chocando-se com os fragmentos de material que formarão o pó, como explicado por Calicchio (2009). Sendo essa uma técnica para obter pós metálicos de elevada pureza, produzidos pela técnica de deposição eletrolítica, também; já que esse processo forma corpos porosos ou densos do material que será transformado em pó.

A técnica de fabricação dos pós é responsável pela forma geométrica do produto obtido, esférica ou irregular. A primeira é característica de pós atomizados ou produtos de reações químicas, dependendo do tipo de reação. Já o segundo é próprio de pós moídos, com arestas agudas e formas randômicas. Na Figura 18 são exemplificadas essas duas classes de pós, sendo a Figura 18 (a) referente a pó de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  esférico obtido mediante reações químicas por Kong *et al.* (2012) e a Figura 18 (b) pó de Nb, moído e fragmentado, analisado por Mariano (2008).

Berndt (2004a) apresenta, ainda, pós com aprisionamento de gases e porosos, com poros internos às partículas ou poros expostos à superfície do pó. Há

ainda outras geometrias apresentadas por Berndt (2004b), intermediárias aos extremos de esfericidade e irregularidade ilustrados e descritos, inclusive com sinterização de pós, na qual há pós de diferentes materiais, aglomerando-se e formando um novo material.

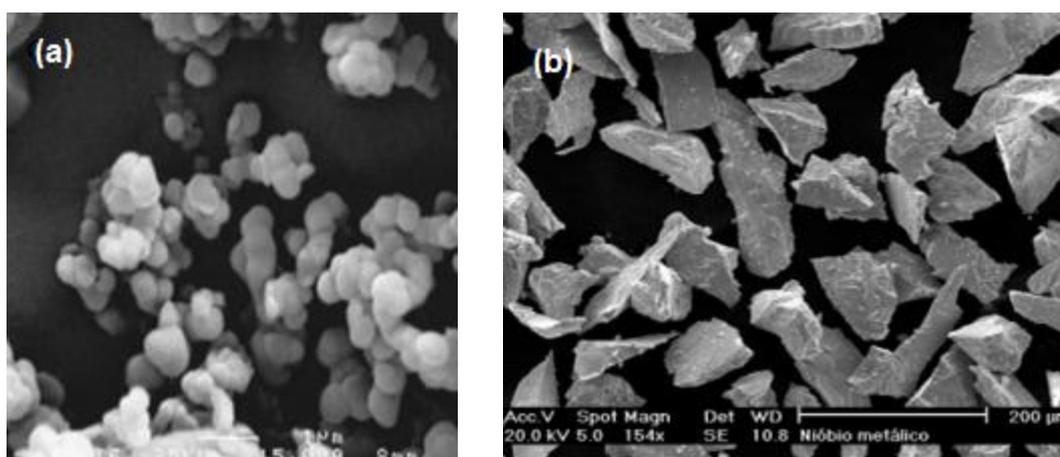


Figura 18: Geometria característica de pós. (a) esférica (KONG *et al*, 2012) e (b) irregular (MARIANO, 2008).

Independente do processo, o pó apresentará diversos tamanhos de partículas, que devem ser peneiradas para que se tenha uniformidade de granulometria das partículas a serem alimentadas no processo de aspersão térmica que as forem usar. Em caráter de demonstração, Fukumoto, Nishioka e Nishiyama (2002) usaram pós de Ni, Cu e Fe, atomizados entre 20 e 100  $\mu\text{m}$ , para o processo APS; já Jiang, Sampath e Herman (2001) depositaram Mo, atomizado entre 5 e 44  $\mu\text{m}$ , pelo mesmo processo.

Para a fabricação de ligas para deposição por aspersão térmica, é possível a realização de mistura mecânica de diferentes pós para ter um produto homogêneo, mas isso pode resultar em heterogeneidades no revestimento, que inexistem quando se faz a deposição com pós atomizados, pois todas as esferas desse pó têm a mesma composição química. Fato esse constatado por Freire e Buschinelli (2003), ao avaliar pós de semelhantes composições, mas obtidos por diferentes processos, para deposição pelo processo HVOF de revestimentos resistentes a desgaste em estruturas denominadas ponteiras de conexão de *risers*, que são estruturas de

perfuração ou completação de poços de petróleo submarinos, como explicam esses autores.

Freire e Buschinelli (2003) relatam que a aspensão com partículas maiores apresentaram porosidade maior no revestimento que o procedimento que utilizou pós de menor tamanho. Justificam esses autores que tal propriedade pode ser atrelada à dificuldade da chama em aquecer e fundir esse maior volume de material com os mesmos parâmetros de deposição.

### 2.3.3.1.2 Arames

Os arames para alimentação do processo ASP ou FS podem ser sólidos ou maciços ou podem ser tubulares e ter semelhante composição química, como analisado por Carvalho et al. (2010), mas apresentando distinta característica de deposição no processo de aspensão térmica. Exemplifica-se os aços inoxidáveis austeníticos AWS A5.9 ER309LSi – sólido – e AWS A5.22 E309LT-1 – tubular –, que são desenvolvidos para processo de soldagem MIG/MAG, ou aos aços carbono AWS A5.18 ER70S-6 – sólido – e AWS A5.20 E70T-1 – tubular – e suas semelhantes composições químicas indicadas na Tabela 1.

Tabela 1: Comparação entre composição química de semelhantes materiais de consumo, mas diferentes processos de obtenção: arame inox tubular E309L-T1 (AWS, 1993a), arame inox maciço E309LSi (AWS, 1995b), arame aço carbono tubular E71T-1 (AWS, 1995a) e arame aço carbono maciço ER70S-6 (AWS, 1993b). % em peso.

Material		Elemento de Liga								
		C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
Aço inoxidável	E309LT-1	0,04	22,00 25,00	12,00 14,00	0,50	0,50 2,50	1,00	0,04	0,03	0,50
	ER309LSi	0,03	23,00 25,00	12,00 14,00	0,75	1,00 2,50	0,65 1,00	0,03	0,03	0,75
Aço carbono	E71T-1	0,18				1,75	0,90	0,03	0,03	0,35
	ER70S-6	0,06 0,15				1,40 1,85	0,80 1,15	0,03	0,03	0,50

A obtenção dos arames tubulares é indicada quando necessária a fabricação de arames com composições químicas distintas das normatizadas e comercialmente consumidas, como procedeu Pukasiewicz (2008), ao desenvolver as ligas experimentais denominadas por ele como SMA, com composição química desenvolvida para aspensão térmica pelo processo ASP de revestimentos resistentes ao processo erosivo da cavitação.

Sucintamente, o processo de fabricação dos arames tubulares está indicado na Figura 19. Sendo a fita que forma o tubo confeccionada em material metálico condutor e conformável (aço carbono, aço inoxidável, alumínio, etc.) e o recheio o(s) pó(s) dos elementos de liga. Esses pós, ao se fundirem no arco elétrico do processo ASP, unir-se-ão ao material da fita fundida e formarão a liga desejada. No caso dos arames sólidos, os elementos de liga estão todos homogeneamente distribuídos na matriz metálica que foi trefilada para dar a forma de arame ao material.

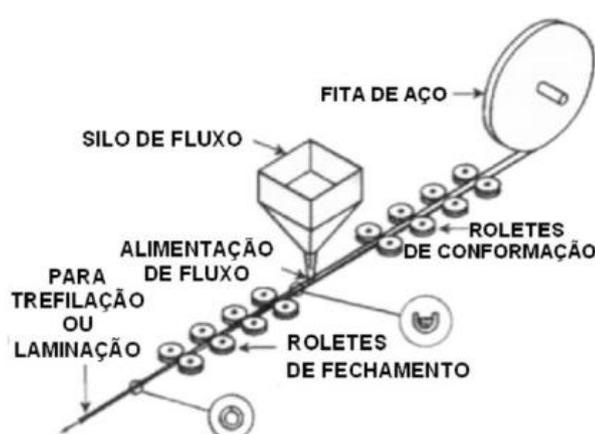


Figura 19: Processo esquemático de fabricação de arames tubulares (adaptado de FORTES, 2004).

A homogeneidade dos arames maciços é maior que nos arames tubulares e com isso o arco elétrico e o jato de partículas projetadas pelo processo ASP é, numa abordagem bastante generalizada, mais constante e estável do que quando se faz a deposição com o uso de arames tubulares. Mas a possibilidade de se obter diferentes composições químicas com a adição dos mais diferentes elementos de liga na forma de arame é maior quando se trata de arames tubulares, em virtude do próprio processo de obtenção desse tipo de arame.

#### 2.3.4 Influência das Propriedades das Partículas Durante o Trajeto no Formato das Lamelas

Matematicamente, há uma relação entre as propriedades das gotas: densidade ( $\rho$ ), velocidade de projeção ( $V$ ), diâmetro ( $d$ ) e tensão superficial do líquido em solidificação ( $\gamma$ ), que é denominada número de Weber ( $We$ ), indicado em

(1); com a qual Fukumoto e Huang (1999) relacionam a formação de *splashes* na lamela. Esses autores indicam que o rompimento do filme envolvente à gota e consequente espalhamento do material estão atrelados à  $T_t$ , pois ao se solidificar rapidamente, o material impede que a energia cinética do movimento da gota seja absorvida pela viscosidade crescente do líquido em processo de solidificação e, assim sendo, não há suficiente diminuição da velocidade do material projetado, que acaba por evadir os limites da panqueca.

$$We = \frac{\rho V^2 d}{\gamma} \quad (1)$$

Fukumoto, Nishioka e Nishiyama (2002) e Planche, Liao e Coddet (2004) exibem uma relação entre o diâmetro da gota projetada ( $d$ ) e o diâmetro da panqueca formada ( $D$ ), denominando-a fator de achatamento ( $D/d$ ) e Madejski (1976) APUD Fukumoto, Nishioka e Nishiyama (2002) relacionam esse modelo ao número de Reynolds ( $Re$ ) da partícula projetada, como indicado em (2). Sendo o número de Reynolds indicado em (3) e a densidade para aço fundido, com caráter de exemplificação, em (4). Planche, Liao e Coddet (2004) identificaram erro de apenas 6% entre os valores do número de Reynolds encontrados por esse modelo matemático e os valores coletados das gotas e inseridos no equacionamento.

$$D/d = 1,29 Re^{0,2} \quad (2)$$

$$Re = \frac{\rho V d}{\mu} \quad (3)$$

$$\rho = \frac{1000}{0,14236 + 12,67 \cdot 10^{-6} \cdot (T [^{\circ}C] - 1536)} \quad (4)$$

Um parâmetro denominado parâmetro de espalhamento ou *splashing* –  $K_p$  – é formulado por Fukumoto, Nishioka e Nishiyama (2002), como mostrado em (5).  $K_p$

pode assumir um chamado valor crítico  $Kp_c$ , sendo que a partir desse valor a lamela passa a ter geometria circular de panqueca e antes de atingi-lo há a projeção de braços e *splashes*.

$$Kp_c = We^{0,5} Re^{0,25} \quad (5)$$

Mas esses modelos matemáticos apenas consideram os parâmetros de deposição, mediante interpretação das características e propriedades das gotas projetadas, sem ponderar o supracitado pré-aquecimento da superfície a ser revestida, ou mesmo o estado de superfície, por exemplo. Assim Fukumoto, Nishioka e Matsubara (1999) introduziram uma nova variável ao modelo,  $a$ , que é a relação entre a velocidade de achatamento da lamela e a velocidade de impacto da gota nesse, com a qual se calcula  $Kp_f$  – parâmetro de espalhamento no achatamento – e é indicada em (6).

$$Kp_f = 0,5a^{1,25} Re^{-0,3} \quad (6)$$

Planche, Liao e Coddet (2004) variaram parâmetros de deposição para o processo de aspersão térmica ASP, modificando valores de corrente elétrica, vazão de gás de arraste e distância pistola-substrato, para avaliar a relação entre essas variáveis e as características das gotas projetadas e como isso influi nas lamelas aderidas ao substrato. Resultou dessas análises: o aumento da vazão do gás de arraste incrementou a velocidade das partículas e diminuiu o tamanho dessas; já a distância da pistola ao substrato não teve influência no tamanho das partículas, mas quanto mais distante a superfície do substrato da pistola, menor foi a velocidade e temperatura das gotas no impacto. A variação da corrente elétrica não apresentou significativa influência nas características das gotículas.

## 2.4 DINÂMICA DAS PARTÍCULAS ASPERGIDAS

Uma técnica de mensurar as propriedades das partículas aspergidas pelos mais distintos processos de aspersão térmica, é com o uso do equipamento Tecnar DPV Evolution®, sendo o princípio de funcionamento desse equipamento um sensor com dois canais, indicado na Figura 20 (a), e a passagem das partículas

incandescentes pelo ponto ou região varrida pelo sensor permite que o *software* do equipamento trace uma curva característica, exemplificada na Figura 20 (b), para essa passagem das partículas.



Figura 20: Princípio de funcionamento do equipamento Tecnar DPV Evolution®. (a) as janelas do sensor e (b) as curvas plotadas pela passagem das partículas pelas janelas do sensor.

A distância entre os canais do sensor é constante, indicada pelo valor  $s$ , e o tempo para a passagem é lido do gráfico traçado *time off light* (TOF). A disposição dos componentes desse equipamento é idêntica à do equipamento Tecnar DPV-2000®, avaliado por Mauer, Vaßen e Stöver (2007) e por Krauss *et al.* (2002) e mostrado na Figura 21.

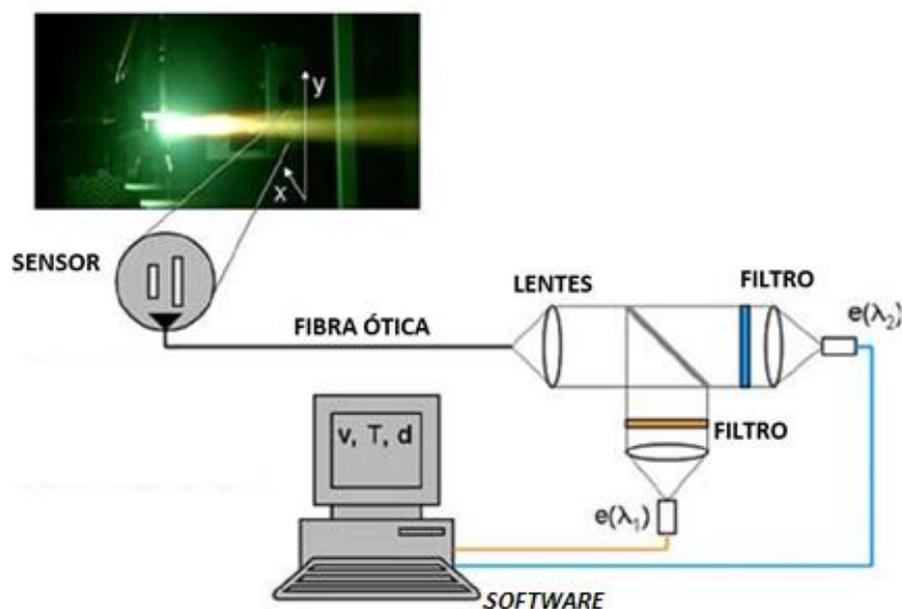


Figura 21: Esquema de montagem do equipamento Tecnar DPV Evolution® (adaptado de MAUER; VAßEN; STÖVER, 2007).

As lentes e o sensor ou máscara, como o fabricante denomina, são posicionados perpendicularmente ao eixo de projeção das partículas a uma distância aproximada de 90 mm do centro desse eixo, como indicado na Figura 21, com o sensor posicionado horizontalmente perpendicular ao jato de partículas durante o processo APS, depositando zircônia estabilizada com 8% de ítria, por Mauer, Vaßen e Stöver (2007).

O sensor pode ser mantido estático e coletadas as informações de uma pequena região, menor que  $1 \text{ mm}^3$  (MAUER; VAßEN; STÖVER, 2007), ou o sensor pode mover-se no plano normal ao jato de partículas. Com essa movimentação, o equipamento plota um mapa das propriedades das partículas em diversos pontos, devendo o operador limitar o tamanho e a quantidade de pontos que formam a matriz do plano a ser medida dentro desse quadrado; Mauer, Vaßen e Stöver (2007) aplicaram malha com 49 pontos em quadrado de  $12 \times 12 \text{ mm}$  em seus trabalhos. A distância do plano de varredura à pistola é critério do operador, também. Na Figura 22 é indicado, esquematicamente, um plano qualquer que o equipamento Tecnar DPV Evolution® utilizaria para efetuar o mapeamento das propriedades das partículas aspergidas.

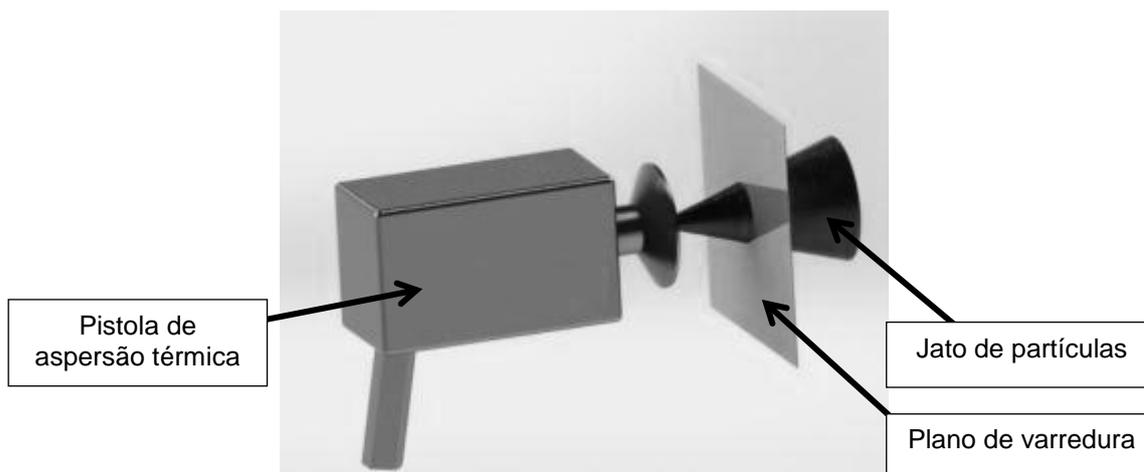


Figura 22: Configuração de plano de medição das propriedades das partículas aspergidas pelo equipamento Tecnar DPV Evolution®.

