

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE MECÂNICA**

**PAULO ROBERTO CAMPOS ALCOVER JUNIOR**

**MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
TRIBOLÓGICAS DE METAL PATENTE DEPOSITADO POR  
ASPERSÃO TÉRMICA**

**DISSERTAÇÃO**

**PONTA GROSSA**

**2017**

**PAULO ROBERTO CAMPOS ALCOVER JUNIOR**

**MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
TRIBOLÓGICAS DE METAL PATENTE DEPOSITADO POR  
ASPERSÃO TÉRMICA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Materiais e Fabricação Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

**PONTA GROSSA**

**2017**

Ficha catalográfica elaborada pelo Departamento de Biblioteca  
da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa  
n.38/17

A355 Alcover Junior, Paulo Roberto Campos

Microestrutura, propriedades mecânicas e tribológicas de metal patente depositado por aspensão térmica. / Paulo Roberto Campos Alcover Junior -- Ponta Grossa, 2017.

126 f. : il. ; 30 cm.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

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

1. Metalurgia. 2. Mancais lisos (Máquinas). 3. Aspensão térmica. I. Pukasiewicz, Anderson Geraldo Marena. II. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. III. Título.

CDD 620.1

## FOLHA DE APROVAÇÃO

Título de Dissertação N° 11/2017

### MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRIBOLÓGICAS DE METAL PATENTE DEPOSITADO POR ASPERSÃO TÉRMICA

por

**Paulo Roberto Campos Alcover Junior**

Esta dissertação foi apresentada às **14 horas** de **18 de maio de 2017** como requisito parcial para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA, com Área de Concentração em Fabricação Mecânica e Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora, composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

---

**Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés  
Paredes (UFPR)**

---

**Prof. Dr. Aldo Braghini Junior  
(UTFPR-PG)**

---

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



Visto do Coordenador:

---

**Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena  
Pukasiewicz  
Coordenador do PPGEM  
UTFPR – Câmpus Ponta Grossa**

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por ter me dado saúde e força para enfrentar esta caminhada. Seu sopro de vida em mim foi sustentado e me deu coragem para questionar realidades e propor sempre um novo mundo de possibilidades.

À minha família, pelo incansável apoio e dedicação. Mãe, teu cuidado e dedicação me deram sempre a esperança para seguir em frente. Pai, tua presença significou segurança e certeza de que nesta trajetória não estou sozinho, à todos os familiares que sempre me apoiaram nos momentos difíceis ao longo desta jornada, me deram equilíbrio, princípios e valores para lutar e dar sempre a dimensão certa aos problemas e desafios.

À minha futura esposa Gislaine Chasko pelos momentos de apoio, compreensão, conselhos, paciência e pelo amor incondicional.

Agradeço a todos meus professores até então, em especial à escola conviver, da pedagogia Waldorf, sendo esta que reconheço como o berço desta gloriosa vitória.

Agradeço aos que infelizmente neste momento não estão mais conosco, porém que me incentivaram sempre a buscar os ideais e me colocaram como meta esta conquista.

Ao meu professor, orientador e amigo Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pela orientação exercida com seriedade e competência, pela oportunidade a mim dirigida, e pelo apoio e incentivo ao longo de todo este período. Ao Dr. Gustavo Bavaresco Sucharski pelo apoio nas deposições, e ao professor Dr. Ricardo Diego Torres pelo auxílio nos ensaios de tribologia. À todos os professores e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

À todos os meus amigos e colegas que me incentivaram, apoiaram e me encorajaram a enfrentar este desafio.

À empresa Smagon S/A, a qual me apresentou às realidades profissionais e me engrandeceu muito.

Agradeço ainda à CAPES e Fundação Araucária pela bolsa concedida ao autor durante a realização desta pesquisa.

*“A tarefa não é tanto ver aquilo que ninguém viu, mas pensar o que ninguém ainda pensou sobre aquilo que todo mundo vê.”*

Arthur Schopenhauer

## RESUMO

ALCOVER JUNIOR, Paulo Roberto Campos. **Microestrutura, propriedades mecânicas e tribológicas de metal patente depositado por aspersão térmica.** 2017. 125 p. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2017.

Mancais de deslizamento são elementos de máquinas que detêm considerável importância, pois são empregados em diversos ramos da indústria. Estes componentes operam pela interação entre ligas de metal patente, depositadas na sua superfície interior, com o eixo de rotação. Ligas de metal patente são basicamente ligas a base de estanho, que oferecem vantagens pelo baixo coeficiente de atrito, alta ductilidade e boa tenacidade, que ao longo da operação, absorvem a energia gerada pelo rolamento do eixo, atribuindo ao sistema maior vida útil e confiabilidade. Neste trabalho foram avaliadas as alterações microestruturais e propriedades mecânicas de uma liga de metal patente depositada por diferentes processos de aspersão térmica, em relação aos revestimentos de metal patente depositados por métodos convencionais. O objetivo desta pesquisa foi de avaliar as modificações microestruturais, propriedades mecânicas e tribológicas de revestimentos depositados por diferentes processos de deposição por aspersão térmica. As deposições, por aspersão térmica, foram realizadas por dois processos distintos, sendo estes: arco elétrico, *Arc Spray Process* – ASP e aspersão a chama, *Flame Spray* – FS. Analisou-se a influência do processo de deposição sobre a microestrutura, formação de poros, morfologia, microdureza, aderência do revestimento, bem como o comportamento tribológico dos revestimentos. Os processos de aspersão promoveram revestimentos com maior teor de poros, entretanto ainda aceitáveis por norma. Observou-se que os processos de aspersão térmica originaram revestimentos com menor formação de precipitados que os métodos convencionais, todavia com maior formação de precipitados CuSn, em função da temperatura e das taxas de resfriamento alcançadas, o que eleva a tenacidade da liga, sem alterar significativamente sua dureza. O comportamento tribológico dos revestimentos obtidos por aspersão térmica indicaram níveis de desgastes inferiores, porém com maior coeficiente de atrito. Observou-se uma maior estabilidade do coeficiente de atrito e menor dispersão ao longo do ensaio tribológico, o que garante maior estabilidade dinâmica do revestimento frente ao deslizamento.

**Palavras-chave:** Metal patente. Mancais de deslizamento. Aspersão térmica.

## ABSTRACT

ALCOVER JUNIOR, Paulo Roberto Campos. **Microstructure, mechanical and tribological properties of patent metal deposited by thermal spray.** 2017. 125 p. Master's Dissertation of the Post-Graduate Program in Mechanical Engineering – Federal Technological University of Paraná. Ponta Grossa, 2017.