A relação entre o espaço percorrido pela partícula ( $s$ ) e o tempo (TOF) são relacionados à ampliação ótica resultante do uso de lentes no sensor e resulta na velocidade da partícula, como mostrado em (7). O fabricante garante erros máximos de 0,5% para essas medições, com valores mensurados entre 5 e 1.200 m/s.

$$V = \frac{s}{\text{TOF}} * \text{Ampliação das lentes} \quad (7)$$

Fundamentado na lei de radiação de Planck, a energia total de uma partícula esférica pode ser expressa por (8). Assumindo que os canais do sensor do equipamento são muito próximos, admite-se que não há queda de temperatura da partícula entre a passagem pelos canais do sensor, logo a emissividade dessa é constante ( $\varepsilon(\lambda_1) = \varepsilon(\lambda_2)$ ), faz-se a relação  $R$ , que é a razão entre as energias  $E(\lambda_1)$  e  $E(\lambda_2)$ , resultando em (9), que é numericamente igual à relação entre as áreas  $A_1$  e  $A_2$  obtidas abaixo das curvas características exemplificadas na Figura 20 (b). Aplicando logaritmo neperiano e resolvendo em função de temperatura, obtêm-se (10). O fabricante garante margem de erro de apenas 3% para essa técnica de medição de temperatura, com valores mensurados entre 1.000 e 4.000°C. Nesse modelo há a inserção da constante  $K_2$ , referente ao arranjo ótico inserido internamente ao sensor.

$$E(\lambda_i) = \frac{K\varepsilon(\lambda_i)D^2\lambda_i^{-5}}{e^{\frac{K_2}{\lambda_i T(K)}} - 1} \quad (8)$$

$$R = \frac{E(\lambda_1)}{E(\lambda_2)} = \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \frac{K_2 \left( \frac{1}{\lambda_2} - \frac{1}{\lambda_1} \right)}{e^{\frac{K_2}{T(K)}} - 1} = \frac{A_1}{A_2} \quad (9)$$

$$T(K) = \frac{K_2(\lambda_1 - \lambda_2)}{\lambda_1 \lambda_2} \left[ \frac{1}{\ln R + 5 \ln \left( \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right)} \right] \quad (10)$$

Com uso de (8), obtém-se a relação de diâmetro de partícula indicada em (11). Mas para a medição da dimensão da esfera ou partícula o *software* usa somente um canal do sensor, diferentemente do que era utilizado até então. Como algumas partículas não passam perfeitamente perpendiculares ao plano de medição desse canal, aplica-se um fator de correção, que é indicado em (12). O *software* aplica esse fator ao ler sinais de intensidades diferentes nos dois canais, mesmo que apenas um seja utilizado para medir o diâmetro, sendo essa correção referente à diferença de altura dos picos vista na Figura 20 (b), indicada no modelo por  $P_1$  e  $P_2$ . Com essa correção o diâmetro passa a ser mensurado por (13). O fabricante indica erros entre 7 e 15% para partículas de diâmetros entre 10 e 300  $\mu\text{m}$ .

$$D \propto \sqrt{\frac{E(\lambda_i)}{K_3 \varepsilon(\lambda_i)}} \quad (11)$$

$$E'(\lambda_i) = A_i \left[ 1 + \frac{(P_1 - P_2)}{2P_1} \right] \quad (12)$$

$$D = \sqrt{\frac{A_i \left[ 1 + \frac{(P_1 - P_2)}{2P_1} \right]}{K_3 \varepsilon(\lambda_i)}} \quad (13)$$

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 AVALIAÇÃO DAS LAMELAS

Corpos de prova confeccionados em vidro incolor, previamente limpo com acetona, foram alvejados por poucas gotículas de material aspergido pelo processo ASP. Esse substrato foi adotado para minimização do efeito da rugosidade ou preparação de superfície para o revestimento, indicando valor de rugosidade  $R_a$  igual a  $0,01 \pm 0,005 \mu\text{m}$  e  $R_y$  igual a  $0,10 \pm 0,010 \mu\text{m}$ , medidos em rugosímetro Mitutoyo SJ-201®. Para que não houvesse a movimentação da pistola e com isso uma componente de velocidade indesejada, manteve-se a pistola estática à distância de  $200 \pm 0,5 \text{ mm}$  do substrato de vidro, com o sentido de aplicação horizontal. Entre a pistola e o substrato foi inserido um anteparo com uma fenda, que era deslocado rapidamente, assim que se estabilizava a projeção ou jato de partículas. Na Figura 23 (a) é indicado esse dispositivo protegendo o substrato e, na Figura 23 (b), mostrando o substrato exposto ao jato de partículas.

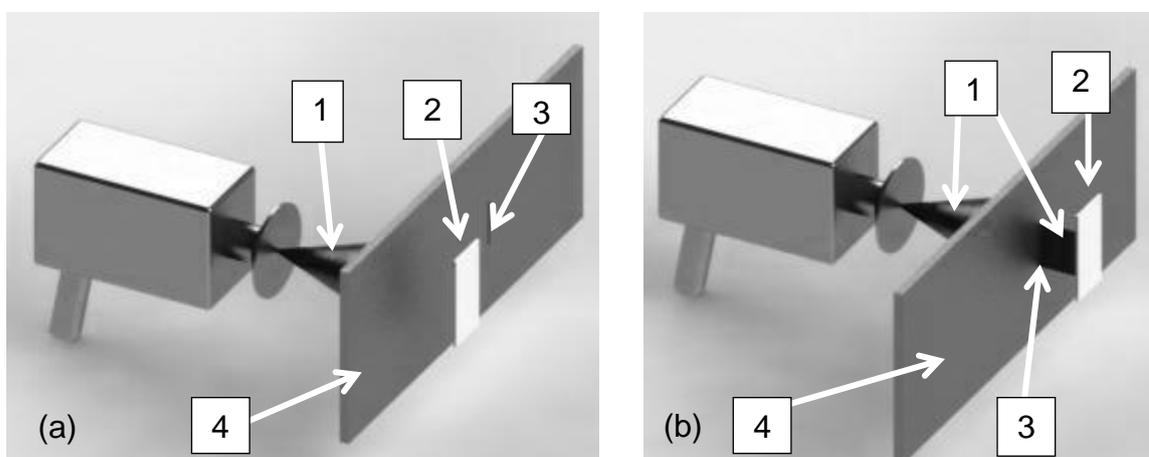


Figura 23: Dispositivo esquemático utilizado para controle da quantidade de partículas projetadas contra o substrato. (a) dispositivo protegendo o substrato e (b) expondo o substrato. (1) jato de aspersão; (2) corpo de prova; (3) orifício e (4) escudo.

Para a aspersão térmica utilizou-se a estrutura do LABATS da UFPR, com equipamento Sulzer Metco Value Arc 300E®, indicado na Figura 24, com pistola Sulzer Metco Electric Arc Gun LCAG®. Os parâmetros de deposição constam na

Tabela 2, sendo oriundos dos experimentos de Pukasiewicz (2008) e invariáveis para os diversos materiais avaliados. O gás de arraste adotado foi ar comprimido, com a inserção de secador de ar Compair CRD0060® entre o vaso de pressão ou acumulador e o equipamento de aspersão, atendendo à norma MIL-STD-2138A (MIL, 1992), que exige tal tipo de equipamento.



Figura 24: Equipamento de aspersão térmica Sulzer Metco Value Arc 300E® no LABATS.

Tabela 2: Parâmetros de aspersão ASP.

Tensão [V]	Corrente [A]	Distância pistola-substrato [mm]	Pressão de gás de arraste [psi]
30±0,5	180±0,5	200±0,5	55±0,5

Antes da deposição, fez-se o pré-aquecimento do substrato mediante chama direcionada à face oposta à revestida, para que não houvesse projeção de óleos ou outro contaminante qualquer do bocal do maçarico para o vidro. Para medição da temperatura, utilizou-se termômetro infravermelho Fluke 574®, com a emissividade fixada em 0,89.

A denominação dos corpos de prova, bem como os materiais depositados e o pré-aquecimento do substrato para cada corpo de prova são apresentados na Tabela 3, já as composições químicas dos materiais aspergidos estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 3: Corpos de prova.

Corpo de prova	2.1	2.2	2.3	2.4	2.5	2.6
Material aspergido	AWS A5.9ER309LSi					
Diâmetro do arame [mm]	1,2					
Temperatura de pré-aquecimento [°C]	25	100	150	200	250	300
Corpo de prova	3.1	3.2	3.3	3.4	3.5	3.6
Material aspergido	AWS A5.9 ER410NiMo					
Diâmetro do arame [mm]	1,2					
Temperatura de pré-aquecimento [°C]	25	100	150	200	250	300
Corpo de prova	4.1	4.2	4.3	4.4	4.5	4.6
Material aspergido	AWS A5.18 E70S-6					
Diâmetro do arame [mm]	1,2					
Temperatura de pré-aquecimento [°C]	25	100	150	200	250	300
Corpo de prova	5.1	5.2	5.3	5.4	5.5	5.6
Material aspergido	Fe-Mn-Cr-Si-Ni					
Diâmetro do arame [mm]	1,6					
Temperatura de pré-aquecimento [°C]	25	100	150	200	250	300

Tabela 4: Composição química dos materiais depositados (AWS, 1993a; AWS, 1993b; Pukasiewicz, 2008).

Material	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu	B
AWS A5.18 ER70S-6	0,06				1,40	0,80				
	0,15				1,85	1,15	0,03	0,03	0,50	
AWS A5.9 ER309LSi	0,03	23,00	12,00	0,75	1,00	0,65	0,03	0,03	0,75	
		25,00	14,00		2,50	1,00				
AWS A5.9 ER410NiMo	0,06	11,00	4,00	0,40	0,60	0,50	0,03	0,03	0,75	
		12,50	5,00	0,70						
Fe-Mn-Cr-Si-Ni	0,24	16,40	5,50		15,17	9,00				0,22

Para avaliação da geometria das lamelas, adotou-se microscopia ótica (MO), com uso de equipamento Olympus BX51, com aquisição de imagens de tamanho 1024x768 pixels por câmera Nikon Coolpix 4000®, sendo tal procedimento feito no laboratório REVSOLDA, do Lactec. E, para avaliar a topografia da superfície das lamelas, utilizou-se perfilômetro ótico 3DTaylor Robson Talysurf CCI® no Laboratório de Materiais da UTFPR *campus* Ponta Grossa.

### 3.2 AVALIAÇÃO DE TEMPERATURA, VELOCIDADE E DIÂMETRO DAS PARTÍCULAS ASPERGIDAS

Com uso de equipamento Tecnar DPV Evolution®, fez-se medições de tamanho, velocidade e temperatura das gotículas projetadas pelo processo de aspersão térmica ASP. Indica-se na Figura 25 a disposição do equipamento montado no LABATS para estudo de partículas aspergidas pelo processo de aspersão ASP.

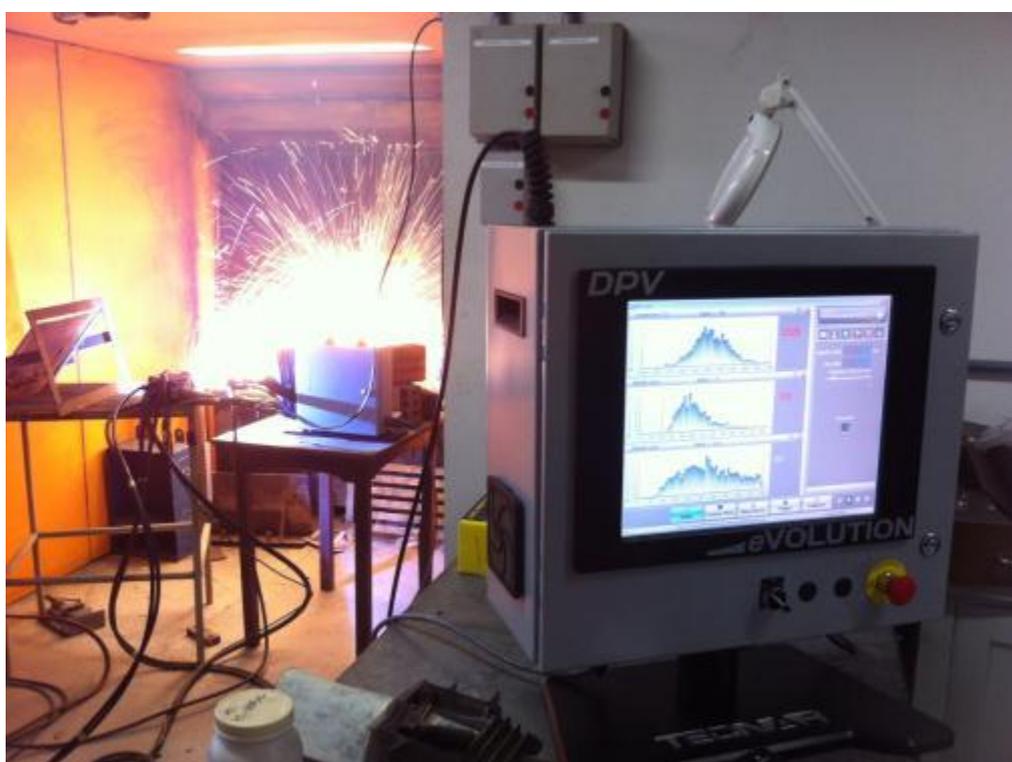


Figura 25: Disposição e montagem do equipamento Tecnar DPV Evolution® no LABATS durante processo de aspersão ASP.

Para avaliação da variação das propriedades das partículas projetadas, fez-se a medição dessas a diferentes distâncias da pistola, 40 mm, 80 mm, 120 mm, 160 mm e 200 mm. Sendo que para cada medição o equipamento Tecnar DPV Evolution® localizou o centro do jato de partículas e nesse centro mensurou as propriedades de 5.000 partículas, para que, estatisticamente, seja obtida uma amostra considerável e representativa. Os dados obtidos foram coletados na forma

de texto, convertidos em tabelas no *software* Microsoft Excel 2010® e dispostos graficamente, com o uso do *software* Originlab OriginPro 8®.

Com essa mesma metodologia, mas mantendo a distância entre o ponto de medição e a pistola constante em 60 mm, fez-se a mensuração da variação das propriedades das partículas em função da redução da pressão do gás de arraste. O tempo de coleta de dados e a quantidade de partículas analisadas dependeram de quanto demorou o sistema de ar comprimido para reduzir sua pressão até o menor valor onde o jato de partículas aspergidas se mantinha estável, que foi de 30 psi.

### 3.3 AVALIAÇÃO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Para avaliação de composição química do material a ser aspergido e das lamelas formadas, fez-se uso da técnica semi quantitativa de EDX (*Energy Dispersive X-Ray*), utilizando detector Oxford x-act® no Laboratório de Materiais do Lactec, onde se realizou também o MEV (Microscopia Eletrônica por Varredura) em equipamento Tescan Vega 3 LMU®.

Os materiais de confecção dos arames foram cortados e analisados por EDX, depois foi realizada a aspersão desses materiais por 10 s em água para a coleta das partículas durante o vôo, com distância entre a pistola e o líquido de 200 mm. Tais partículas foram coletadas, lavadas com álcool etílico, embutidas em embutidora Arotec 30Mi® e lixadas em politriz Arotec Aropol E® com lixa grana 1.000 mesh. Tal processo de lixamento foi realizado com intuito de mensurar a composição química no centro das partículas, sem a camada de óxido formada na superfície. Um total de 10 partículas tiveram suas composições químicas mensuradas e o valor médio foi computado como reinante naquela condição do material.

Para o arame tubular da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni a composição química do arame foi mensurada pela técnica do EDX, mas para que todos os elementos estivessem em solução sólida, procedeu-se com a prévia fusão desse arame em arco plasma do processo de soldagem PTA, com corrente de 40 A e metal de base Cu, que não fundiu no processo, mas serviu para coletar o material fundido do arame na forma de gotas, que foram embutidas e avaliadas do mesmo modo que os materiais dos arames sólidos.

Como limitação da técnica e não confiabilidade nos resultados mensurados pelo EDX, os elementos C, B e N foram negligenciados na composição química dos materiais analisados.

### 3.4 AVALIAÇÃO DE TAMANHO DE PANQUECAS

Dimensões tomadas a partir do momento em que as lamelas apresentassem em sua maioria absoluta o formato circular ou de panquecas. Desse modo apenas com o pré-aquecimento de 300°C foi possível comparar os diâmetros das panquecas dos diferentes materiais, com a média do diâmetro de 50 panquecas medidas para cada material. As panquecas puderam ser avaliadas pelas impressões deixadas no substrato pela técnica de microscopia ótica.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 PROPRIEDADES DAS PARTÍCULAS PROJETADAS

#### 4.1.1 Variação de Diâmetro das Partículas em Função da Distância da Pistola

A deposição de aço carbono 70S-6 apresentou variação de diâmetro de partícula em função da distância de medição do bico da pistola, como retratado graficamente na Figura 26, com redução de  $43\pm 18$   $\mu\text{m}$  a 40 mm da pistola para  $34\pm 19$   $\mu\text{m}$  a 200 mm – aproximadamente 20% de queda. Enquanto a deposição de aço inoxidável austenítico 309L apresentou variação de diâmetro de  $37\pm 11$   $\mu\text{m}$  a 40 mm do bocal para  $43\pm 13$   $\mu\text{m}$  a 200 mm – aumento aproximado de 16% – e as partículas de aço inoxidável martensítico 410NiMo de  $56\pm 18$   $\mu\text{m}$  a 40 mm para  $48\pm 18$   $\mu\text{m}$  a 200 mm – redução aproximada de 15%. Já as partículas de Fe-Mn-Cr-Si-Ni indicaram queda de  $70\pm 32$   $\mu\text{m}$  a 40 mm para  $52\pm 30$   $\mu\text{m}$  – redução de aproximadamente 26%.

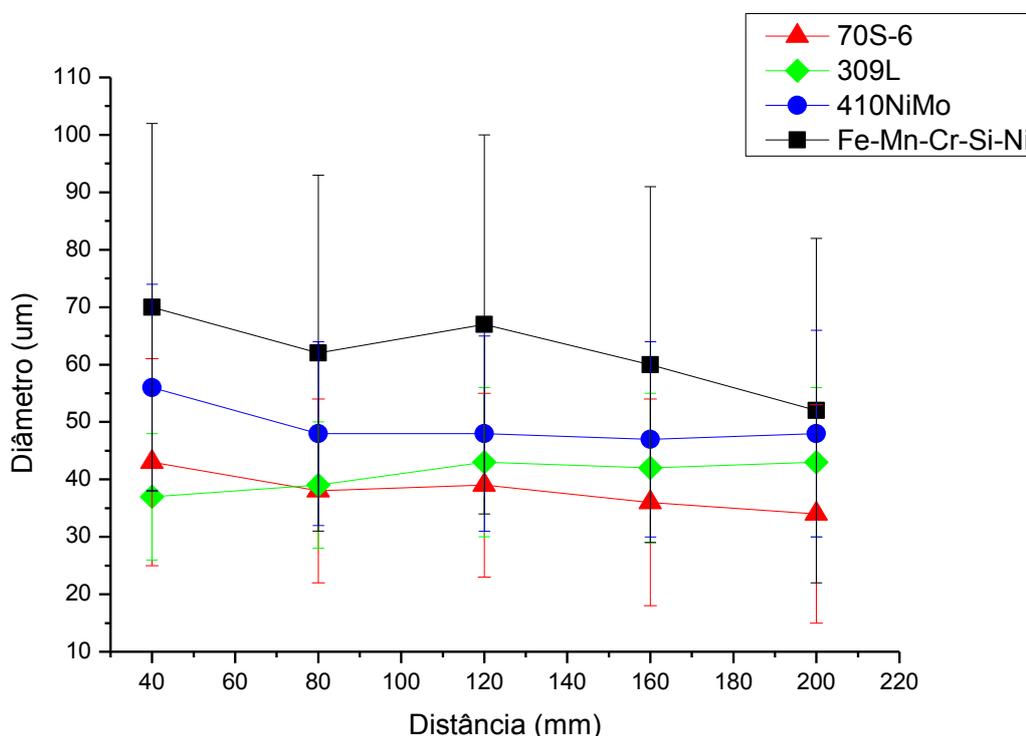


Figura 26: Diâmetro de partículas em função da distância da pistola.

Durante a etapa de fusão dos arames no arco elétrico do processo ASP há, segundo Wang *et al.* (1999), formação de gotas de tamanhos distintos entre o arame consumido como cátodo – polaridade positiva – e o arame consumido como ânodo – polaridade negativa – no arco elétrico. O cátodo fornece gotículas menores e funde-se mais rapidamente, enquanto a fusão do arame tido como ânodo é mais lenta e fornece gotas maiores, o que influi na distribuição de tamanhos e no desvio indicado na Figura 26. Kelkar e Hiberlein (2002) modelam matematicamente a distribuição de temperaturas entorno do cátodo e do ânodo para o processo ASP e confirmam a maior temperatura e consumo daquele arame.

#### 4.1.2 Variação de Velocidade das Partículas em Função da Distância da Pistola

A velocidade de propagação das gotículas apresentou variação de valor, como expressado na Figura 27. O aço carbono, 70S-6, teve valor mínimo de  $92\pm 21$  m/s a 40 mm da pistola e máximo de  $126\pm 21$  m/s a 160 mm, enquanto o aço inoxidável austenítico, 309L, apresentou valores variando entre  $115\pm 15$  m/s a 40 mm da pistola e  $130\pm 18$  a 200 mm, o aço inoxidável martensítico, 410NiMo, entre  $80\pm 18$  m/s a 40 mm e  $122\pm 20$  a 160 mm do bocal de saída do jato da pistola e a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni velocidade mínima de  $86\pm 39$  m/s 40 mm do bocal e máxima de  $125\pm 27$  m/s a 200 mm.

Do ponto de vista de que a energia cinética da partícula no momento do impacto com o substrato deve ser máxima e de que essa propriedade da partícula está atrelada à velocidade, segundo o modelo matemático apresentado em (14); deve-se reposicionar os substratos a serem revestidos com os materiais 70S-6 ou com 410NiMo a 160 mm de distância do bocal da pistola, pois para os parâmetros de 180 A, 30 V e 55 psi no processo ASP, a velocidade é máxima nesse ponto para os citados materiais. Ponderação essa sustentada por Li e Christofides (2006), que afirmam que as propriedades de maior energia no impacto das partículas impelem melhores propriedades de aderência nos revestimentos aspergidos.

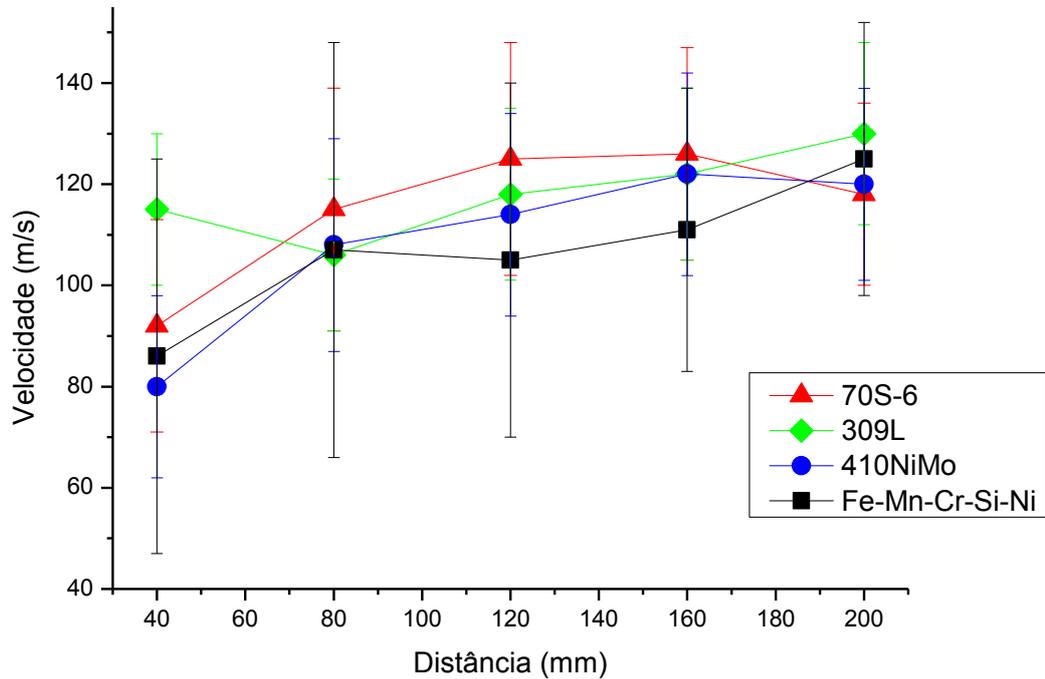


Figura 27: Velocidade de partículas em função da distância da pistola.

$$E_c = \frac{mV^2}{2} \quad (14)$$

Analisando as tendências das curvas da Figura 27, percebe-se que as partículas aspergidas das ligas 309L e Fe-Mn-Cr-Si-Ni estão em crescentes valores no ponto 200 mm, o que remete à necessidade de se avaliar até que ponto a velocidade se eleva e descobrir seu máximo valor, para justificar um reposicionamento da superfície revestida, fundamentando-se em (14).

O acréscimo da velocidade está associado à energia cinética transmitida do gás de arraste – ar comprimido – projetado da pistola em direção ao substrato, como relatado no modelo matemático exposto por Djebali, Pateyron e Ganaoui (2013), sendo que a tendência é de que em dado momento a velocidade do gás de arraste se iguale à velocidade das partículas, dependendo da massa e, conseqüentemente, do tamanho dessas partículas, como indicam Li e Christofides (2006), relacionando o tamanho da gotícula à inércia ou resistência à mudança de propriedades cinéticas

dessa. Esses autores obtiveram relação no processo HVOF de que partículas menores impactaram no substrato a maiores velocidades, fato observado ao comparar os dados das Figura 26 e Figura 27 para os aços carbono e inoxidável martensítico, que elevaram suas velocidades, com a redução dos diâmetros de partículas.

Entretanto, com o distanciamento do ponto de medição das propriedades das partículas ao bocal, há a dispersão do gás de arraste para a atmosfera e as partículas reduzem seu arrasto, que é, segundo Pawlowski (2008), a força preponderantemente responsável pela projeção das partículas da pistola para o substrato, podendo inclusive negligenciar, segundo esse autor, forças de ação da gravidade e aumento da inércia pelo acréscimo de massa em virtude da oxidação das gotas, entre outras. Katanoda e Matsuo (2003) também fazem menção à interação entre o gás de arraste e as dimensões das partículas, mas projetadas pelo processo HVOF, resultando em maior inércia de movimento para as partículas de maiores dimensões.

#### 4.1.3 Variação de Temperatura das Partículas em Função da Distância da Pistola

A variação de temperatura das gotículas ou partículas projetadas é retratada na Figura 28, donde se extrai a temperatura máxima para todos os materiais na região mais próxima da pistola, a 40 mm dessa, com  $2.116 \pm 120^\circ\text{C}$  para o 70S-6,  $2.083 \pm 97^\circ\text{C}$  para o 309L,  $2.120 \pm 94^\circ\text{C}$  para o 410NiMo e  $2.068 \pm 140^\circ\text{C}$  para o Fe-Mn-Cr-Si-Ni. As menores temperaturas encontradas foram vistas nas partículas medidas mais distantes da pistola, com  $2.022 \pm 108^\circ\text{C}$ ,  $1.995 \pm 78^\circ\text{C}$ ,  $2.070 \pm 64^\circ\text{C}$  e  $2.044 \pm 162^\circ\text{C}$ , para o aço 70S-6, 309L, 410NiMo e a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, respectivamente. Os valores de temperatura condizem com dados característicos do processo ASP, como ressaltam Kelkar e Hiberlein (2002) ao citar 3.000 K ( $2.726,15^\circ\text{C}$ ), como a temperatura de referência, e Deshpande, Sampath e Zhang (2006) obtendo  $2.150 \pm 189^\circ\text{C}$  na deposição de ligas de Ni.

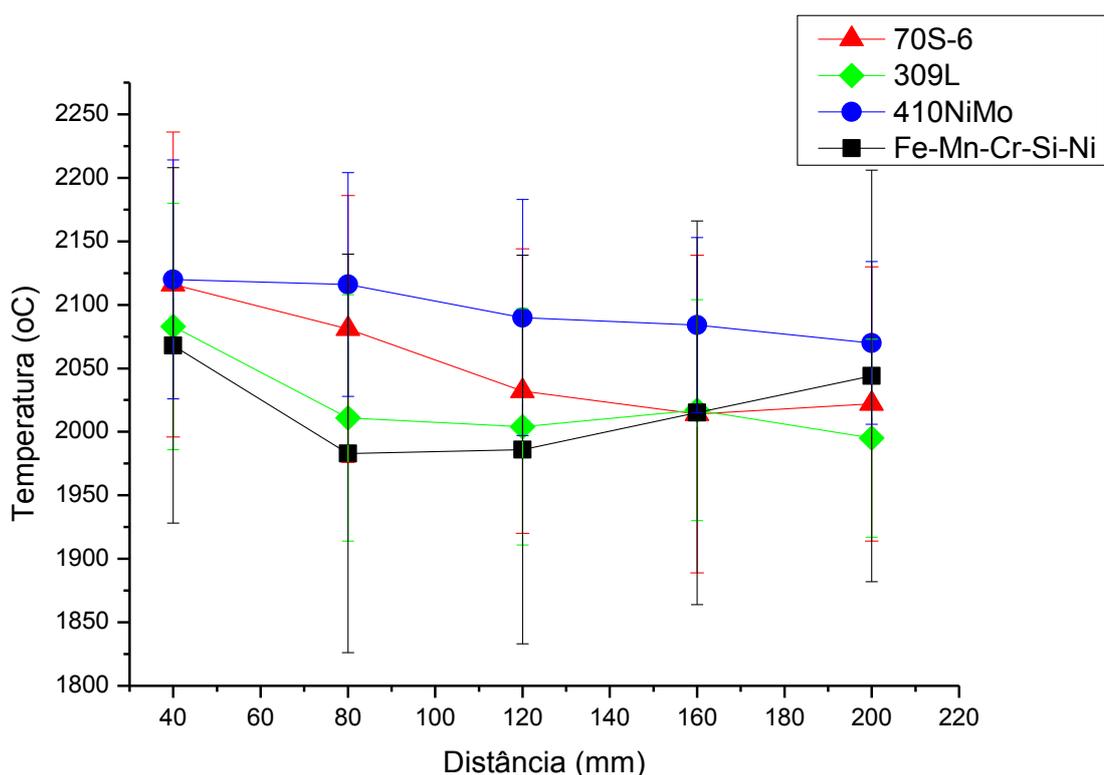


Figura 28: Temperatura de partículas em função da distância da pistola.

Pode-se atrelar a redução de temperatura à troca de calor entre as partículas e o ambiente, que nesse caso é o gás de arraste – ar comprimido – a temperatura ambiente. A redução de temperatura do aço carbono 70S-6 foi de 4,44%, do aço inoxidável austenítico 309L foi de 4,22% e do aço inoxidável martensítico 410NiMo foi de 5,18%. Verifica-se que não há significativa diferença entre o percentual de redução de temperatura para os diferentes materiais, o que induz a interpretação de que a menor condutividade térmica característica dos aços inoxidáveis não interfere na troca de calor num tempo tão curto, como o que decorre desde a saída do material fundido da pistola até o impacto com o substrato, que nesse experimento manteve-se a 200 mm de distância.

A variação de temperatura das partículas da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni foi diferente das demais, sem tendência de redução constante, mas com uma curva que inicia na descendente da temperatura máxima de  $2.068 \pm 140^\circ\text{C}$  a 40 mm da pistola até a mínima de  $1.983 \pm 157^\circ\text{C}$  a 80 mm; iniciando então uma ascendência, com

1.986±153°C a 120 mm, 2.015±151°C a 160 mm e 2.044±162°C a 200 mm. Visualmente a curva mantém sua tendência de crescimento, necessitando mensurar partículas além das distâncias utilizadas para a determinação do ponto de máximo.

Essa liga metálica – Fe-Mn-Cr-Si-Ni – apresenta percentuais de elementos de liga desoxidantes significativamente maiores que as demais, sendo que os elementos Mn e Si reagem com o oxigênio do ambiente, formando óxidos, que são reações exotérmicas e, portanto, incrementam a temperatura com o passar do tempo em que as partículas se expõem ao ambiente, conforme apresentam Newbery e Grant (2006).

O equipamento Tecnar DPV Evolution® faz medições da temperatura da superfície das gotículas, mediante a emissividade dessas; mas pode-se extrapolar esse valor de temperatura para todo o volume dessas gotículas, como relatam Li e Christofides (2006), que fazem tal alegação fundamentada no valor reduzido do número de Biot para essa condição do material – razão entre os coeficientes de transferência de calor na superfície e no centro da partícula.

#### 4.1.4 Influência da Pressão do Gás de Arraste nas Propriedades das Partículas Aspergidas

Kelkar e Hiberlein (2002) informam o crescimento diferenciado dos tamanhos das gotas oriundas da fusão dos arames positivo e negativo alimentados no processo ASP, em função da redução da velocidade do gás de arraste, que é função da redução da pressão desse. Esses autores revelam que para deposição de Al, com diâmetro 1,63 mm e velocidade de 1.000 m/s do ar comprimido, as partículas do cátodo desprenderam-se com diâmetro médio de 414 µm e do ânodo com 822 µm. Já com velocidade de 1.500 m/s, as gotas apresentaram diâmetros de 189 µm e 365 µm para origem no cátodo e ânodo, respectivamente.

Planche, Liao e Coddet (2004) explicam que o aumento da vazão do gás de arraste no processo de aspersão térmica ASP impõe maior velocidade às partículas aspergidas e redução de suas dimensões ou diâmetros. Tais afirmações foram comprovadas experimentalmente com o intuito de verificar a real influência desse parâmetro de regulação do equipamento e são retratadas na Figura 29, para a

deposição de aço inoxidável austenítico – 309L – e na Figura 30, para a deposição de aço inoxidável martensítico – 410NiMo.

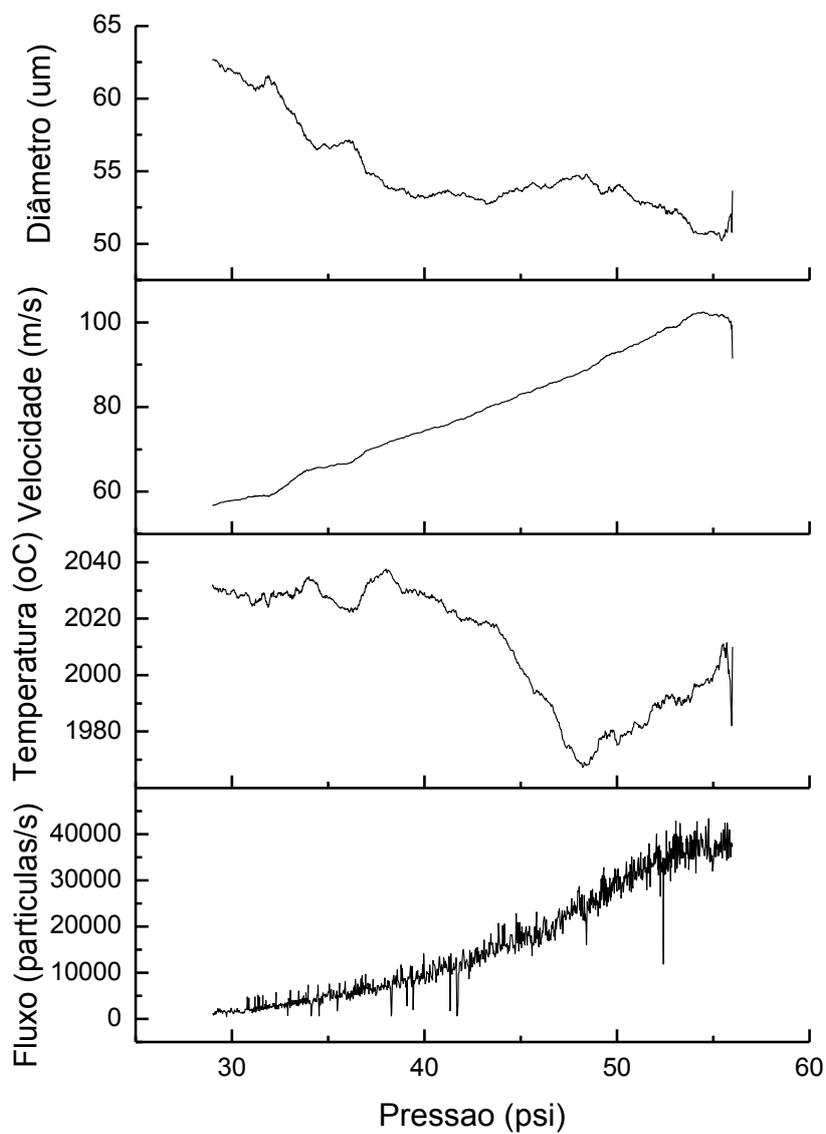


Figura 29: Variação das propriedades do jato de partículas de 309L em função da variação da pressão do gás de arraste.

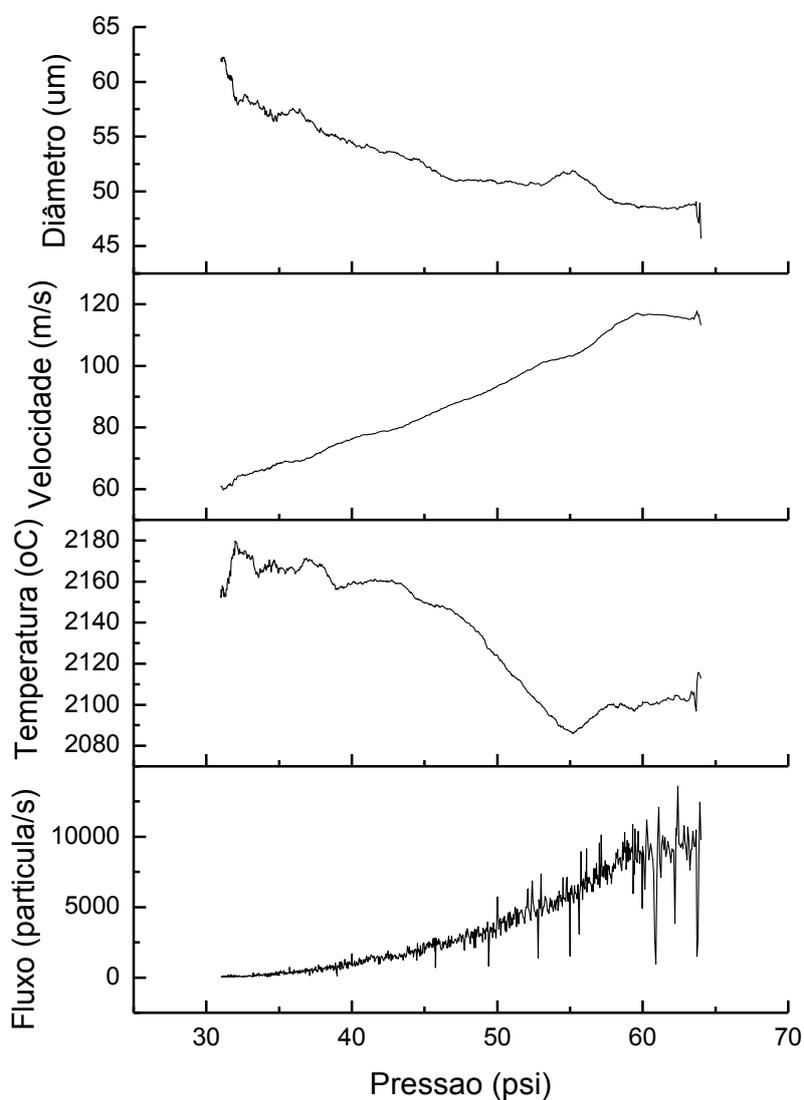


Figura 30: Variação das propriedades do jato de partículas de 410NiMo em função da variação da pressão do gás de arraste.

Com a progressiva redução da pressão do ar comprimido, que fora usado como gás de arraste para o processo ASP, a temperatura das partículas elevaram-se de 1.967°C para 2.037°C, para o 309L, e de 2.085°C para 2.180°C, para o 410NiMo. Tal fato é atrelado à elevação dos diâmetros das partículas e, conseqüentemente, menor área de troca térmica entre essas e o ambiente, como salientam Planche, Liao e Coddet (2004).

As velocidades das partículas reduziram de 102 m/s para 56 m/s, para o 309L, e de 117 m/s para 59 m/s, para o 410NiMo, e o diâmetro de partícula foi incrementado de 50  $\mu\text{m}$  até 62  $\mu\text{m}$ , para o 309L, e de 45  $\mu\text{m}$  para 62  $\mu\text{m}$ , para o 410NiMo. Tais modificações de valores e tendências são mostradas por Planche, Liao e Coddet (2004), que justificam tal comportamento fundamentando-se na redução da energia transferida do gás de arraste para as partículas, em virtude do menor fluxo desse gás e menor constrição do jato de partículas. Essa menor constrição do jato de partículas foi visualmente notada nos experimentos feitos no LABATS para os aços inoxidáveis citados, em virtude da progressiva redução da pressão do ar comprimido.