Sliding bearings are mechanical elements which hold considerably large importance, for their use on many branches of industry. These elements operate via interaction between Babbitt metals, deposited on the inner surface, with the rotating axle. Babbitt metals are basically tin or lead-based alloys, which convey the applicational advantages of low friction coefficient, high ductility, and good toughness, that during the operation, absorb the energy generated by the axle bearing, as well as the shock waves resultant of the system fluctuations, giving the system longer lifespan and reliability. This work will make the characterization of a Babbitt metal alloy deposited by different thermal spray processes, comparing the same alloy deposited by conventional methods, with the goal of evaluating how the resulting microstructure and mechanical properties of the deposition processes will be affected by the different thermal spraying methods. The chemical composition of the coatings and the micro hardness will also be evaluated. Additionally, factors such as adherence and tribological behavior of the coatings will be analyzed. Thus allowing us to compare the microstructures, mechanical and tribological properties with the conventional coatings methods. It was observed that the thermal spray processes resulted in coatings with lower precipitate formation than conventional methods, however with a higher formation of CuSn precipitates, as a function of the temperature and the cooling rates achieved, which increases the bond strength without changing hardness. The tribological behavior of the coatings obtained by thermal spraying showed lower wear level, but the coefficient of friction observed is higher, compared with the Babbitt alloy deposited by conventional process. It was observed that coefficient of friction was more stable and less dispersion throughout the tribological test, which greater dynamic stability to the coating for sleeve.

**Key-words:** Patent metal. Sleeve bearings. Thermal spray.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Vista em corte de um rolamento de esferas.....	21
Figura 2 - Mancal de deslizamento .....	22
Figura 3 - Aplicações das ligas de Babbitt .....	26
Figura 4 - Diagrama ternário Sn-Cu-Sb.....	27
Figura 5 - Diagrama binário Sn-Sb.....	28
Figura 6 - Diagrama binário Sn-Cu.....	29
Figura 7 - Diagrama binário Pb-Sn.....	30
Figura 8 – WM - 2 (89,2% Sn, 7,2% Sb, 3% Cu e 0,4% Pb), 500x, atacado com nital (a) WM - 5 (60,3% Sn, 20,2% Sb, 2,6% Cu e 16,6% Pb), 500x, atacado com nital (b) .....	31
Figura 9 - Esquema do funcionamento da aspensão térmica .....	36
Figura 10 - Classificação dos processos de aspensão térmica.....	37
Figura 11 - Descrição esquemática do processo arco elétrico – ASP.....	39
Figura 12 - Descrição esquemática do processo chama-aramé – FS.....	40
Figura 13 - Estrutura típica de um revestimento aspergido.....	42
Figura 14 - Coeficiente de desgaste (k) para sistemas tribológicos .....	45
Figura 15 - Desgaste abrasivo associado à formação de cavaco .....	46
Figura 16 - Transferência de metal por adesão.....	47
Figura 17 - Formação de partícula de transferência por adesão.....	48
Figura 18 - Fluxograma das Atividades.....	49
Figura 19 - Transformação de tons de cinza para cálculo da porosidade em área através da ferramenta “ <i>threshold</i> ”. (a) Tons de cinza, (b) RGB para contagem de fases.....	54
Figura 20 - Disposição esquemática das indentações .....	56
Figura 21 - Modos de falha do revestimento no ensaio de aderência.....	57
Figura 22 - Representação esquemática do ensaio de desgaste pino sobre disco...58	
Figura 23 - Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d) .....	62
Figura 24 - Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d) .....	64
Figura 25 - Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d), utilizando dicra e polarizador .....	65
Figura 26 - Morfologia dos revestimentos ASP (a), FS (b).....	66
Figura 27 - Micrografia das amostras aspergidas termicamente ASP (a) e FS (b) ...67	
Figura 28 - Micrografia das amostras Centrifugação (a) e (b) e Gravidade (c) e (d) .68	
Figura 29 - Micrografia das amostras ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d).....	69
Figura 30 - Micrografia das amostras ASP (a) e (b), e FS (c) e (d) .....	70
Figura 31 - Micrografia das amostras Centrifugação (a) e (b), e Gravidade (c) e (d) 71	
Figura 32 - Mapeamento químico obtido por EDS da amostra ASP .....	73
Figura 33 - Mapeamento químico obtido por EDS da amostra FS .....	75

Figura 34 - Mapeamento químico obtido por EDS da amostra obtida por Centrifugação.....	77
Figura 35 - Mapeamento químico obtido por EDS da amostra obtida por Gravidade .....	80
Figura 36 - Difratoograma das amostras depositadas, ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d) .....	83
Figura 37 - Trilhas de desgaste, ASP (a) e (b), FS (c) e (d), Gravidade (e) e (f).....	88
Figura 38 - Trilhas de desgaste dos revestimentos, ASP (a) e (b), FS (c) e (d), Gravidade (e) e (f).....	90
Figura 39 - Micrografia das trilhas de desgaste ASP (a) e (b), FS (c) e (d), e Gravidade (e) e (f).....	92
Figura 40 - Micrografia das trilhas de desgaste ASP (a) e (b), FS (c) e (d), e Gravidade (e) e (f) com maior ampliação .....	94
Figura 41 - Mecanismos de desgaste nas trilhas da amostra ASP (a), (b), (c) e (d).....	96

## LISTA DE FOTOGRAFIAS

Fotografia 1 - Centrífuga de fundição (a), Processo de centrifugação (b) .....	33
Fotografia 2 - Coquilha de fundição (a), Metalização por gravidade (b) .....	34
Fotografia 3 - Tribômetro utilizado no ensaio de desgaste.....	59
Fotografia 4 – Exemplo das amostras rompidas no ensaio de aderência (a) e (b) ...	85
Fotografia 5 – Amostras desgastadas, ASP (a), FS (b) e Gravidade (c) .....	86

## LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Composição química em linha da amostra ASP .....	74
Gráfico 2 – Composição química em linha da amostra FS .....	76
Gráfico 3 – Composição química em linha da amostra obtida por Centrifugação, linha 1 (a) e linha 2 (b) .....	78
Gráfico 4 – Composição química em linha da amostra obtida por Gravidade, linha 1 (a) e linha 2 (b) .....	81
Gráfico 5 – Comportamento tribológico – Coeficiente de atrito [ $\mu$ ] x Distância [m]....	87
Gráfico 6 – Perfil da trilha de desgaste da amostra depositada por gravidade .....	91