Analisando os dados de máximos valores e de mínimos valores, em função da variação de pressão do gás de arraste, pondera-se que a redução de 48,2% na pressão do gás de arraste para o 309L resultou em redução de 98,9% no fluxo de partículas, redução de 3,4% na temperatura das partículas, redução de 44,6% na velocidade das partículas e aumento de 20% no diâmetro das partículas. Enquanto que para redução de 51,6% na pressão do gás de arraste para o 410NiMo, houve redução de 99% no fluxo de partículas, redução de 4,3% na temperatura das partículas, redução de 49,4% na velocidade das partículas e aumento de 26,7% no diâmetro das partículas. Disso confirma-se o que Planche, Liao e Coddet (2004) afirmam: a variação da pressão do gás de arraste é incisiva na alteração da velocidade das partículas, mas pouco sensível na temperatura dessas.

#### 4.1.5 Geometria das Partículas

O processo de aspersão térmica ASP em um recipiente com água possibilitou a coleta *in-situ* das partículas para avaliação da geometria predominante dessas durante o voo da pistola para o substrato. Planche, Liao e Coddet (2004) procederam de modo semelhante para avaliação de distribuição de tamanhos e granulometria das partículas.

A geometria encontrada para todos os materiais coletados – 70S-6, 309L, 410NiMo e Fe-Mn-Cr-Si-Ni – foi esférica, sem partículas alongadas ou com distinta forma, como pode ser notado ao observar as imagens de MEV para os citados materiais nas Figura 31, Figura 32, Figura 33 e Figura 34. Dobler, Kreye e Schwetzke (2000) relatam a obtenção de partículas esféricas em todo o trajeto

desde a pistola até o substrato para a deposição de aço inoxidável AISI 316L pelo processo HVOF, também.

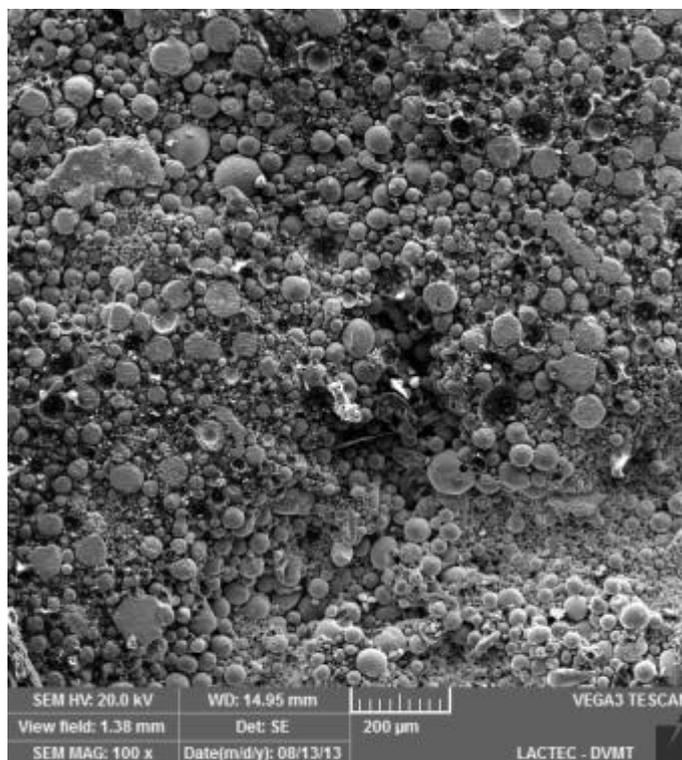


Figura 31: Geometria esférica das partículas da liga 70S-6. MEV com aumento de 100x.

Da observação das partículas esféricas, nota-se que em quase sua totalidade são densas, sem aprisionamento de gases ou bolhas em seu interior durante a solidificação. Na Figura 32 há a indicação de bolhas expostas em partículas, mas nota-se que isso não é recorrente, nem no 309L da Figura 32, nem nos demais materiais.

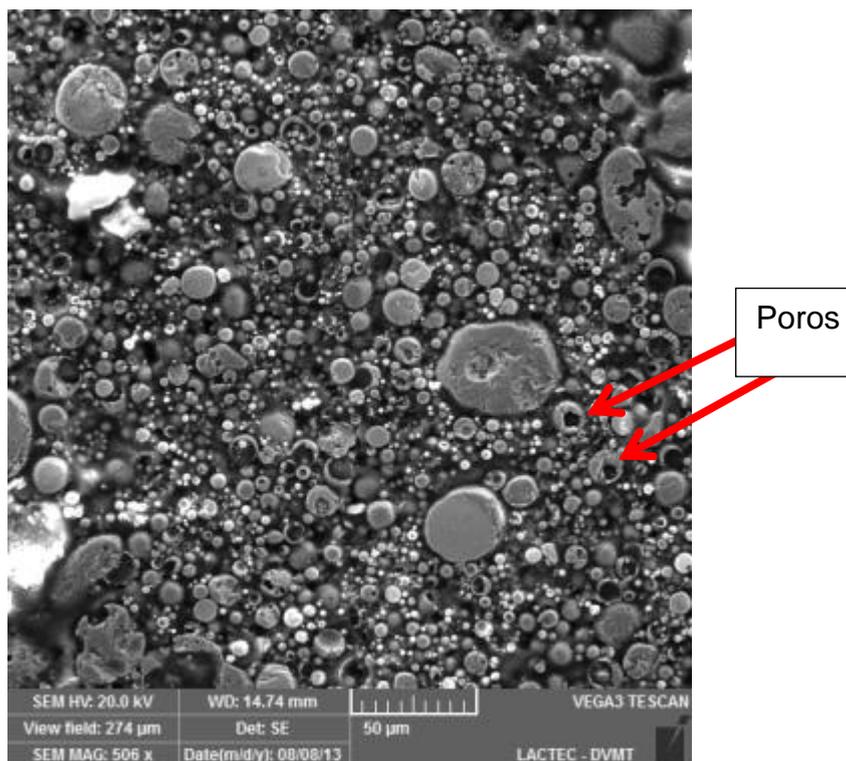


Figura 32: Geometria esférica das partículas da liga 309L. MEV com aumento de 500x.

A Figura 33, referente às partículas de 410NiMo, vista em MEV com aumento de 500x, expõe certa rugosidade na superfície, que, segundo Planche, Liao e Coddet (2004), são oriundas do processo acelerado de solidificação das gotículas em contato com o fluido frio, com conseqüente tratamento térmico de têmpera, principalmente para o aço 410NiMo, que é martensítico e susceptível a tal fenômeno. Essa superfície em questão retrata crescimento dendrítico da superfície para o centro da partícula.

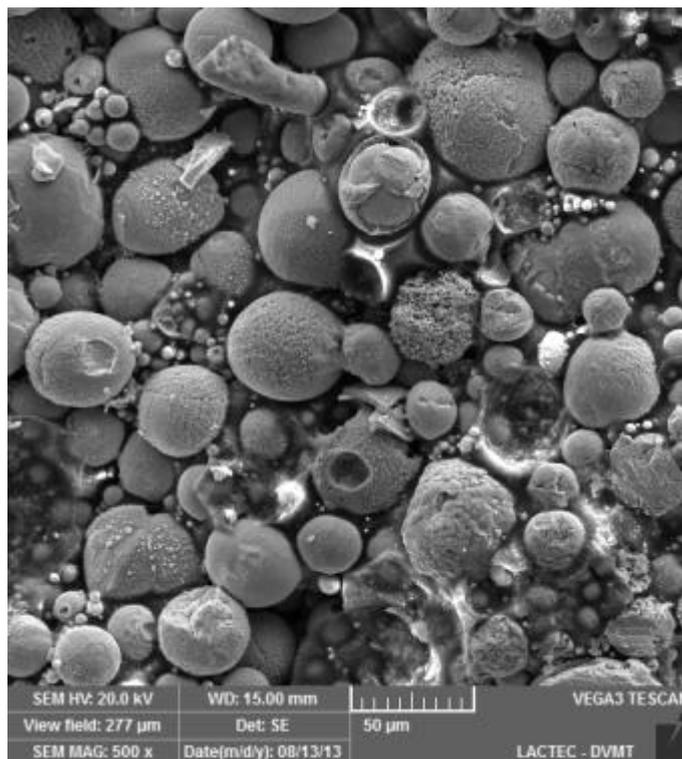


Figura 33: Geometria esférica das partículas da liga 410NiMo. MEV com aumento de 500x.

As partículas indicadas na Figura 34, para a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, apresentam-se lixadas e polidas, ou seja, a imagem destaca o interior das esferas, que retrata a inexistência de porosidade aprisionada em tais partículas, comprovando a densidade mencionada. Porosidade essa exemplificada por Bernt (2004a) para a produção de zircônia estabilizada com ítria e por Pawlowski (2008) para a produção de  $\text{Cr}_2\text{O}_3+5\%\text{SiO}_2$  – Figura 35 (b).

Analisando o processo de obtenção das partículas, pode-se fazer analogia com processo de atomização para produção de pós, como esclarece Pawlowski (2008) ao explicar o aprisionamento de bolhas em partículas de  $\text{Cr}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$  – Figura 35 (a) –, ressaltando que para obtenção dessa forma geométrica, a atomização foi feita com o material fundido se chocando com gases inertes e solidificando-se rapidamente, o que remete à interpretação de que as bolhas aprisionadas nas partículas da Figura 32 são oriundas da solidificação antes do contato com a água.

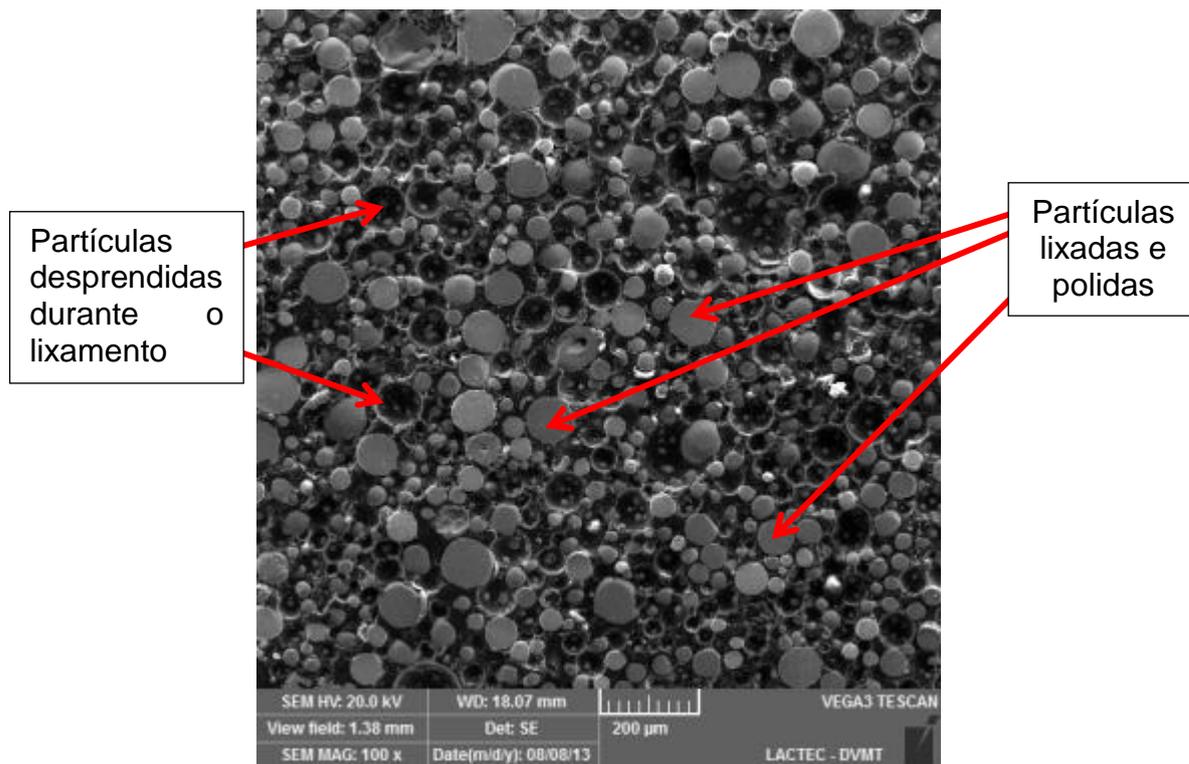


Figura 34: Geometria esférica das partículas da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni. MEV com aumento de 100x.

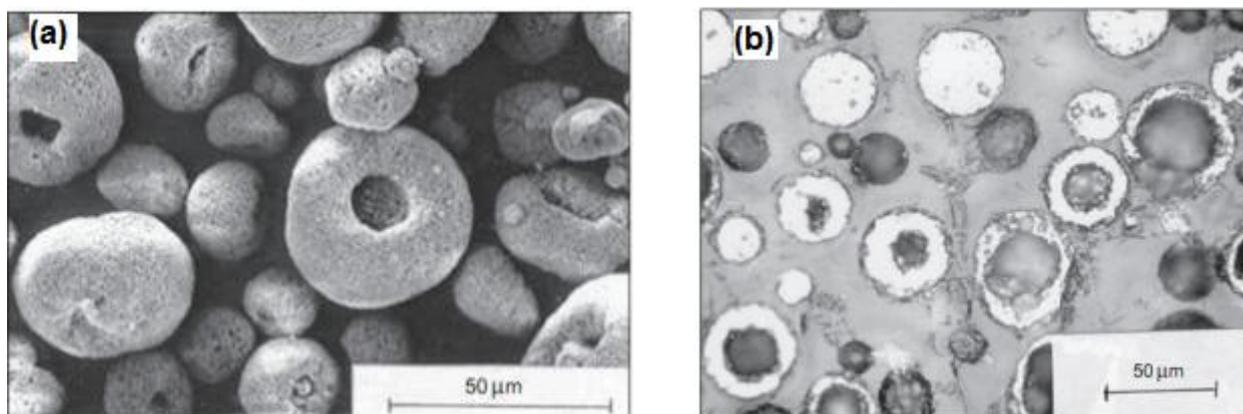


Figura 35: Partículas com aprisionamento de bolhas. (a)  $\text{Cr}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$ , com bolhas expostas à superfície e (b) com bolhas aprisionadas e vistas apenas em corte transversal do pó. (PAWLOWSKI, 2008).

## 4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS ASPERGIDOS

Newbery e Grant (2006) relatam que a oxidação durante o processo de deposição ASP resulta em redução significativa do teor de elementos de liga mais reativos, destacando a perda de C, principalmente pela formação de gases (CO e CO<sub>2</sub>); salientando que os experimentos desses autores envolveram deposição pelo processo ASP de arames de aço carbono; e redução da concentração de elementos ditos desoxidantes na liga metálica, tais como Al, Si, Mg e Mn, entre outros. Esses autores relatam que, mesmo fazendo uso de gás inerte como gás de arraste das partículas, há, mesmo que reduzida, a oxidação de partículas e redução do teor dos elementos de liga supracitados.

Para a determinação de quais elementos químicos apresentam preferência ou afinidade em reagir com o O<sub>2</sub>, lê-se e interpreta-se o diagrama de energia livre de Gibbs ou diagrama de Ellingham – Figura 36 –, que apresenta graficamente a relação entre a temperatura e a reatividade do elemento químico para formação de óxidos, mediante variação de energia livre de Gibbs, assim como fez Pukaszewicz (2008) ao avaliar a morfologia e variação da composição química de revestimentos das ligas Fe-Mn-Cr-Si-Ni depositadas pelo processo ASP. Na Figura 36 estão indicados os elementos de liga preponderantes para as interpretações da oxidação preferencial nos experimentos realizados com as ligas em estudo, que são, por ordem de reatividade: Si, Mn, Cr, Fe e Ni.

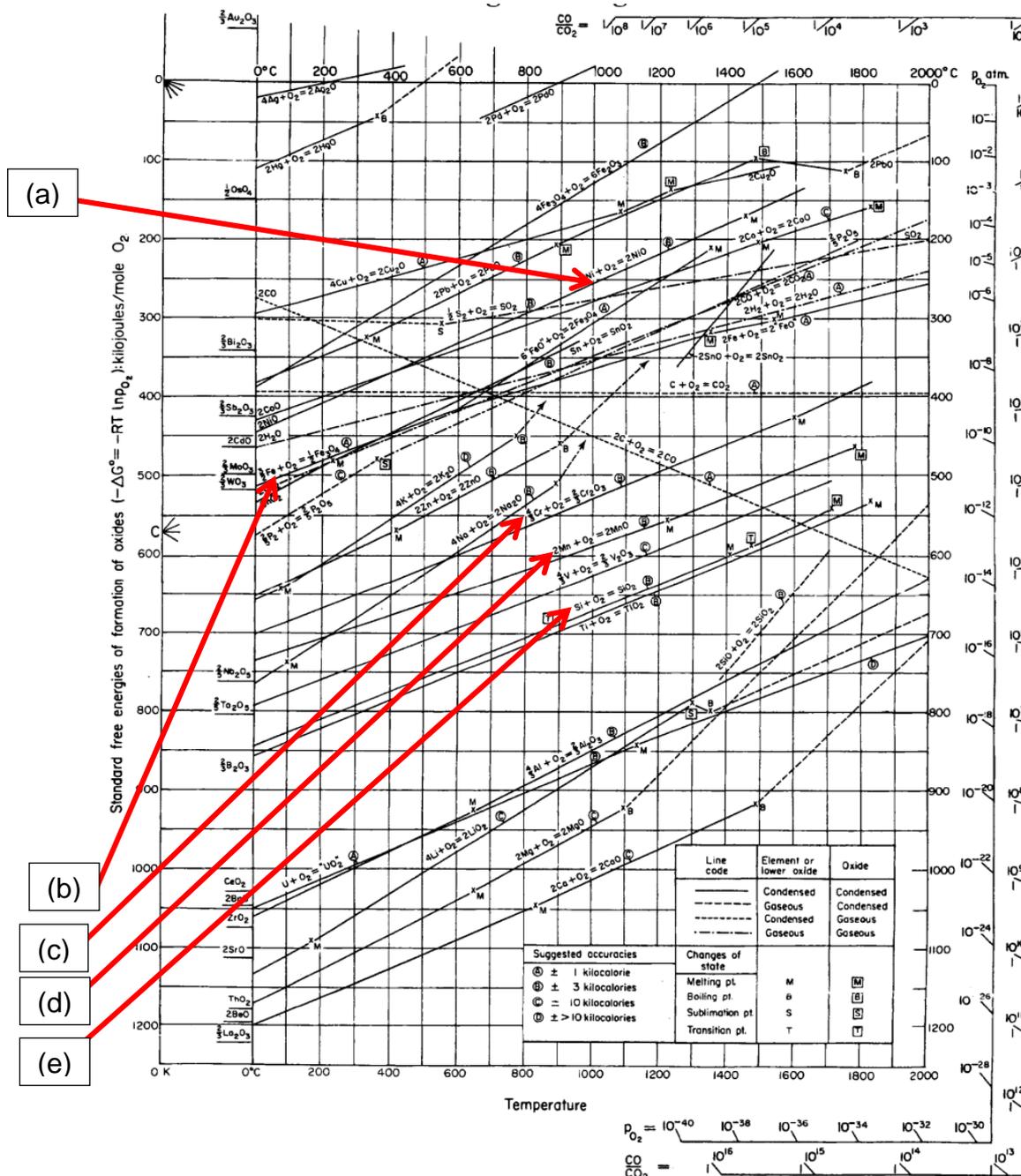


Figura 36: Diagrama de energia livre de Gibbs ou diagrama de Ellingham. Indicadas as curvas dos elementos (a) Ni, (b) Fe, (c) Cr, (d) Mn e (e) Si (adaptado de SHEIR; JARMAN; BURSTEIN, 1994).

Na Tabela 5 estão relatadas as composições químicas das diferentes condições das partículas da liga de aço carbono 70S-6 e a Figura 37 ilustra a variação do teor de seus elementos de liga.

Tabela 5: Variação da composição química do aço carbono 70S-6 durante a deposição. % em peso.

Condição	C	Mn	Si	P	S	Cu
Nominal	0,06-0,15	1,40-1,85	0,80-1,15	0,03	0,03	0,50
Arame		1,50±0,10	1,20±0,10	0,10±0,10	0,10±0,10	0
Partículas		1,25±0,10	1,25±0,10	0	0	0
Lamelas		1,20±0,10	0,70±0,10	0	0	0

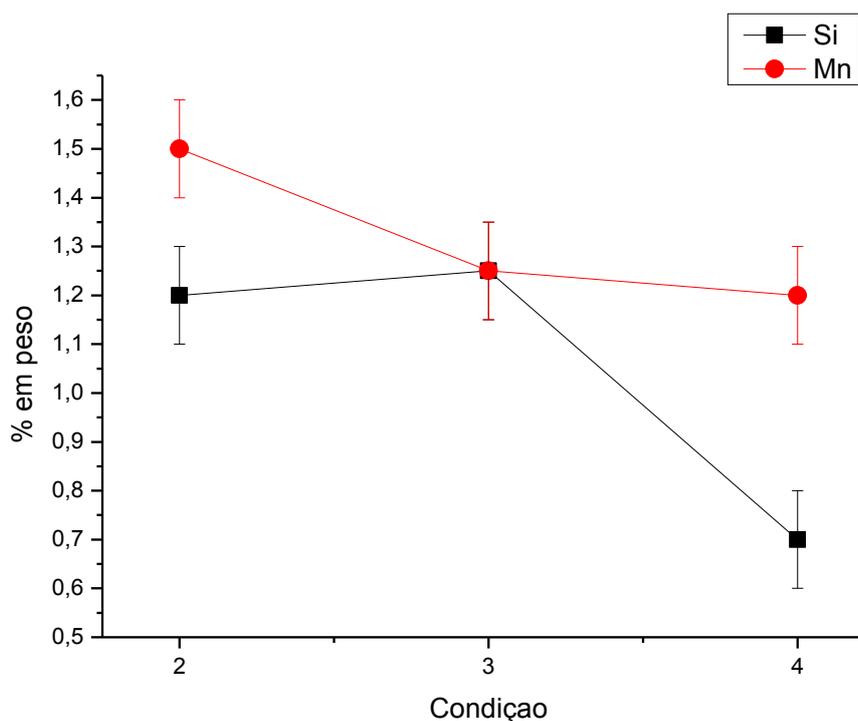


Figura 37: Variação da composição química do 70S-6 durante a aspersão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.

A redução do teor dos elementos Mn e Si, com variação total de  $1,50\pm 0,10\%$  na condição de arame para  $1,20\pm 0,10\%$  na condição de lamelas, cerca de 20% de redução no teor do primeiro elemento, e de  $1,20\pm 0,10\%$  na condição de arame para  $0,70\pm 0,10\%$  na condição de lamelas, cerca de 42% de redução para o segundo elemento; está atrelada à maior reatividade desses elementos com o  $O_2$  do ambiente e consequente formação de óxidos em relação ao elemento matricial Fe da liga, como pode ser observado do diagrama de energia livre de Gibbs – Figura 36.

Na Tabela 6 estão relatadas as composições químicas das diferentes condições das partículas da liga de aço inoxidável austenítico 309L e a Figura 38 ilustra a variação do teor desses elementos de liga.

Tabela 6: Variação da composição química do aço inoxidável 309L durante a deposição. % em peso.

Condição	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
Nominal	0,03	23,00-25,00	12,00-14,00	0,75	1,00-2,50	0,65-1,00	0,03	0,03	0,75
Arame		24,20±0,20	13,00±0,20	0,30±0,20	2,00±0,10	1,00±0,10	0	0	0,40±0,10
Partículas		19,25±0,20	14,65±0,20	0,40±0,30	0,60±0,10	0,20±0,10	0	0	0,20±0,10
Lamelas		20,45±0,20	11,70±0,20	0,35±0,30	0,90±0,10	0,20±0,10	0	0	0,30±0,10

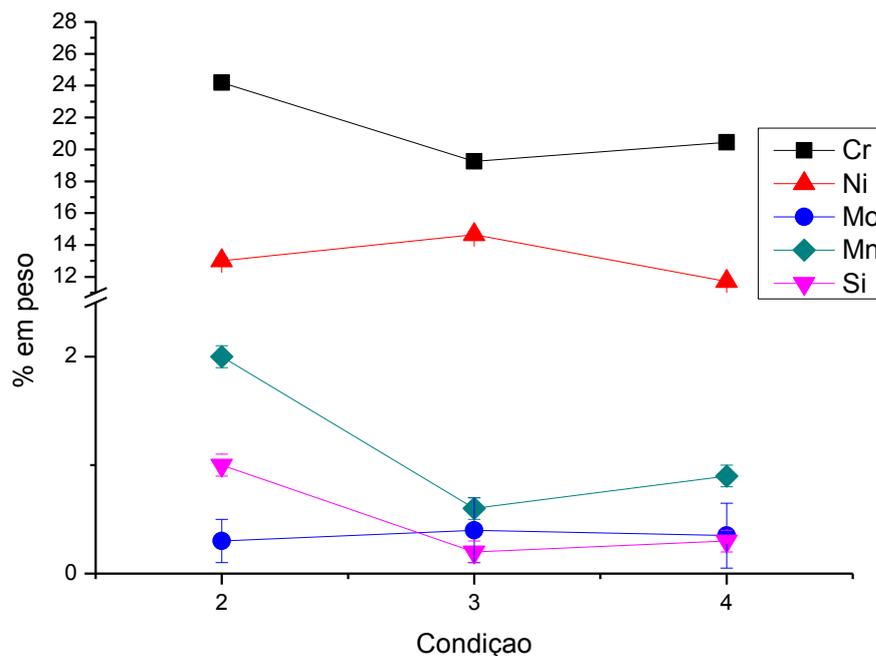


Figura 38: Variação da composição química do 309L durante a aspersão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.

Os elementos de liga Mo e Ni apresentaram reduzida variação de composição em virtude de suas menores tendências à oxidação, quando comparados com os elementos Cr, Si, e Mn, constantes na liga metálica. A redução do Si foi de  $1,00\pm 0,10\%$  na condição de arame para  $0,20\pm 0,10\%$  na condição de lamelas – cerca de 80% – e do Mn foi de  $2,00\pm 0,10\%$  na condição de arame para  $0,90\pm 0,10\%$  na condição de lamelas – cerca de 55% –, enquanto o Ni reduziu de  $13,00\pm 0,20\%$  na condição de arame para  $11,70\pm 0,20\%$  na condição de lamelas – cerca de 1%. O Mo cresceu seu teor de  $0,30\pm 0,20\%$  na condição de arame para  $0,35\pm 0,30\%$  na condição de lamelas e o Cr apresentou redução durante a projeção de  $24,20\pm 0,20\%$

na condição de arame para  $19,25 \pm 0,20\%$  na condição de partículas, com acréscimo durante a solidificação da lamela e teor final de  $20,45 \pm 0,20\%$ .

A pequena redução do teor de Cr desde a fusão no arco elétrico até a formação das lamelas do aço inoxidável austenítico resulta em pouca influência no comportamento da lamela do material no que tange à resistência à corrosão, visto que as lamelas mostram-se ricas nesse elemento de liga em solução sólida para passivação do material, como avaliou de Carvalho (2007) ao avaliar o processo corrosivo liga de aço inoxidável austenítico AISI 316L depositado pelo processo ASP. Mas tal autor relata que a resistência no revestimento ao processo corrosivo não foi a mesma do AISI 316L como fundido, principalmente pela morfologia característica do revestimento aspergido, com inclusão de óxidos e de poros, que reduzem a propriedade avaliada. Não obstante, de Menezes (2007) mostra que pode ser ainda incrementada a resistência à corrosão com aplicação de selantes sobre a camada aspergida, como uma solução alternativa e economicamente viável.

Algumas partículas de 309L apresentaram a retenção de óxidos em seu interior, como mostrado na Figura 39 (a), o que não ocorreu para os demais materiais, como exemplificado na Figura 39 (b), para uma partícula da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni. Esses óxidos internos à partícula influem na morfologia final do revestimento aspergido, como apresentam Newbery e Grant (2006), que indicam lamelas com óxidos em seu interior ou na forma de veios entre as lamelas; havendo ainda a observação de Deshpande, Sampath e Zhang (2006) de que óxidos dispersos podem elevar a resistência ao desgaste do material.

Assim sendo, os óxidos das partículas de 309L se apresentam aprisionados internamente às lamelas, assim como estão nas partículas, havendo distribuição uniforme desses no revestimento sem a redução da aderência entre as lamelas sobrepostas, o que, dependendo da aplicação desse revestimento, é grandemente desejável.

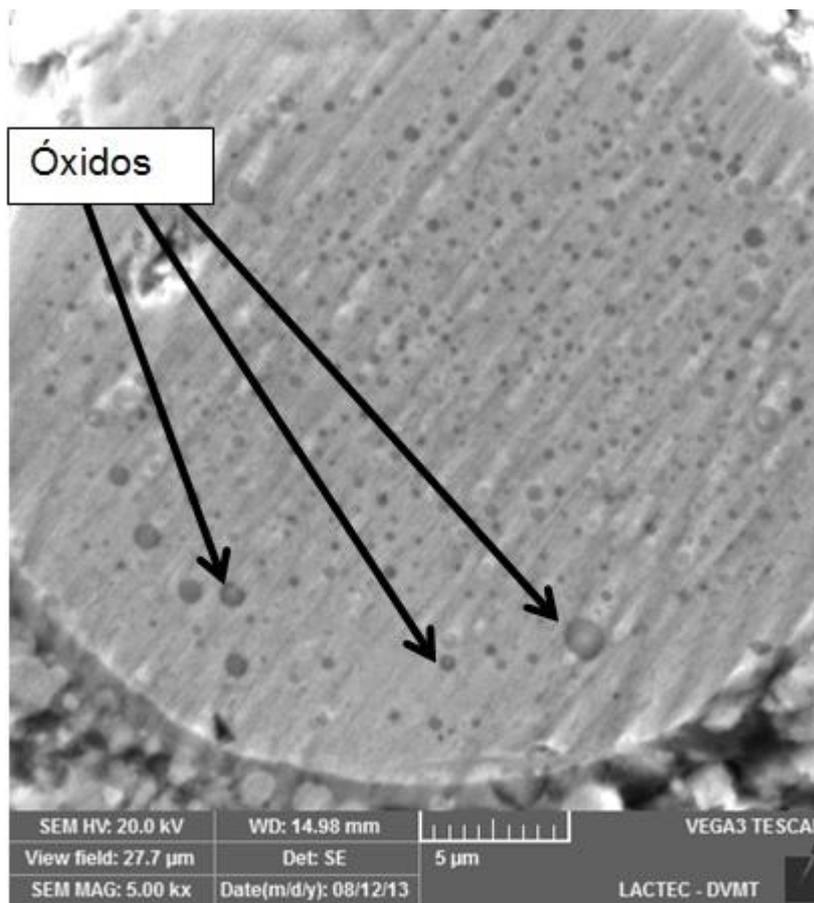


Figura 39: Partícula de 309L com retenção de óxidos no interior. MEV com aumento de 5.000x.

Na Tabela 7 estão relatadas as composições químicas das diferentes condições das partículas da liga de aço inoxidável martensítico 410NiMo, e na Figura 40 está ilustrada a variação do teor desses elementos de liga.

Tabela 7: Variação da composição química do aço inoxidável 410NiMo durante a deposição. % em peso.

Condição	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
Nominal	0,06	11,00-12,50	4,00-5,00	0,40-0,70	0,60	0,50	0,03	0,03	0,75
Arame		12,90±0,10	3,80±0,10	0,50±0,20	0,90±0,10	1,20±0,10	0,10	0	0
Partículas		11,90±0,10	4,10±0,15	0,40±0,30	0,70±0,10	0,50±0,10	0	0	0
Lamelas		12,50±0,20	3,60±0,20	0,40±0,30	0,65±0,10	0,30±0,10	0	0	0

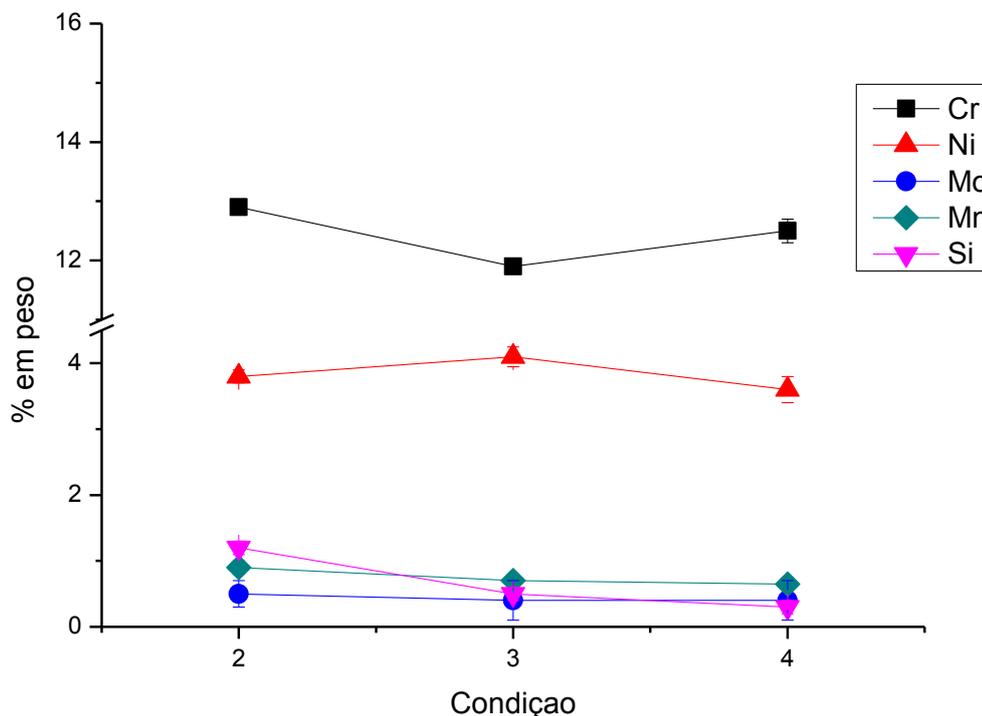


Figura 40: Variação da composição química do 410NiMo durante a aspersão. Condição: 2-arame, 3-partículas e 4-lamelas.

De modo semelhante ao que ocorreu na variação da composição química do 309L, os elementos de liga Mo e Ni não apresentaram redução de seus teores, mas o Ni indicou até elevação de sua concentração, em detrimento da redução dos percentuais de Mn e Si, como esperado pelas distintas reatividades desses elementos em comparação. O Mn reduziu de  $0,90 \pm 0,10\%$  na condição de arame para  $0,65 \pm 0,10\%$  na condição de lamelas – cerca de 28% – e o Si de  $1,20 \pm 0,10\%$  na condição de arame para  $0,30 \pm 0,10\%$  na condição de lamelas – cerca de 75%.

Na Tabela 8 é registrada, e na Figura 41 ilustrada, a efetiva redução dos elementos de liga mais reativos da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, sendo a maior redução vista no elemento Mn, que diminui do valor proposto de 15,17% para  $10,20 \pm 0,40\%$  na gota fundida e para  $7,05 \pm 0,25\%$  na lamela. Já o elemento Si tem diminuição mais discreta, de 9,00% propostos para  $8,90 \pm 0,30\%$  na gota fundida e para  $6,45 \pm 0,10\%$  na lamela, principalmente por sua menor concentração na liga. Proporcionalmente, tem que haver o aumento da concentração dos elementos de liga que não reagem

ou reagem menos com o ambiente, como se verifica com o teor de Cr partindo de 16,40% propostos para  $16,90\pm 0,60\%$  na condição de fundido e para  $17,20\pm 0,35\%$  nas lamelas e de Ni de 5,00% quando proposto para  $4,80\pm 0,20\%$  quando fundido e para  $5,25\pm 0,20\%$  na forma de lamelas.

Tabela 8: Variação da composição química da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni durante a deposição. % em peso.

Condição	C	Cr	Ni	Mn	Si	B
Nominal	0,24	16,40	5,00	15,17	9,00	0,22
Fundido		$16,90\pm 0,60$	$4,80\pm 0,20$	$10,20\pm 0,40$	$8,90\pm 0,30$	
Partículas		$18,45\pm 0,20$	$5,20\pm 0,20$	$6,25\pm 0,20$	$6,45\pm 0,10$	
Lamelas		$17,20\pm 0,35$	$5,25\pm 0,20$	$7,05\pm 0,25$	$7,50\pm 0,15$	

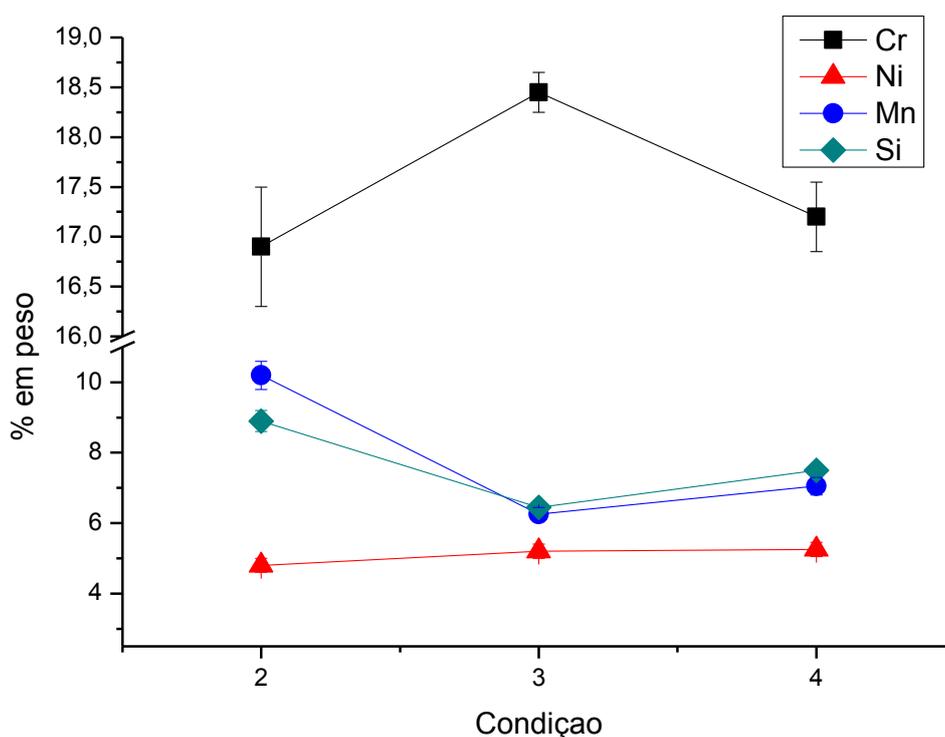


Figura 41: Variação da composição química do Fe-Mn-Cr-Si-Ni durante a aspersão. Condição: 2-fundido, 3-partículas e 4-lamelas.

A variação entre os valores propostos de composição química para a liga e os teores obtidos na forma de gota são alterados ou distintos porque alguns elementos volatizam nesse processo, como o B, por exemplo, que mesmo não mensurado nas

medições, influencia os teores dos demais elementos de liga, quando reduzida sua concentração. A volatilização ocorre também no momento da projeção das partículas, com conseqüente redução do teor dos elementos de liga ditos mais leves e de baixo ponto de fusão, destacando o B, novamente.

Para a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, Pukasiewicz (2008) fundamenta a tendência à formação de óxidos a partir dos elementos de liga Mn, Si e B, principalmente; avaliando o diagrama de energia livre de Gibbs ou diagrama de Ellingham – Figura 36 –, donde nota-se em ordem crescente a seqüência de reatividade dos elementos Si, Mn, Cr, C, Fe, Ni. Desse modo, é previsível que os teores desses elementos de liga reduzam proporcionalmente à reatividade e à concentração na liga analisada e exposta na forma de partículas à elevada temperatura.