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Materiais utilizados em mancais de deslizamento.....	24
Tabela 2 - Siglas e nomes dos processos de aspersão térmica .....	38
Tabela 3 - Características dos processos de aspersão térmica .....	38
Tabela 4 - Composição química da liga ASTM B23-2 (% em peso).....	50
Tabela 5 - Parâmetros otimizados utilizados nas deposições .....	52
Tabela 6 - Parâmetros da análise por DRX.....	55
Tabela 7 - Espessura média dos revestimentos aspergidos .....	63
Tabela 8 - Percentual de poros em área dos revestimentos .....	66
Tabela 9 - Composição química dos arames (% em peso) .....	72
Tabela 10 - Composição química dos revestimentos (% em peso).....	72
Tabela 11 - Composição química dos revestimentos ASP (% em peso) .....	74
Tabela 12 - Composição química dos revestimentos FS (% em peso) .....	77
Tabela 13 - Composição química dos revestimentos centrifugados (% em peso) ....	80
Tabela 14 - Composição química dos revestimentos depositados por gravidade (% em peso) .....	82
Tabela 15 - Microdureza Vickers dos revestimentos [HV].....	85
Tabela 16 - Aderência dos revestimentos aspergidos termicamente .....	86
Tabela 17 - Propriedades na trilha desgastada .....	90
Tabela 18 - Amplitude dos picos formados na periferia da trilha desgastada .....	92

## LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASP	Aspersão térmica a arco elétrico, <i>Arc Spray Process</i>
APS	Aspersão térmica a plasma, <i>Air Plasma Spray</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Standard for testing materials</i>
BSE	Elétrons retroespalhados, <i>Backscattering Electron</i>
CGS	Aspersão a frio, <i>Cold Gas Spraying</i>
D-Gun	Aspersão térmica por detonação, <i>Detonation Gun</i>
DRX	Difração de Raios X
EDS	Espectroscopia de Raios X por dispersão, <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FS	Aspersão térmica a chama, <i>Flame Spray</i>
HVCW	Aspersão térmica a chama de alta velocidade, <i>High Velocity Combustion Wire</i>
HVOF	Aspersão térmica a chama hipersônica, <i>High Velocity Oxy-Fuel Flame</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
PTA	Aspersão térmica a plasma com arco transferido, <i>Plasma Transferred Arc</i>
VPS	Aspersão térmica – plasma a vácuo, <i>Vacuum Plasma Spraying</i>

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>16</b>
1.1 OBJETIVOS .....	17
1.1.1 Objetivo Geral .....	17
1.1.2 Objetivos Específicos .....	17
1.2 JUSTIFICATIVA .....	18
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO .....	18
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>20</b>
2.1 MANCAIS .....	20
2.1.1 Mancal de Rolamento .....	20
2.1.2 Mancal de Deslizamento .....	21
2.2 METAL PATENTE .....	23
2.2.1 Ligas a Base de Sn .....	27
2.3 PROCESSOS CONVENCIONAIS DE DEPOSIÇÃO DE METAL PATENTE .....	32
2.3.1 Centrifugação .....	32
2.3.2 Metalização por Gravidade .....	34
2.4 ASPERSÃO TÉRMICA .....	35
2.4.1 Aspersão Térmica a Arco Elétrico – ASP .....	39
2.4.2 Aspersão Térmica a Chama – FS .....	40
2.4.3 Morfologia dos Revestimentos Aspergidos Termicamente .....	41
2.5 TRIBOLOGIA .....	44
2.5.1 Desgaste Abrasivo .....	46
2.5.2 Desgaste Adesivo .....	47
<b>3 METODOLOGIA</b> .....	<b>49</b>
3.1 DEPOSIÇÕES DE METAL PATENTE .....	50
3.1.1 Seleção dos Materiais .....	50
3.1.2 Preparo dos Substratos .....	51
3.1.3 Deposições por Processos Convencionais .....	51
3.1.4 Deposições por Aspersão Térmica .....	51
3.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS .....	52
3.2.1 Microscopia Ótica (MO) .....	53
3.2.2 Quantificação em Área de Poros .....	54
3.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....	54
3.2.4 Difração de Raios X (DRX) .....	55
3.2.5 Microdureza Vickers .....	55
3.3 ENSAIO DE ADERÊNCIA .....	56
3.4 ENSAIO TRIBOLÓGICO .....	57
3.4.1 Preparo das Amostras .....	58
3.4.2 Ensaio de Desgaste Pino sobre Disco .....	58

3.4.3 Perfilometria Ótica.....	59
3.4.4 MEV das Amostras Desgastadas.....	60
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>61</b>
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS REVESTIMENTOS .....	61
4.2 AVALIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS.....	71
4.3 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS POR DRX.....	82
4.4 MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS .....	84
4.5 ADERÊNCIA DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS .....	85
4.6 ENSAIO TRIBOLÓGICO PINO SOBRE DISCO .....	86
4.7 ESTUDO DO PERFIL E MECANISMO DE DESGASTE DAS TRILHAS FORMADAS NO ENSAIO PINO SOBRE DISCO.....	87
<b>5 CONCLUSÕES .....</b>	<b>97</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>98</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>99</b>
<b>ANEXO A .....</b>	<b>105</b>
<b>ANEXO B .....</b>	<b>116</b>



## 1 INTRODUÇÃO

O atrito é necessário, e até mesmo essencial, em certos elementos de máquinas, sendo exemplos típicos os freios e as embreagens. Entretanto, na maioria das aplicações, o atrito é inconveniente, gerando calor, causando desgaste prematuro, consumindo energia e reduzindo a vida útil de diferentes tipos de equipamentos (POLYDORO, 1995).

Mancais são elementos de máquinas utilizados entre duas peças rígidas em movimento, tendo como principal função separá-las minimizando o contato e o atrito proveniente entre ambas, substituindo o atrito seco pelo atrito viscoso, possibilitando a operação de equipamentos com menor temperatura e menor perda de energia, atribuindo ao sistema maior vida útil e confiabilidade (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). Existem dois tipos construtivos que podem diferenciar os mancais de maneira geral, sendo estes os mancais de deslizamento, foco do presente trabalho, e os mancais de rolamento.

Segundo Klaas (2013), os mancais de deslizamento são empregados normalmente em sistemas que operam com velocidades teoricamente baixas, e acentuados e intermitentes carregamentos, como no caso de geradores de usinas hidrelétricas, motores de combustão interna, máquinas e equipamentos industriais, entre outros.

Metal patente, ou metal branco, são ligas principalmente a base de estanho - Sn, com adição de cobre - Cu e antimônio - Sb. São utilizadas principalmente devido à capacidade de absorção de energia, assim como o baixo coeficiente de atrito que estas proporcionam (HUTCHINGS, 1992).

Os principais métodos de deposição destas ligas são: centrifugação, aplicado basicamente a peças cilíndricas e simétricas, onde a adesão ocorre sob a ação da força centrífuga; metalização por gravidade, com a utilização de coquilhas, geralmente empregada quando não se faz possível a centrifugação e eletrodeposição, no caso de peças com espessuras de metal patente delgadas. De modo alternativo podem ser considerados os processos de deposição por aspersão térmica (YONGYONG *et al.*, 2013).

A aspersão térmica é o nome dado a um grupo de processos onde se faz possível a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em diversos tipos de substrato, incluindo desde ligas de aço até polímeros. Nestes processos o

material em forma de arame ou pó é fundido ou parcialmente fundido por uma fonte de calor química ou elétrica e impulsionado por ar comprimido ou outros gases na direção axial à superfície do substrato, ocorrendo assim à aderência do revestimento por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica e física, dependendo dos parâmetros utilizados, gerando uma estrutura tipicamente lamelar com a presença de óxidos e poros que são minimizados usualmente com a posterior refusão do revestimento (PAWLOWSKI, 2008).

Processos de aspensão térmica são eficientes principalmente na deposição de revestimentos em peças com geometrias muito variadas. Além disso, a aspensão térmica pode promover elevados valores de aderência, baixos valores de tensões residuais, baixos teores de óxidos e poros, microestrutura refinada, devido principalmente às altas taxas de resfriamento, sendo estas, peculiaridades destes processos de deposição.

## 1.1 OBJETIVOS

### 1.1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é avaliar as modificações microestruturais, os microconstituintes formados, as propriedades mecânicas e o comportamento tribológico de revestimentos de metal patente depositados por diferentes processos de deposição por aspensão térmica e por processos convencionais.

### 1.1.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos necessários para alcançar o objetivo principal, são:

- i. Analisar as microestruturas formadas em ambos os processos de deposição, e os respectivos microconstituintes, comparando-se com os processos de deposição convencionais;
- ii. Comparar as propriedades mecânicas obtidas pelos revestimentos provenientes de processos distintos;
- iii. Avaliar as alterações no comportamento tribológico dos revestimentos depositados por aspensão térmica (Chama Arame e

Arco Elétrico), em relação aos depositados por métodos convencionais (Fundição convencional e Centrifugação).

## 1.2 JUSTIFICATIVA

Revestimentos obtidos por aspersão térmica apresentam altas taxas de resfriamento, alcançadas devido à elevada densidade energética envolvida no processo, interferindo na cinética da formação das fases, as quais podem alterar as propriedades de deslizamento das ligas. Os processos de aspersão térmica podem alterar a formação das fases, promover refino de grão, alterar a formação dos precipitados, e compostos intermetálicos. Características estas que podem alterar as propriedades mecânicas destes revestimentos, em comparação com os depositados de forma convencional. Verifica-se que o foco das pesquisas relacionado às aplicações de metal patente, se concentra no desenvolvimento de novas geometrias de componentes e acessórios, e processos de fabricação de componentes deslizantes, de modo que há um déficit quanto aos processos de deposição destas ligas na literatura, os quais são geralmente relacionados aos processos convencionais.

## 1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

O presente trabalho é subdividido em sete capítulos, sendo o capítulo 1 composto pela introdução, já apresentado, e o respectivo desenvolvimento é apresentado nos seguintes capítulos:

No capítulo 2 é exposta uma revisão bibliográfica sobre mancais, se aprofundando nos mancais de deslizamento, ligas de metal patente, com foco em ligas à base de Sn, processos convencionais de deposição, processos de aspersão térmica que estão no eixo desta pesquisa, e por fim os conceitos de tribologia, em especial, os mecanismos de desgaste.

No capítulo 3 se faz possível a compreensão dos materiais e métodos empregados ao longo da pesquisa.

No capítulo 4 estão dispostos os resultados e discussões pertinentes aos ensaios realizados.

No capítulo 5 são apontadas as conclusões e considerações finais tomadas pelo presente trabalho.

No capítulo 6 são apresentadas sugestões para trabalhos futuros ao longo desta mesma linha de pesquisa.

E por fim, as referências bibliográficas utilizadas para a realização do presente trabalho.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta os principais conceitos com relação a mancais, tribologia, metal patente, processos convencionais de deposição de metal patente e aspensão térmica.

### 2.1 MANCAIS

Mancais são elementos de máquinas dispostos entre peças rígidas, normalmente entre um eixo e o suporte que o contém, possibilitando assim a separação dos componentes, e substituindo o atrito seco pelo atrito viscoso, garantindo maior vida útil, operação de maior confiabilidade e menor dissipação de energia do sistema em operação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

Um mancal geralmente possui um fluido lubrificante, que é inserido entre as peças rígidas, eixo girante e a superfície interna do mancal. Havendo movimento relativo entre ambas, a finalidade do mancal, é a de substituir o atrito seco pelo atrito viscoso no fluido lubrificante, diminuindo assim a temperatura de funcionamento, o atrito e o desgaste das superfícies (DUARTE JR, 2005).

Os mancais têm vital importância no projeto de estruturas complexas, quando existem corpos girantes. Estes têm influência significativa sobre as frequências naturais, os modos e a magnitude da vibração, podendo inclusive ser fonte de excitação para o sistema quando procedente de um projeto dinamicamente falho (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

Mancais podem ser divididos de modo geral em dois tipos principais, sendo estes, os mancais de rolamento e de deslizamento.

#### 2.1.1 Mancal de Rolamento

Segundo Harris (1992), e posteriormente reiterado por Vilodres (2008), mancais de rolamentos, também conhecidos como mancais anti-atrito e mancais de elementos rolantes, estão entre os elementos de máquinas mais utilizados, constituídos de elementos rolantes, tais como esferas ou rolos com o intuito de separar os anéis, interno e externo.

Estes mancais foram desenvolvidos industrialmente no final do século XIX, e atualmente ainda sofrem inúmeras modificações, com relação a projetos, e materiais empregados, de modo a proporcionar maior vida útil, resistindo a acentuados carregamentos, elevada temperatura de trabalho, e velocidade de operação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000). A Figura 1 ilustra um rolamento de esferas.