### 4.3 AVALIAÇÃO DE LAMELAS

#### 4.3.1 Efeito do Pré-Aquecimento na Forma das Lamelas

##### 4.3.1.1 Geometria de Lamelas

Os diversos materiais depositados apresentaram variação de comportamento na formação de lamelas, em função da temperatura em que se encontrava o substrato no momento da colisão das gotículas com essa superfície. Nas deposições dos aços verificou-se grande espalhamento ou *splash* das lamelas até a temperatura de transição  $T_t$ , que Fukumoto e Huang (1999) explicitam como a temperatura a partir da qual as lamelas solidificam com formato de panqueca ou circular em detrimento de formas irregulares e com espalhamento.

Fukumoto e Huang (1999) mostram a temperatura de transição sendo relativa a propriedades do substrato, evidenciando que materiais com menores valores de condutividade térmica apresentam menores valores de  $T_t$ . Diz-se que a transição foi ultrapassada quando a maioria absoluta das lamelas formadas apresentou o formato circular ou de panquecas em detrimento dos *splashes* ou espalhamento.

O material do substrato revestido foi mantido constante – vidro – e verificaram-se distintos valores de  $T_t$  para os materiais aspergidos, o que remete à interpretação que a  $T_t$  é influenciada pela composição ou mesmo natureza do

material aspergido, com elementos de liga adicionados que reduzam o ponto de fusão do material.

Para a temperatura ambiente, todos os materiais apresentaram a formação de *splashes* e apenas o aço carbono manteve material aderido ao substrato, sendo que os demais materiais aspergidos foram rejeitados em função da reduzida molhabilidade das gotículas em substrato frio, como explicam Fukumoto, Nishioka e Matsubara (1999).

Na Figura 42 são indicados exemplos característicos das lamelas formadas pelos diferentes materiais depositados com o substrato a temperatura ambiente. Jiang, Matejcek e Sampath (1999) obtiveram estrutura semelhante à vista na Figura 42 (a), enquanto depositavam Mo em substrato de aço em temperatura ambiente, o que remete à interpretação de que a temperatura ambiente é inapropriada para a aspersão desses materiais.

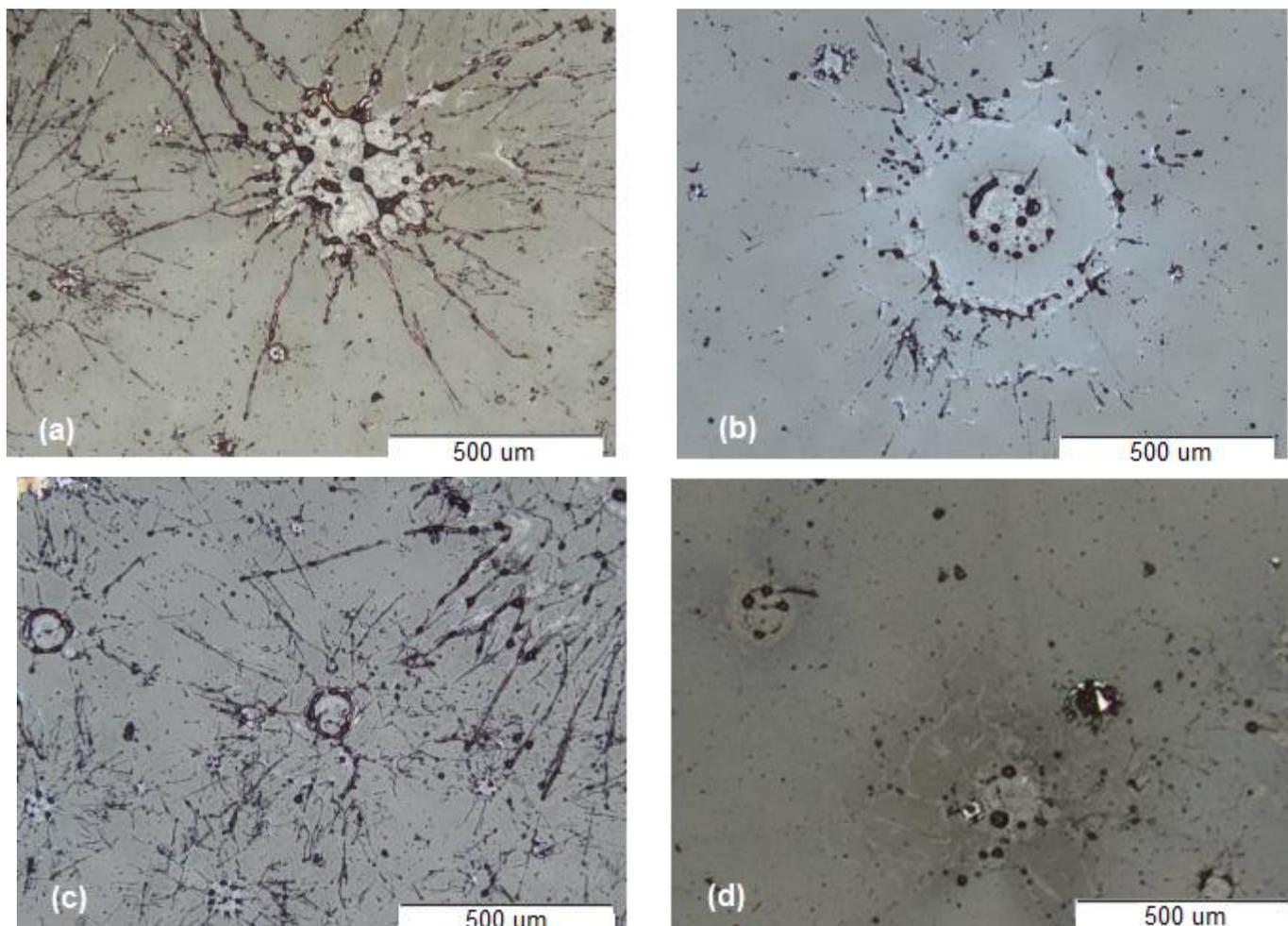


Figura 42: Lamelas depositadas com substrato a temperatura ambiente vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

Com o aquecimento do substrato a temperatura de 100°C, há a formação de panquecas ou lamelas circulares na deposição do 309L, mas para os demais materiais mantêm-se as lamelas com *splashes*, como pode ser visto na Figura 43. Disso afirma-se que para o 309L, a  $T_f$  já foi atingida, enquanto para os demais ainda não.

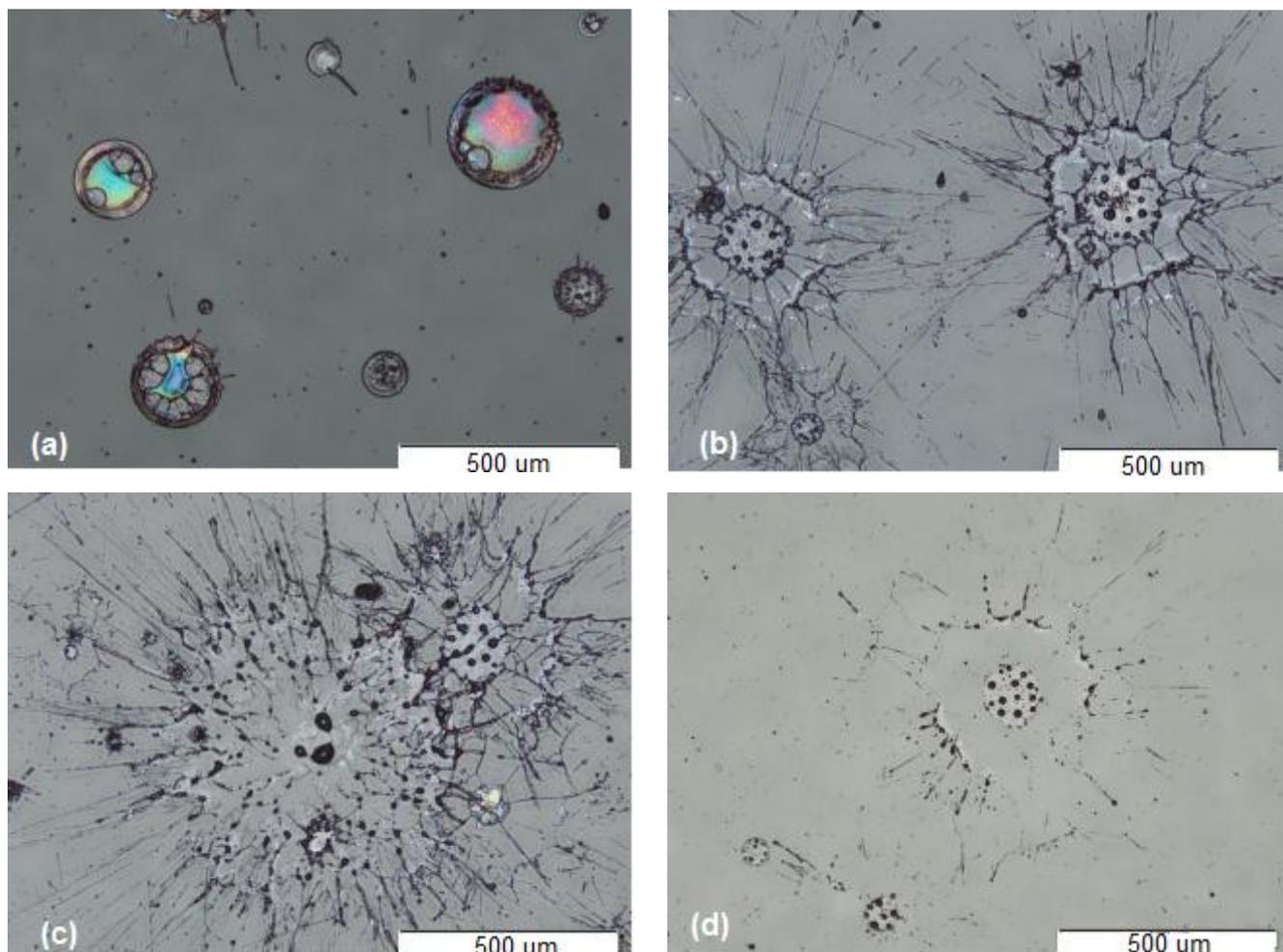


Figura 43: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 100°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

Com o início do aquecimento do substrato para a deposição das partículas, iniciar-se-ia um processo de formação de óxidos na superfície do substrato, se fossem utilizadas ligas metálicas como substrato, conforme explicação de Fauchais *et al.* (2003). Esses autores salientam ainda, que esses óxidos formados no substrato dependem do método de aquecimento adotado – forno, chama, resistência elétrica, indução, etc. – e do ambiente – vácuo, atmosfera controlada ou não, etc.

Relata-se que a formação dessa camada de óxido influi diretamente na rugosidade do substrato e na molhabilidade das gotículas aspergidas nesse substrato e há afirmações de que a temperatura obtida pode formar diferentes óxidos, inclusive com diferentes espessuras (FUKUMOTO *et al.*, 2005).

Como o substrato utilizado para a deposição das ligas foi vidro, a formação de óxidos não se apresenta como uma justificativa para a reduzida molhabilidade em menores valores de pré-aquecimento, mas a menor condutividade térmica do vidro em relação aos materiais metálicos sim, como afirmam Jiang, Matejcek e Sampath (1999), que diferenciaram a deposição de Mo em substratos de vidro, aço médio carbono e Mo, que são materiais com distintos valores de condutividade térmica.

Outra abordagem quanto à imperatividade da etapa de pré-aquecimento está relacionada à condição química da superfície do substrato, uma vez que há a retenção de condensados na superfície desse, quando não utilizado o recurso do pré-aquecimento, como relatam Goutier, Vardelle e Fauchais (2012).

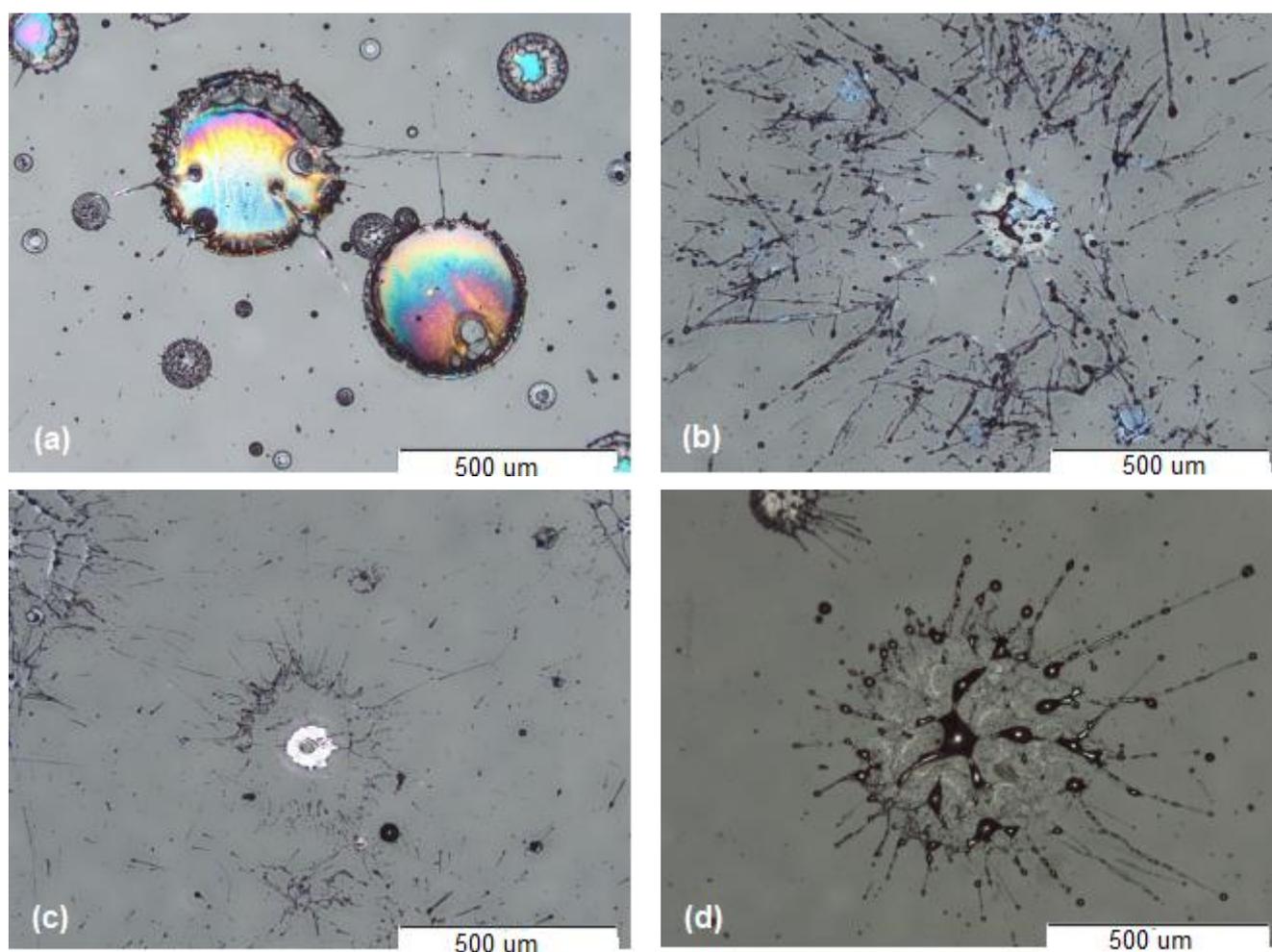
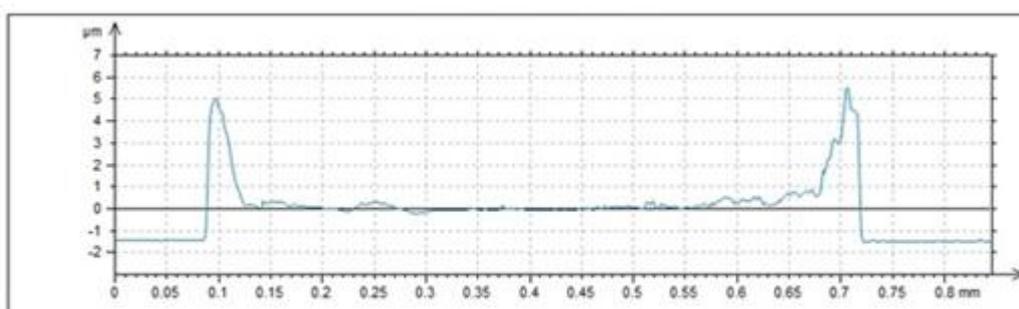


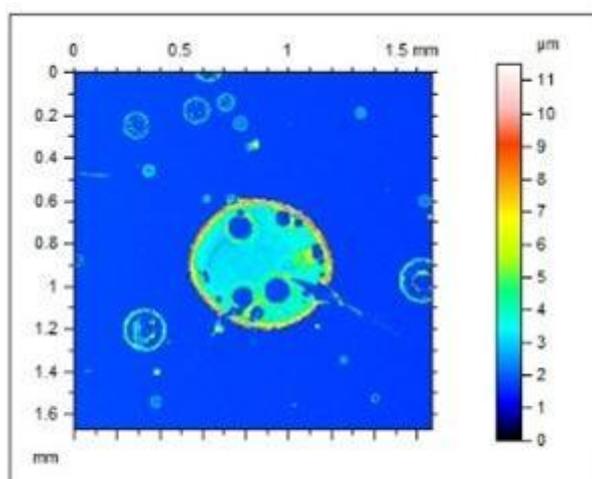
Figura 44: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 150°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

Como pode ser notado na Figura 44, além das lamelas de aço inoxidável austenítico 309L, o aço carbono 70S-6 inicia a formação de panquecas, mesmo com a formação da característica coroa, explicitada por Goutier *et al.* (2009), que relacionam essa geometria à variação da viscosidade e da tensão superficial do material durante o processo de solidificação.

A formação de geometria tipo coroa, como denominada por Goutier *et al.* (2009), nas lamelas solidificadas é representada na Figura 45 (a), onde as bordas horizontais na cota  $-1,4 \mu\text{m}$  referem-se ao substrato, a cota  $0 \mu\text{m}$  é a porção central da lamela e os picos entre as cotas  $5,0 \mu\text{m}$  e  $6,0 \mu\text{m}$  são a formação da coroa da lamela. Essa seção obtida por perfilometria ótica é referente a uma lamela de 410NiMo, com pré-aquecimento de  $250^\circ\text{C}$  e tem sua indicação superficial na forma de panqueca, mostrada na Figura 45 (b).



(a)



(b)

Figura 45: Seção transversal de lamela com a forma de coroa. Perfilometria da (a) seção mensurada da (b) lamela circular de 410NiMo.

A Figura 46 retrata que, a partir do pré-aquecimento de 200°C do substrato, não há mais severa rejeição de nenhuma liga, mantendo as lamelas aderidas ao substrato de vidro, pois até o pré-aquecimento de 150°C, a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni ainda mostrava pouco material aderido, como pode ser visto na geometria exposta na Figura 44 (d).

Nas Figura 46(b) e Figura 46 (c) há a formação de um anel externo à lamela e concentração de material em determinada porção interna das lamelas, como também é indicado por Fauchais *et al.* (2004), que chamam essa geometria externa de anel e justificam sua formação em virtude do aprisionamento de gases sob a lamela ou a molhabilidade reduzida da gotícula projetada na superfície revestida.