**Figura 1 – Vista em corte de um rolamento de esferas**



**Fonte: NSK.**

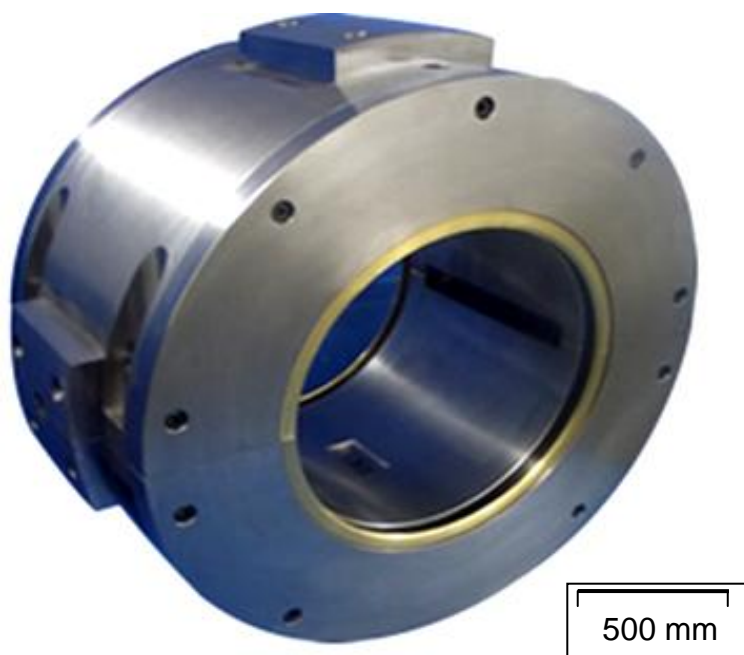
A limitação deste tipo de mancal está no custo, principalmente quando se tratam de equipamentos de grande porte, que geram elevadas cargas, estes não são recomendados, pois o elemento girante, neste caso o rolamento, deve ser fabricado sob dimensões muito restritas.

### 2.1.2 Mancal de Deslizamento

Mancais de deslizamento, ou mancais deslizantes, são mais adequados a baixas rotações e altas cargas impostas pelo sistema. Não há, neste caso, elementos rolantes, de modo que o atrito é reduzido devido à presença de um filme de óleo entre a superfície do eixo e o interior do mancal, composto por uma camada de metal patente (KLAAS, 2013). O tipo construtivo destes mancais detém de menor complexidade, quando comparados aos de rolamento, porém as tolerâncias

dimensionais, normalmente são menores que as observadas nos mancais de rolamento (CURI, 2003; VILODRES, 2008). Na Figura 2 é possível verificar um mancal de deslizamento.

**Figura 2 – Mancal de deslizamento**



**Fonte: SMAGON S/A.**

Mancais de deslizamento podem ser classificados de acordo com o modo de pressurização, e de acordo com o estado físico do fluido lubrificante, sendo estes, o estático, que é pressurizado externamente, ou seja, devido à ação de um elemento externo que pressuriza o fluido no interior do mancal. Quando o fluido de um mancal estático for o ar, este é denominado mancal aerostático, e quando líquido, é definido como hidrostático, já quando a pressurização ocorre em função da rotação do eixo, estes são ditos auto-pressurizáveis ou dinâmicos, sendo para o ar, aerodinâmicos, e no caso do fluido no estado líquido, hidrodinâmicos (DUARTE JR, 2005).

As ligas empregadas em mancais de deslizamento são basicamente ligas de metal patente a base de estanho (Sn), devido às propriedades deslizantes que estas ligas proporcionam.

## 2.2 METAL PATENTE

Dentre as ligas utilizadas como anti-fricção, destacam-se as ligas a base de Sn, endurecidas com Cobre (Cu) ou Antimônio (Sb), conhecidas como metal patente, *white metal* ou Babbitt. O nome faz referência ao inventor norte-americano Isaac Babbitt, que descobriu o metal patente em 1839, por meio da fusão conjunta de 4 partes em peso de Cu, 12 de Sn, 8 Sb, e em seguida adicionando 12 partes de Sn após a fusão, originando assim uma composição de 89,3 % Sn, 7,1 % Sb, e 3,6 % Cu, fórmula esta que ainda é comercializada sob o nome de “Babbitt genuíno” (ASM METALS HANDBOOK, 1992).

Estas ligas caracterizam-se pela baixa dureza e elevada ductilidade associadas ao baixo ponto de fusão, originando um material com baixo coeficiente de atrito, que quando assistido pela lubrificação gera níveis significativamente baixos de atrito (ASM METALS HANDBOOK, 1992).

Segundo Higgins (1982), as propriedades de deslizamento das ligas podem ser obtidas a partir do emprego adequado dos elementos de liga, pois estas devem ser relativamente duras e resistentes ao desgaste. Entretanto devem apresentar elevada tenacidade, boa resistência ao choque, e elevada ductilidade, o que não é visto em ligas monofásicas, de modo que se empregam Cu e Sb como elementos endurecedores. O Cu e Sb são responsáveis pela formação de compostos intermetálicos que quando imersos na matriz de estanho propiciam melhores propriedades deslizantes.

Os compostos intermetálicos são duros e apresentam um baixo coeficiente de atrito, mas são extremamente frágeis, por outro lado, os metais puros e as soluções sólidas apesar de serem dúcteis, são geralmente macias e têm um coeficiente de atrito relativamente elevado. Contudo pode-se conseguir uma combinação adequada das propriedades mecânicas, através de uma liga na qual as partículas do composto intermetálico duro estão inseridas numa matriz de uma solução sólida dúctil. Em alguns casos utiliza-se o eutético de dois sólidos, de modo que a matriz macia tende a desgastar-se, deixando livres as partículas duras. Isto não apenas reduz o coeficiente médio de atrito na superfície do mancal, como também produz canais através dos quais o lubrificante pode escoar com maior facilidade e fluidez (HIGGINS, 1982).



Muitos materiais têm sido testados em mancais, como por exemplo, ligas de alumínio, cobre e até poliméricas, porém o metal patente é o mais empregado em mancais hidrodinâmicos, tanto a base de Sn quanto a base de Chumbo – Pb. As ligas de metal patente a base de Pb vem sendo extintas em razão de questões ambientais. Na Tabela 1 apresentam-se as propriedades que diferenciam o metal patente de outras ligas (PRATT, 2005 *apud* ZEREN; FEYZULLAHOGLU; ZEREN, 2007).

**Tabela 1 – Materiais utilizados em mancais de deslizamento**

Propriedade Física	Importância da propriedade em serviço	Características dos materiais utilizados	
		Metal Patente	Ligas a base de Cobre
<b>Resistência a Fadiga</b>	Sustentar cargas dinâmicas na temperatura de operação	Adequado para inúmeras aplicações, porém com uso restrito devido à temperatura	Grande variação de propriedades mecânicas em função da composição
<b>Resistência a Compressão</b>	Suportar o carregamento sem extrusão ou alteração dimensional	Adequado, porém com restrição em função da temperatura	Variação em função da composição
<b>Resistência a Corrosão</b>	Resistir ao ataque de produtos ácidos ou água ou fluido refrigerante no lubrificante	Base de Sn: Excelente na ausência de água do mar. Base de Pb: Atacados por produtos ácidos	Suscetível ao ataque na presença de Pb. Resistência aumentada pelo Pb–Sn

Fonte: adaptada de ZEREN *et al.*, 2007.

Mancais de metal patente a base de Sn têm maior resistência à corrosão em relação a ligas de Pb, fato que é explicado pelas agulhas de CuSn em sua microestrutura (ZEREN *et al.*, 2007). Na erosão por cavitação, a superfície erodida é mais rugosa que a superfície desgastada, porque na erosão por cavitação o desgaste ocorre preferencialmente nas interfaces entre os cristais cúbicos e a matriz ou no Pb. A resistência à erosão do metal patente é afetada pelo tamanho e pela distribuição de rígidos cristais cúbicos e pela força de ligação da matriz para os cristais cúbicos. Para a liga de bronze e Pb, a erosão difere-se pela quantidade e distribuição de Pb e pela dureza da matriz, falhas provenientes da ocorrência por cavitação, geralmente são verificadas em casquilhos de motores de grande porte (RUSSELL, 1958 *apud* OKADA; IWAI, 1986).

Em relação á resistência a corrosão, conforme indicado na Tabela 1, o metal patente é inadequado para a maioria dos motores à combustão interna e apenas

está apto à operação em baixas velocidades em motores navais a diesel. Para melhorar a resistência, normalmente ao metal é adicionado 1% de Cádmiu - Cd, uma liga popular para aplicações de motores navais a diesel (ZEREN *et al.*, 2006).

A compatibilidade do material do eixo com o mancal é importante. Mesmo a operação do mancal se dando em regime hidrodinâmico, separado por um filme de óleo, existe contato entre os metais. Durante o contato direto, o material do mancal deve resistir à transferência proveniente à adesão com o eixo (BOOSER, KHONSARI, 2001 *apud* ZEREN *et al.*, 2007).

Segundo trabalho conduzido por Dean e Evans (1976), o ponto crítico da utilização de mancais deslizantes, está relacionado a aplicações onde altas cargas são geradas sob elevadas velocidades de operação. Devido ao baixo ponto de fusão destas ligas, o aquecimento acarreta em variação significativa das propriedades mecânicas.

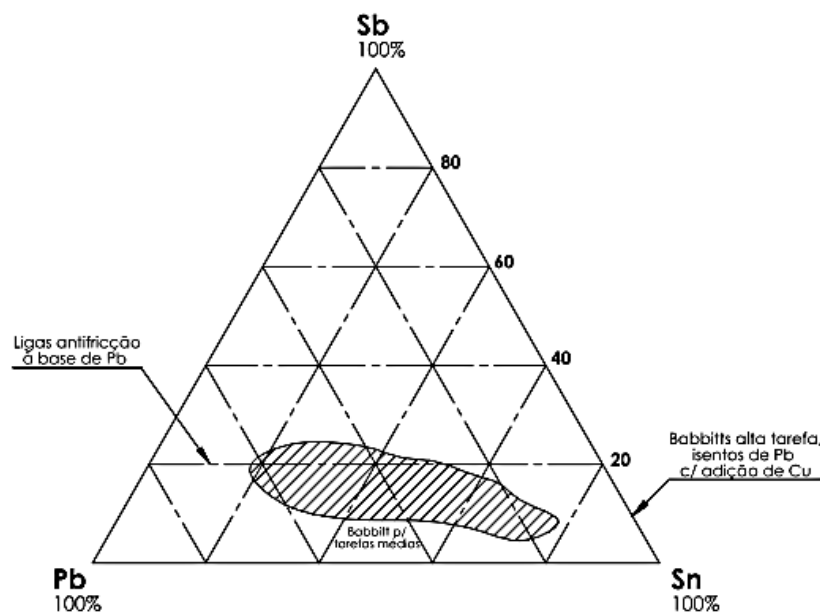
As propriedades mecânicas e físicas importantes em materiais desenvolvidos para esta finalidade são:

- i. *Módulo de Elasticidade* – O módulo de elasticidade deve ser baixo, pois permite que o material se deforme elasticamente sob cargas de impacto moderado, atenuando os choques em razão das flutuações do sistema. Esta propriedade permite ainda que o material absorva as inclusões duras contidas normalmente no filme de óleo de maneira que não ocorram danos ao deslizamento;
- ii. *Resistência à Fadiga* – A resistência à fadiga do material deve ser elevada, pois este, geralmente opera sob regimes de carregamentos cíclicos. O desgaste por fadiga superficial pode ocorrer caracterizado pelo elevado número de ciclos de alta tensão entre o contato metal patente e o eixo;
- iii. *Resistência à Corrosão* – A resistência à corrosão é uma propriedade relevante dentre as ligas de metal patente, pois devido à presença de óleos ácidos que aliados à temperatura de operação originam diversificados mecanismos de corrosão do material, levando o equipamento à falha;
- iv. *Resistência à Compressão* – Esta propriedade deve ser adequada ao tipo de operação, para que se faça possível os mecanismos de deslizamento do eixo. Se elevada, o material não absorverá a

- energia de impacto do eixo, e quando excessivamente baixa, haverá a ocorrência de deformação plástica na superfície interna do mancal, acarretando em danos que podem levar a falha do componente;
- v. *Condutividade Térmica* – A condutividade térmica deve ser elevada, para que o calor gerado pelo deslizamento seja rapidamente transferido para a superfície externa do mancal, embora considerável parcela seja dissipada através do fluxo do óleo.

A Figura 3 ilustra o diagrama ternário Sn-Pb-Sb, assim como as principais aplicações das ligas de metal patente.

**Figura 3 – Aplicações das ligas de Babbitt**



Fonte: adaptada de Duarte Jr (2005).

De acordo com Feyzullahoglu e Sakiroglu (2010), ligas a base de Sn são as mais utilizadas para fins anti-fricção, devido às propriedades de deslizamento superiores às demais. A obtenção destas ligas oferece menor complexidade, devido principalmente às elevadas taxas de solubilidade entre os componentes, apresentam ainda ótima resistência ao impacto, ao desgaste, entretanto quando comparadas às ligas a base de Pb, os custos são mais elevados.