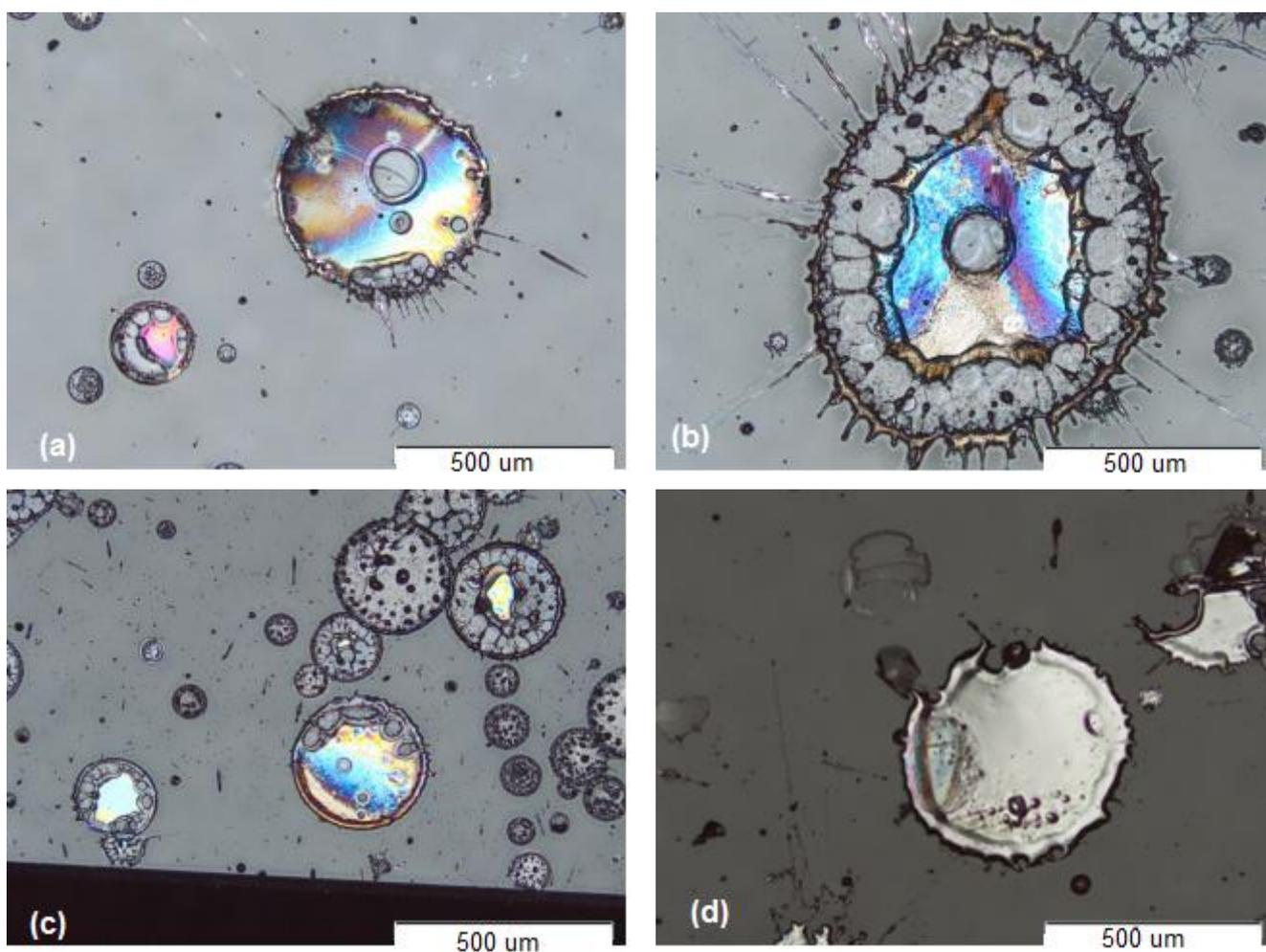


Figura 46: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 200°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

A  $T_t$  foi completamente ultrapassada por todos os materiais no pré-aquecimento de 250°C, como indicado na Figura 47, em que o último material a não apresentar lamelas circulares até então, a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, o faz e a circularidade se mostra mais perfeita para todos os materiais com o pré-aquecimento de 300°C, como mostra a Figura 48.

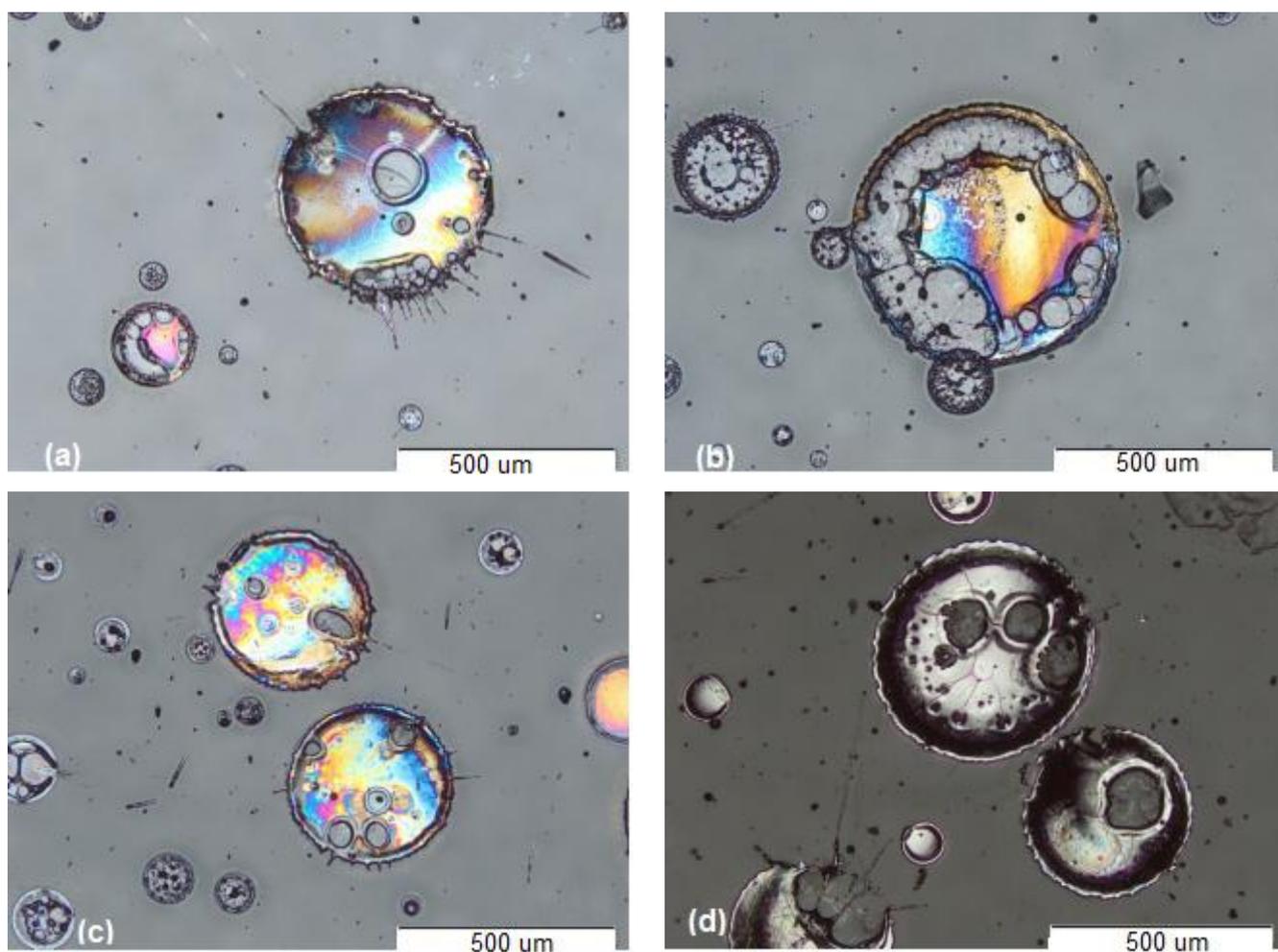


Figura 47: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento de 250°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

Em algumas panquecas é notável a propagação de trincas, como é evidenciado na Figura 48 (d) para a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, sendo esses defeitos volumétricos de trincas oriundos da tensão residual existente nas lamelas em virtude da diferente velocidade de resfriamento entre o substrato e a lamela, como relatam Jiang, Matejcek e Sampath (1999) e Sampath *et al.* (1999).

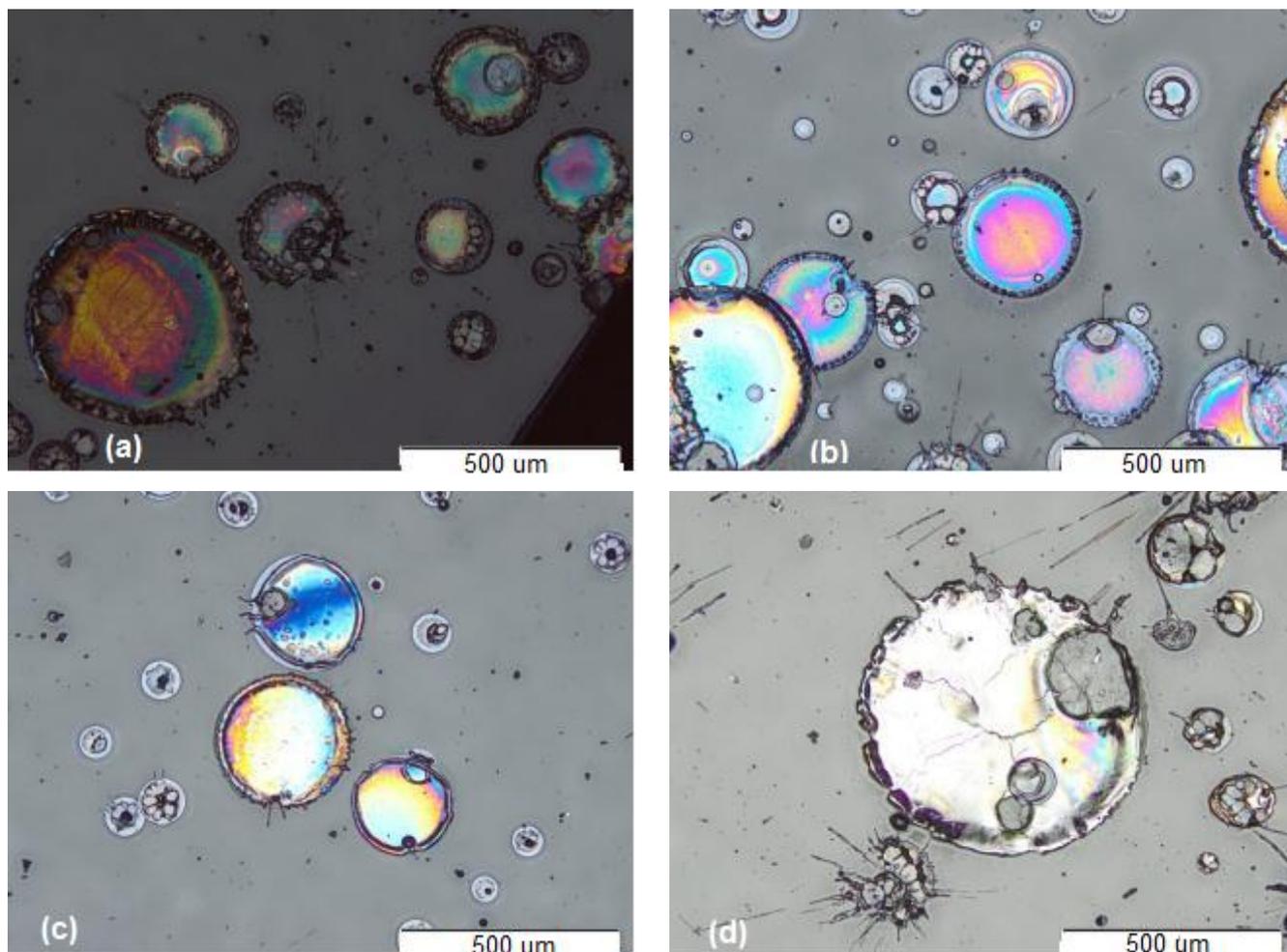


Figura 48: Lamelas depositadas com substrato com pré-aquecimento 300°C vistas em MO. (a) 309L, (b) 410NiMo, (c) 70S-6, (d) Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

Jiang, Matejcek e Sampath (1999) e Sampath *et al.* (1999) descrevem ainda que a elevação da temperatura de pré-aquecimento do substrato infere redução do valor da tensão residual na lamela. Isso porque o substrato apresenta massa significativamente maior que a lamela ou mesmo o revestimento depositado, logo seu resfriamento é mais lento, quanto maior o pré-aquecimento.

Com o resfriamento do corpo revestido, a contração de volume do substrato é mais acentuada, com maiores temperaturas de pré-aquecimento, possibilitando que, depois da solidificação da lamela, surjam tensões compressivas no revestimento, como ressaltado por Paredes, Amico e D'Oliveira (2006). Esses autores verificaram tal fenômeno ao depositar Mo em substratos de Al e de aço em diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

A partir dessa análise pode-se interpretar que o aumento do pré-aquecimento do substrato a ser revestido com a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni acima dos valores avaliados, pode elevar o desempenho desse revestimento quando solicitado ao processo de desgaste por cavitação, já que esse é o objetivo de tal liga desenvolvida por Pukasiewicz (2008) para aplicação em rotores de usinas hidrelétricas.

#### 4.3.1.2 Tamanho de Panquecas

Em função do pré-aquecimento avaliou-se as dimensões das panquecas formadas, sendo as dimensões tomadas a partir do momento em que as lamelas apresentassem em sua maioria absoluta o formato circular ou de panquecas. Desse modo apenas com o pré-aquecimento de 300°C foi possível comparar os diâmetros das panquecas dos diferentes materiais, que são mostrados na Tabela 9,

As panquecas puderam ser avaliadas pelas impressões deixadas no substrato, como retrata a Figura 49 oriunda de análise em perfilômetro ótico, visto que muitas panquecas não aderiram pela própria rugosidade insipiente do substrato.

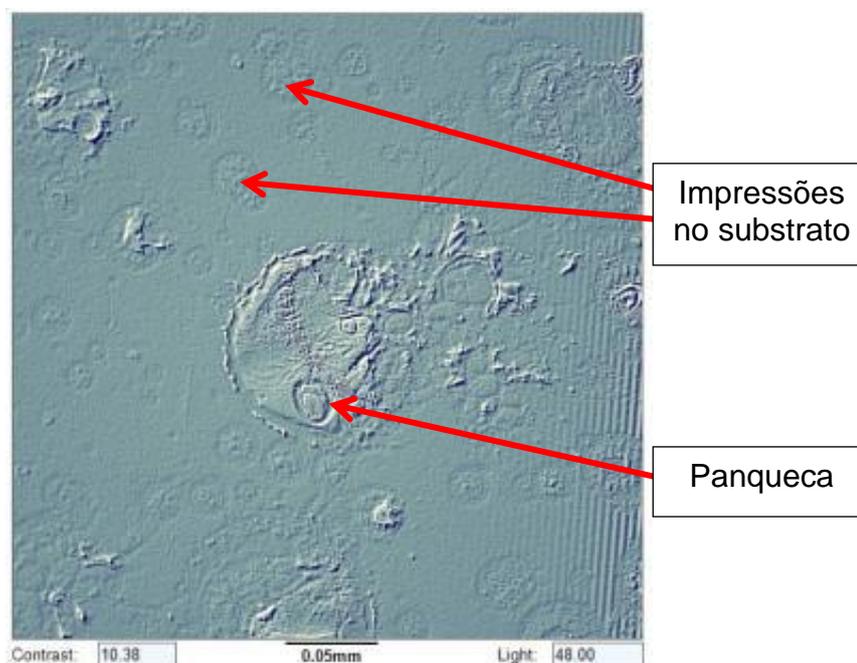


Figura 49: Perfis de panquecas de 309L formadas com pré-aquecimento de 250°C e impressões no substrato por panquecas deslocadas.

Tabela 9: Diâmetros médios de panquecas para os materiais aspergidos.

Material	70S-6	309L	410NiMo	Fe-Mn-Cr-Si-Ni
Diâmetro ( $\mu\text{m}$ )	327,0 $\pm$ 159,6	242,6 $\pm$ 114,6	323,0 $\pm$ 161,1	195,0 $\pm$ 138,3

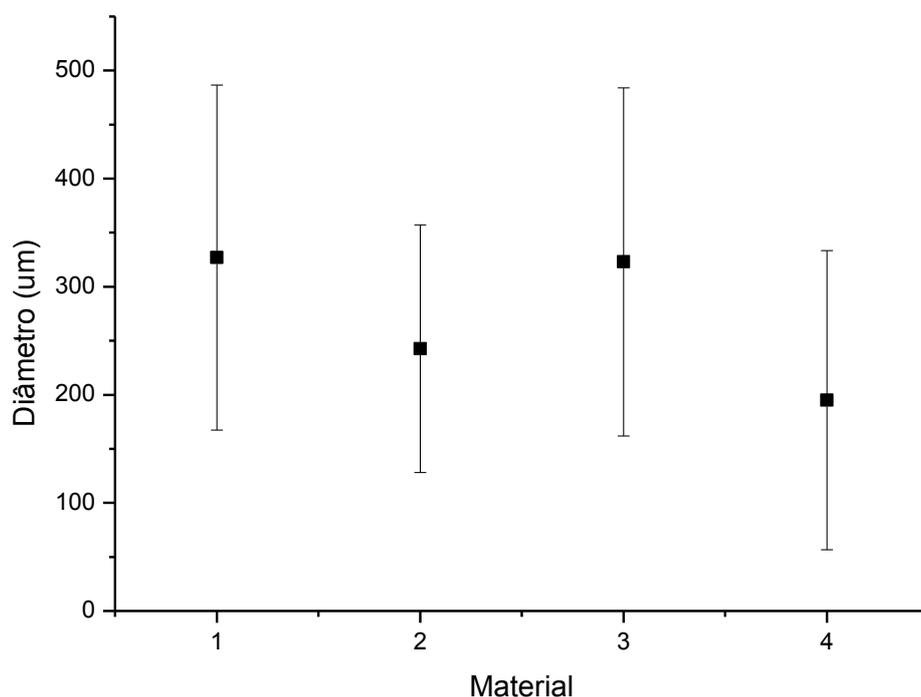


Figura 50: Diâmetro das panquecas dos diferentes materiais com pré-aquecimento de 300°. 1-70S-6, 2-309L, 3-410NiMo e 4-Fe-Mn-Cr-Si-Ni.

A Figura 50 ilustra graficamente os valores indicados na Tabela 9, donde se pode verificar que os materiais 70S-6 e 410NiMo apresentaram valores de tamanhos de panquecas praticamente idênticos, entretanto o 309L mostrou panquecas cerca de 30% menores e a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni cerca de 40% menores que o aço carbono 70S-6. Tal tamanho de lamela menor não está atrelado ao diâmetro da partícula no momento do impacto, pois como já foi apresentado e pode ser visto na Figura 26, a liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni manteve o maior diâmetro de partícula no momento do impacto, enquanto as gotículas de 70S-6, o menor tamanho nesse momento.

Entretanto, a abordagem da relação entre o diâmetro das partículas e o diâmetro das panquecas formadas não se mantém válida no momento em que se insere variação de espessura das lamelas formadas pelos diferentes materiais nas análises. O diâmetro das partículas está atrelado ao volume do material projetado e esse volume tem pequena ou insipiente variação durante o processo de solidificação, com contração aproximada de 3% para aços em processo de fundição,

por exemplo. Assim sendo, validam-se as maiores espessuras das ligas correlacionando-as com a maior viscosidade do material, como é o caso do 309L e mais evidentemente da liga Fe-Mn-Cr-Si-Ni, como nota-se na Figura 50.

## 5 CONCLUSÕES

As propriedades velocidade, diâmetro e temperatura das partículas projetadas durante a aspersão pelo processo ASP são grandemente influenciadas pela pressão do gás de arraste. Sua redução impele às partículas maior diâmetro e temperatura e menor velocidade, sendo essa última a mais alterada das propriedades.

As propriedades das partículas projetadas durante a aspersão pelo processo ASP são variáveis com a distância que elas adquirem da pistola no decorrer do tempo. Ao distanciarem-se da pistola, pelo arraste do gás de transporte, as partículas têm aumento de velocidade, redução de temperatura, com exceção da liga experimental Fe-Mn-Cr-Si-Ni, e diminuição de tamanho. Tendo para a velocidade um ponto de máximo valor, no qual deve ser posicionado o substrato, para que o impacto ocorra com a maior energia possível.