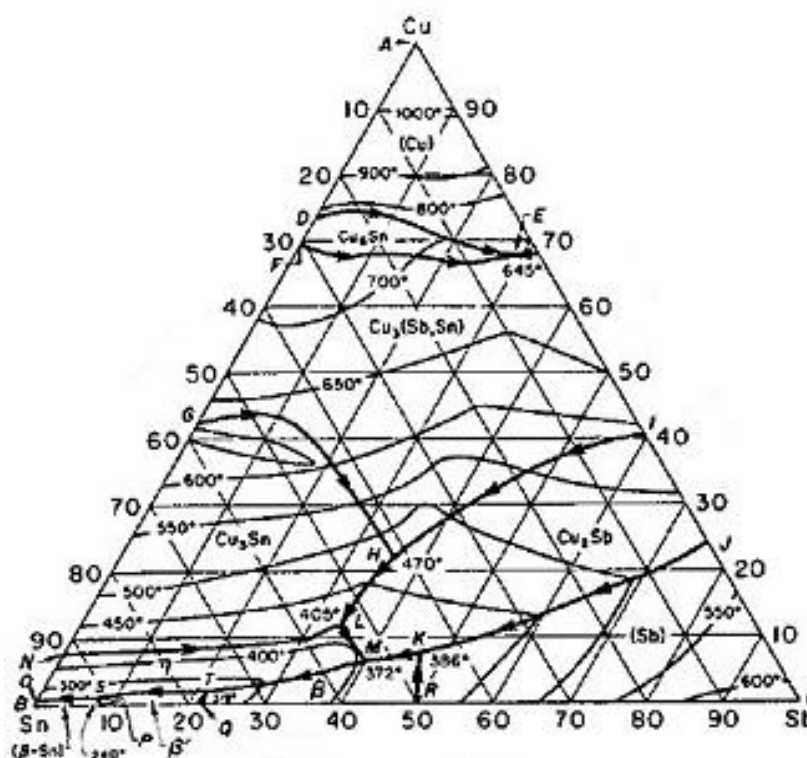
Algumas desvantagens técnicas das ligas a base de Pb, podem ser atribuídas à rápida mudança de composição quando fundidas e solidificadas. A aderência também é inferior que à das ligas a base de Sn, e a corrosão em altas

temperaturas ocorre de maneira expressiva, entretanto estas ligas vêm sendo extintas e em alguns setores já são até mesmo proibidas, devido a estas apresentarem características altamente tóxicas e poluentes (ZEREN *et al.*, 2007).

### 2.2.1 Ligas a Base de Sn

Ligas a base de Sn são ligas com composição de Sn superior a 50%, endurecida com Sb ou Pb e Cu, são estas as ligas mais usuais dentre as ligas de metal patente devido às suas propriedades mecânicas serem benéficas no que diz respeito às propriedades anti-fricção (BERGSOE & SON, 1969), estas proporcionam propriedades específicas como, a alta resistência à compressão, ductilidade e tenacidade (ZHANG *et al.*, 2015). A Figura 4 ilustra o diagrama de equilíbrio do sistema ternário Sn-Cu-Sb.

Figura 4 – Diagrama ternário Sn-Cu-Sb



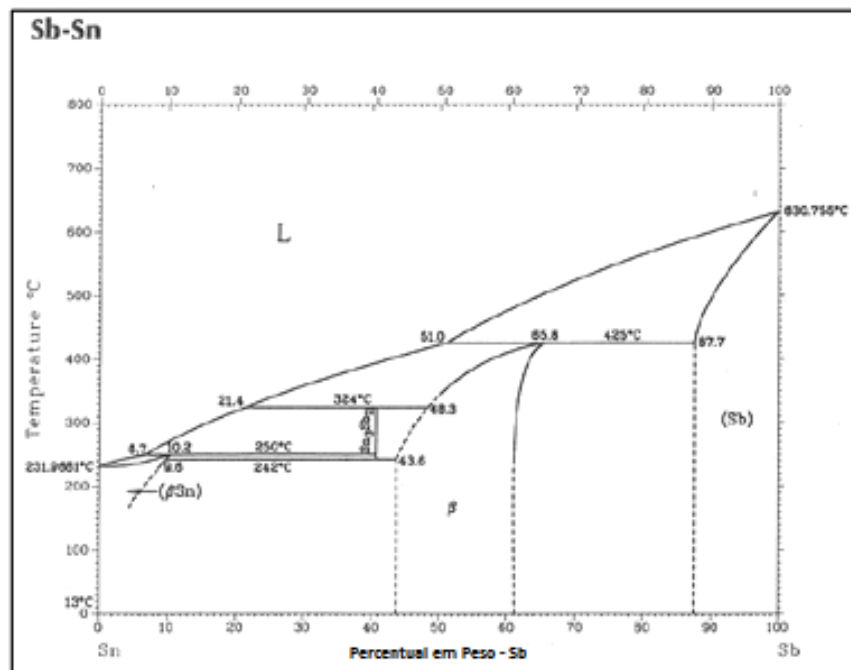
Fonte: adaptada de Rodrigues (2009).

Segundo Rodrigues (2009), devido á complexidade dos 3 sistemas envolvidos, as fronteiras das fases não estão bem definidas. As fases  $\beta\beta'$  e  $\eta\eta'$ , são fases a baixas temperaturas. A fase k é a única proveniente de uma transformação

que ocorre abaixo da linha de *solidus*. A solubilidade do Sb no composto  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  diminui com a temperatura e por esse motivo estas ligas são susceptíveis ao endurecimento por envelhecimento. A superfície da região *liquidus*, rica em Sn, está dividida em 3 áreas, representando a separação primária do estanho  $\beta\beta$ ,  $\beta\beta'$  baseada na baixa temperatura do composto  $\text{SbSn}$ , e do estanho  $\eta\eta$ , baseada na alta temperatura do composto  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , interceptando-se no ponto peritético ternário, representado por S.

Sn e Sb juntos formam cristais cúbicos, duros e quebradiços imersos em uma matriz macia de Sn, que sob cargas excessivas podem causar a ocorrência de fissuras, devido às arestas cortantes destes cubos. Estas ligas podem conter até 7% de Sb em solução sólida, pois acima deste patamar ocorre a precipitação do composto  $\text{SnSb}$ , tornando as ligas mais quebradiças e frágeis, limitando assim a redução do coeficiente de atrito (BERGSOE & SON, 1969). A Figura 5 apresenta o diagrama binário Sn-Sb.