Durante o trajeto entre a pistola e o substrato, ligas com alto teor de elementos desoxidantes, como Mn, Si ou Al, apresentam elevação de temperatura, em virtude das reações de oxidação exotérmicas desses elementos com a atmosfera reinante. Com isso, há redução do teor desses elementos na composição química final do revestimento aspergido.

A alteração dos valores de pré-aquecimento do substrato para deposição pelo processo ASP das ligas ferrosas, mantendo os mesmos parâmetros de processo e distância entre pistola e substrato, impeliram distintas geometrias de lamelas – *splashes* ou panquecas – para os diferentes materiais aspergidos; sendo temperatura de transição de uma forma para outra –  $T_t$  – diferente para cada material depositado.

As ligas inoxidáveis apresentaram maiores tamanhos de panquecas colidentes no substrato, visto a menor oxidação durante o voo da pistola para o substrato, enquanto o aço carbono e a liga experimental Fe-Mn-Cr-Si-Ni mostraram menores tamanhos de lamelas.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar lamelas formadas para as ligas experimentais Fe-Mn-Cr-Si-Ni de Pukasiewicz (2008), com maiores valores de pré-aquecimento do substrato e, conseqüentemente, determinando a  $T_t$  para cada uma das ligas desenvolvidas.

Avaliar a trajetória das partículas entre a pistola e o substrato com equipamento Tecnar DPV Evolution® para determinar se é uma reta descrita ou uma curva, uma helicóide, ou outra forma.

Estudar diferenças entre deposições utilizando a pistola Sulzer Metco Electric Arc Gun LCAG® com e sem o *bocal fine* para mensurar sua influência na trajetória e propriedades das partículas.

## REFERÊNCIAS

- ALVES, H. R.; da SILVA, W. N.; da SILVA, S. N. **Estudo do Desempenho de Recobrimento de Fosfato de Cálcio Depositado por Aspersão Térmica em Pinos Cirúrgicos de Fixação de Fraturas**. The 6th Latin American Congresso Artificial Organs and Biomaterials. Rio de Janeiro, 17-20 ago. 2010.
- American Society for Testing and Materials – **ASTM G32**: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. West Conshohoken: ASTM, 2003.
- American Welding Society – **AWS A5.9**: Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods. Miami: AWS, 1993a.
- American Welding Society – **AWS A5.18**: Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding. Miami: AWS, 1993b.
- American Welding Society – **AWS A5.20**: Specification for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding. Miami: AWS, 1995a.
- American Welding Society – **AWS A5.22**: Specification for Stainless Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Stainless Steel Flux Cored Rods for Gas Tungsten Arc Welding. Miami: AWS, 1995b.
- ARAI, T. **Thermoreactive Deposition/Diffusion Process for Surface Hardening of Steels**. In: ASM Handbook vol. 4: Heat Treating. Materials Park: ASM, 1994.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas – **NBR 7348**: Limpeza de Superfícies de Aço com Jateamento Abrasivo. Rio de Janeiro: ABNT, 1982.
- AYGUN, A. **Novel Thermal Barrier Coatings That are Resistant to High Temperature Attack by CaO-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> Glassy Deposits**. Tese – Materials Science and Engineering Graduate Program. Ohio State University. Columbus, 2008.
- BALIC, E. E.; HADAD, M.; BANDYOPADHYAY, P. P.; MICHLER, J. Fundamentals of Adhesion of Thermal Spray Coatings: Adhesion of Single Splats. **Acta Materialia**, v. 58, p. 5921-5926, 2009.
- BERNT, C. C. **Materials Production Processes**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004a.
- BERNT, C. C. **Particle Characterization**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004b.
- BOBZIN, K.; ERNST, F.; ZWICK, J.; SCHLAEFER, T.; COOK, D.; NASSENSTEIN, K.; SCHWENK, A.; SCHREIBER, F.; WENZ, T.; FLORES, G.; HHN, M. Coating Bores of Light Metal Engine Blocks with a Nanocomposite Material Using the Plasma Transferred Arc Thermal Spray Process. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 17, p. 344-351, 2007.
- BROSSARD, S.; MUNROE, P. R.; TRAN, A. T. T., HYLAND, M. M. Study of the Effects of Surface Chemistry on Splat Formation for Plasma Sprayed NiCr onto

Stainless Steel Substrates. **Surface & Coatings Technology**, v. 204, p. 1599-1607, 2011.

CALICCHIO, L. **Efeito do Shot Peening Sobre a Nitretação de Peças de Ferro Produzidas por Metalurgia do Pó**. Dissertação – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.

CAPRA, A. R. **Desenvolvimento de Intermetálicos Fe/Al Através de Aspersão Térmica e Tratamento Posterior**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2005.

de CARVALHO, P. R. **Estudo do Comportamento ao Desgaste e Corrosão dos Aços Inoxidáveis AISI 316L e AISI 420 Depositados pelo Processo de Aspersão Térmica a Arco Elétrico**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Pernambuco, 2007.

CARVALHO, R. S.; DUTRA, J. C.; CIRINO, L. M.; MELLER, R. N.; BONACORSO, N. G. **Análise Comparativa entre o Arame Maciço e o Tubular no Processo de Soldagem MIG/MAG – Posição Vertical**. 36º Congresso Nacional de Soldagem. Recife, 12-15 out. 2010.

CRAMER, S. D.; COVINO Jr., B. S.; HOLCOMB, G. R.; BULLARD, S. J.; COLLINS, W. K.; GOVIER, R. D.; WILSON, R. D.; LAYLOR, H. M. Thermal Sprayed Titanium Anode for Cathodic Protection of Reinforced Concrete Bridges. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, p. 133-145, 1998.

CRAWMER, D. E. **Introduction to Coatings, Equipment, and Theory**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004a.

CRAWMER, D. E. **Coating Structures, Properties, and Materials**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004b.

CRAWMER, D. E. **Thermal Spray Process**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004c.

DAVIS, J. R. **Introduction to Thermal Spray Processing**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004a.

DAVIS, J. R. **Cold Spray Process**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004b.

DAVIS, J. R. **Selected Applications**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004c.

DESHPANDE, S.; SAMPATH, S.; ZHANG, H. Mechanisms of Oxidation and its Role in Microstructural Evolution of Metallic Thermal Spray Coatings – Case Study for Ni-Al. **Surface & Coatings Technology**, v. 200, p. 5395-5406, 2006.

DHIMAN, R.; McDonald, A. G.; CHANDRA, S. Predicting Splat Morphology in a Thermal Spray Process. **Surface & Coatings Technology**, v. 201, p. 7789-7801, 2007.

DJEBALI, R.; PATEYRON, B.; GANAOU, M. A Lattice Boltzmann Based Investigation of Powder in-Flight Characteristics During APS Process, Part II: Effects of Parameter Dispersions at Powder Injection. **Surface & Coatings Technology**, v. 220, p. 157-163, 2013.

DOBLER, K.; KREYE, H.; SCHWETZKE, R. Oxidation of Stainless Steel in the High Velocity Oxy-Fuel Process. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 9, p. 407-413, 2000.

FAUCHAIS, P.; VARDELLE, A.; DUSSOUBS, B. Quo Vadis Thermal Spraying. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 10, p. 44-66, 2001.

FAUCHAIS, P.; FUKUMOTO, M.; VARDELLE, A.; VARDELLE, M. Knowledge Concerning Splats Formation: An Invited Review. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 13, p. 337-360, 2003.

FORTES, C. **Arces Tubulares OK**. São Paulo: ESAB, 2004.

FREIRE, F.; BUSCHINELLI, A. J. A. **Avaliação de Revestimentos Aplicados por Aspersão Térmica para Proteção contra o Desgaste e Corrosão de Ponteiros de Risers de Completação e Perfuração**. Anais do 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás. Rio de Janeiro, 15-18 jun. 2003.

FUKUMOTO, M.; HUANG, Y. Flattening Mechanism in Thermal Sprayed Nickel Particle Impinging on Flat Substrate Surface. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 9, p. 427-432, 1999.

FUKUMOTO, M.; NISHIOKA, E.; MATSUBARA, T. Flattening and Solidification Behavior of a Metal Droplet on a Flat Substrate Surface Held at Various Temperatures. **Surface & Coatings Technology**, v. 120-121, p. 131-137, 1999.

FUKUMOTO, M.; NISHIOKA, E.; NISHIYAMA, T. New Criterion for Splashing in Flattening of Thermal Sprayed Particles onto Flat Substrate Surface. **Surface & Coatings Technology**, v. 161, p. 103-110, 2002.

FUKUMOTO, M.; SHIIBA, M.; KAJI, H.; YASU, T. Three Dimensional Transition Map of Flattening Behavior in the Thermal Spray Process. **Pure and Applied Chemistry**, v. 77, p. 429-442, 2005.

GEDZEVICIUS, I.; VALILIUS, A. V. Analysis of Wire Arc Spraying Process Variables on Coatings Properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 175, p. 206-211, 2006.

GOUTIER, S.; VARDELLE, M.; LABBE, J. C.; FAUCHAIS, P. Flattening and Cooling of Millimeter and Micrometer-Sized Alumina Drops. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 20, p. 59-67, 2010.

GOUTIER, S.; VARDELLE, M.; FAUCHAIS, P. Understanding of Spray Coating Adhesion Through the Formation of a Single Lamella. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 21, p. 522-530, 2012.

GRANT, P. S. Spray Forming. **Progress in Materials Science**, v. 39, p. 497-545, 1995.

GRANT, P. S.; CANTOR, B. Modeling of Droplet Dynamic and Thermal Histories During Spray Forming – III. Analysis of Spray Solid Fraction. **Acta Metallurgica et Materialia**, v.43, p. 913-921, 1995.

GRASME, D. Arc Spraying of Aluminum. **Welding and Cutting**, v.8, p.124-125, 1990. APUD RODRIGUEZ, R. M. H. P. Formação de Óxidos nos Revestimentos de Alumínio Depositados por Aspersão Térmica. Tese – Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2003.

GUANHONG, S.; XIAODONG, H.; JIUXING, J.; YUE, S. Parametric Study of Al e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramic Coatings Deposited by Air Plasma Spray Onto Polymer Substrate. **Applied Surface Science**, v. 257, p. 7854-7870, 2011.

HEDGES, M. K.; NEWBERY, A. P.; GRANT, P.S. Characterization of Electric Arc Spray Formed Ni Superalloy IN718. **Materials Science & Engineering A**, v.326, p.79-91, 2002.

IVOSEVIC, M. **Splat Formation During Thermal Spraying of Polymer Particles: Mathematical Modeling and Experimental Analysis**. Tese – Drexel University. Filadélfia, 2006.

JIANG, X.; MATEJICEK, J.; SAMPATH, S. Substrate Temperature Effects on the Splat Formation, Microstructure Development and Properties of Plasma Sprayed Coatings Part II: Case Study for Molybdenum. **Materials Science & Engineering A**, v. 272, p. 189-198, 1999.

JIANG, X.; SAMPATH, S.; HERMAN, H. Grain Morphology of Molybdenum Splats Plasma-Sprayed on Glass Substrates. **Materials Science & Engineering A**, v. 299, p. 235-240, 2001.

KATANODA, H.; MATSUO, K. Analysis of Particle Behavior in High-Velocity Oxy-Fuel Thermal Spraying Process. **Journal of Thermal Spray Technology**, v.12, p. 279-282, 2003.

KELKAR, M.; HIBERLEIN, J. Wire-Arc Spray Modeling. Plasma Chemistry and **Plasma Processing**, v. 22, p. 1-25, 2002.

KONG, J.; CHAO, B.; WANG, T.; YAN, Y. Preparation of Ultrafine Spherical AlOOH and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Powders by Aqueous Precipitation Method with Mixed Surfactants. **Powder Technology**, v. 229, p. 7-16, 2012.

KRAUSS, M.; BERGMANN, D.; FRITSCHING, U.; BAUCKHAGE, K. In-Situ Particle Temperature, Velocity and Size Measurements in the Spray Forming Process. **Materials Science and Engineering A**, v. 326, p. 154-164, 2002.

LI, M.; CHRISTOFIDES, D. Computational Study of Particle In-Flight Behavior in the HVOF Thermal Spray Process. **Chemical Engineering Science**, v. 61, p. 6540-6552, 2006.

Lincoln Electric: **The Procedure Handbook of Arc Welding**. 13 ed. Ohio: The Lincoln Electric Company, 1994.

LUPOI, R.; O'NEILL, W. Deposition of Metallic Coatings on Polymer Surfaces Using Cold Spray. **Surface & Coatings Technology**, v. 205, p. 2167-2173, 2007.

MARIANO, C. **Obtenção de Revestimentos de Nióbio Depositados por Aspersão Térmica para Proteção à Corrosão Marinha**. Dissertação – Programa Interdisciplinar de Pós Graduação em Engenharia. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2008.

MARQUES, P. V. **Dano Cavitacional em Revestimentos Depositados por Aspersão Térmica a Chama**. Tese – Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 1996.

MAUER, G.; VAßEN, R.; STÖVER, D. Comparison and Applications of DPV-2000 and Accuraspray-G3 Diagnostic Systems. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 16, p. 414-424, 2007.

de MENEZES, D. D. **Avaliação da Resistência à Corrosão de Revestimentos de Alumínio Aplicados Pelas Técnicas de Arco Elétrico e Chama Convencional em Meio Cloreto**. Dissertação – Programa de Pós-Graduação em Engenharia. Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2007.

Military Standard – **MIL-STD-2138A**: Metal Sprayed Coatings for Corrosion Protection Aboard Naval Ships (Metric). Washington: AMSC, 1992.

MOREAU, C.; CIELO, P.; LAMONTAGNE, M. Influence of Coating Thickness on the Cooling Rates of Plasma Sprayed Particles Impinging on a Substrate. **Surface & Coating Technology**, v. 53, p. 107-114, 1992.

NEWBERY, A. P.; GRANT, P. S. Droplet Splashing During Arc Spraying of Steel and the Effect on Deposit Microstructure. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 9, p. 250-258, 2000.

NEWBERY, A. P.; GRANT, P. S. Oxidation During Electric Arc Spray Forming of Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 178, p. 259-269, 2006.

OLÍVIO, E. F. T. **Avaliação de Ligas Ni-Al Utilizadas como Revestimentos Estáveis a Altas temperaturas Depositadas por Aspersão Térmica à Chama Pó**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2012.

PAWLOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. 2 ed. West Sussex: Wiley, 2008

PAREDES, R. S. C.; AMICO, S. C.; d'OLIVEIRA, A. S. C. M. The Effect of Roughness and Pre-Heating of the Substrate on the Morphology of Aluminium Coatings Deposited by Thermal Spraying. **Surface & Coatings Technology**, v.200, p.3049-3055, 2006.

PLANCHE, M. P.; LIAO, H.; CODDET, C. Relationships Between in-flight Particle Characteristics and Coatings Microstructure with a Twin Wire Arc Spray Process and Different Working Conditions. **Surface & Coatings Technology**, v. 182, p. 215-226, 2004.

PUKASIEWICZ, A. G. M.; CAPRA, A. R.; PAREDES, R. S. C.; CHANDELIER, J. G. **Influência dos Parâmetros de Processo na Resistência à Cavitação de uma Liga Inoxidável com Cobalto Aspergida a Arco**. 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Foz do Iguaçu, 15-19 nov. 2006.

PUKASIEWICZ, A. G. M. **Desenvolvimento de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à Cavitação Depositados por Aspersão ASP**. Tese – Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2008.

REGIS Jr., O. **Viabilidade dos Revestimentos Anticorrosivos com Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/Cu, Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/Ni e Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/Al Aplicados por Aspersão Térmica para Estruturas Enterradas de Linhas de Transmissão**. Tese – Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2011.

RIGGS, W. **Introduction to Testing and Characterization**. In: Handbook of Thermal Spray Technology. Materials Park: ASM, 2004.

RODRIGUEZ, R. M. H. P. **Formação de Óxidos nos Revestimentos de Alumínio Depositados por Aspersão Térmica**. Tese – Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2003.

RODRIGUEZ, R. M. H. P.; PAREDES, R. S. C.; WIDO, S. H.; CALIXTO, A. Comparison of Aluminum Coatings Deposited by Flame Spray and Electric Arc Spray. **Surface & Coatings Technology**, v. 202, p. 172-179, 2007.

SAFARI, S.; HERMAN, H. Microstructure Investigation of Plasma Sprayed Al Coatings. *Thin Solid Film*, v. 45, p. 295-307, 1977. APUD SAMPATH, S.; HERMAN, H. Rapid Solidification and Microstructure Development During Plasma Spray Deposition. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 5(4), p. 445-456, 1996.

SAMPATH, S.; HERMAN, H. Rapid Solidification and Microstructure Development During Plasma Spray Deposition. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 5(4), p. 445-456, 1996.

SAMPATH, S.; JIANG, X. Y.; MATEJICEK, J.; LEGER, A. C.; VARDELLE, A. Substrate Temperature Effects on Splat Formation, Microstructure Development and Properties of Plasma Sprayed Coatings Part I: Case Study for Partially Stabilized Zirconia. **Materials Science & Engineering A**, v. 272, p. 181-188, 1999.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V.; LUCAS, W. A Scientific Application Oriented Classification for Metal Transfer Modes in GMA Welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 1406-1413, 2012.

SHAKERI, S.; CHANDRA, S. Splashing of Molten Tin Droplets on a Rough Steel Surface. **International Journal of Heat Mass and Transfer**, v. 45, p. 4561-4575, 2002.

SHEIR, L. L.; JARMAN, R. A.; BURSTEIN, G. T. **Corrosion: Metal/Environment Reactions**. 3ed. Oxford: Butterworth-Heinmann, 1994.

SHINODA, K.; MURAKAMI, H.; KURODA, S.; TAKEHARA, K.; OKI, T. In Situ Visualization of Impacting Phenomena of Plasma-Sprayed Zirconia: From Single Splat to Coating Formation. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 17, p. 623-630, 2008.

SHIRAZ, D. A.; CHANDRA, S. Impact, Recoil and Splashing of Molten Metal Droplets. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 43, p. 2841-2857, 2000.

da SILVA, J. C. **Estudo Comparativo de Superfícies de Titânio Utilizadas em Implantes**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2006.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Droplet-Substrate Impact Interaction in Thermal Spraying. **Materials Letters**, v. 28, p. 331-335, 1996.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Oxidation of Coatings in Thermal Spraying. **Materials Letters**, v. 37, p. 231-235, 1998.

SOBOLEV, V. V.; GUILMANY, J. M. Flattening of Droplets and Formation of Splats in Thermal Spraying: A Review of Recent Work – Part 1. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, p. 87-101, 1999.

SUCHARSKI, G. B. **Deposição de Revestimentos Tipo Barreira Térmica por Aspersão Térmica**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2012.

TECNAR: **DPV Evolution: Product Manual**. St-Bruno: Tecnar, 2012.

TERRES, C. J. F. **Avaliação de Revestimentos em Aços Inoxidáveis Depositados por Aspersão Térmica**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2006.

TUCKER Jr, R. C. **Advanced Thermal Spray Techniques**. In: **Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings: Science, Technologies and Applications**. 2 ed. Los Angeles: Noyes, 1994.

UZUN, A.; ÇEVİK, I.; AKÇIL, M. Effects of Thermal Barrier Coatings on a Turbocharged Diesel Engine Performance. **Surface & Coatings Technology**, v. 116-119, p. 505-507, 1999.

VARDELLE, M.; VARDELLE, A.; FAUCHAIS, P. Spray Parameters and Particle Behavior Relationship During Plasma Spraying. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 2, p. 79-82, 1993.

VAZ, A. P. **Morfologia dos Revestimentos de Titânio**. Dissertação – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2007.

WANG, X.; HEBERLEIN, J.; PFENDER, E.; GERBERICH, W. Effect Nozzle Configuration, Gas Pressure, and Type on Coating Properties in Wire Arc Spray. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, p. 565-575, 1999.