Figura 5 – Diagrama binário Sn-Sb

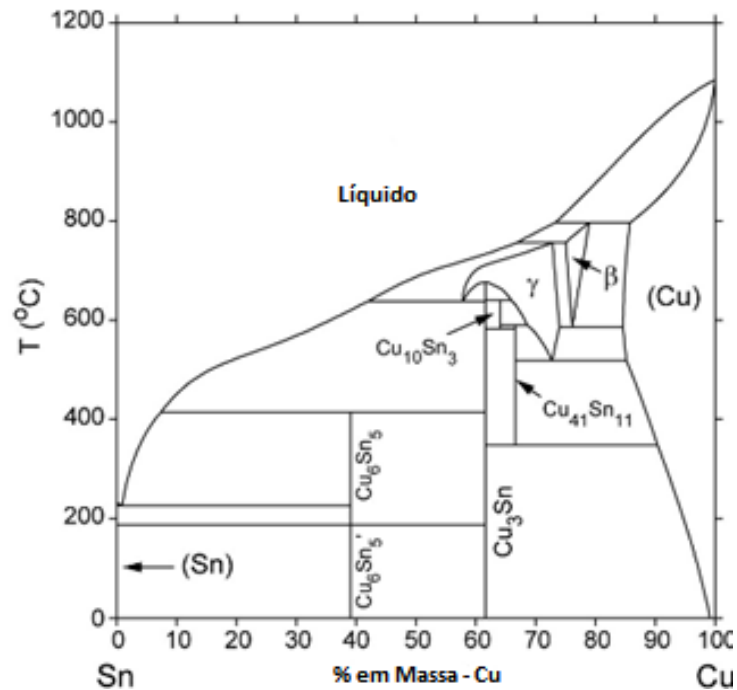


Fonte: adaptada de Rodrigues (2009).

O Cobre é uma alternativa ao Sb como elemento de liga endurecedor, porém neste caso há a formação de um composto com o Sn, usualmente no formato de agulhas, duras e quebradiças. Entretanto estas agulhas são menos sujeitas a

ruptura que os cristais cúbicos, porém o Cu aumenta abruptamente a temperatura de fusão da liga, reduzindo a aderência entre o metal base e o metal patente (DEAN; EVANS, 1976). Na Figura 6 é observado o diagrama binário Sn-Cu.

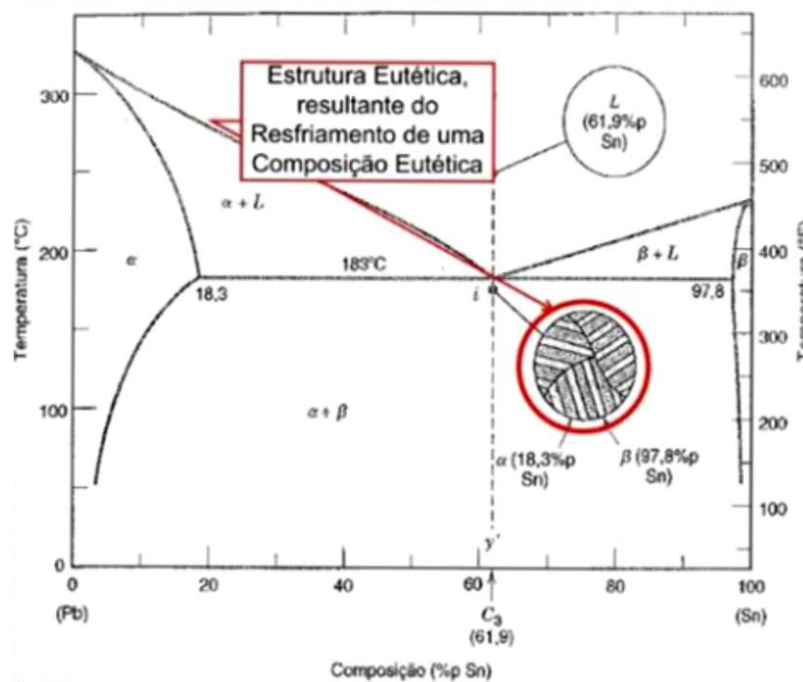
**Figura 6 – Diagrama binário Sn-Cu**



Fonte: adaptada de Rodrigues (2009).

Nas ligas a base de Sn, o Pb contribui para a redução do ponto de fusão, onde a precipitação de um composto de Sn-Pb no teor eutético, auxilia na redução do coeficiente de atrito do material. Estas fases formadas facilitam a distribuição de óleo lubrificante na superfície do material, devido ao desgaste prematuro da matriz macia de Sn, expondo os compostos duros, propiciando melhor fluxo de óleo lubrificante e minimizando os níveis de atrito entre eixo e metal patente. A quantidade e tamanho destes cristais são de extrema importância para as propriedades deslizantes da liga (DEAN; EVANS, 1976). A Figura 7 ilustra o diagrama binário Pb-Sn.

Figura 7 – Diagrama binário Pb-Sn



Fonte: adaptada de Rodrigues (2009).

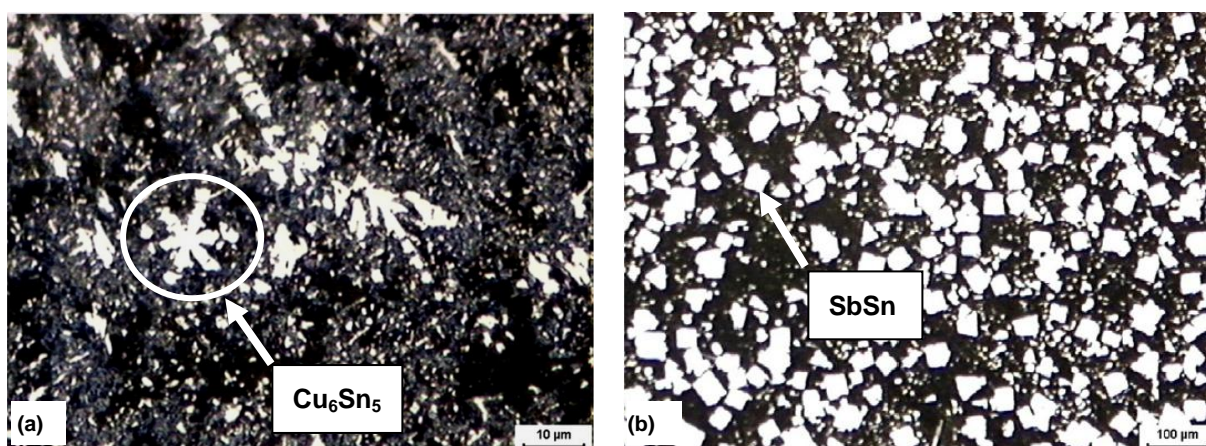
A literatura indica que com a redução do tamanho destes cristais SnPb, as propriedades anti-fricção do material são aprimoradas, pois cristais muito grandes levam à ruptura da matriz com maior facilidade, a redução pode ser alcançada por meio de inoculação, ou tratamentos térmicos posteriores à fundição do material (RODRIGUES, 2009).

O procedimento de inoculação controla a cristalização, dando origem a uma estrutura com cristais refinados. Quanto aos tratamentos térmicos, usualmente se utilizam altas taxas de resfriamento, de modo a refinar os grãos em função do efeito destas sobre a cinética de cristalização da liga, salienta-se ainda que quando a taxa de resfriamento é muito elevada, a formação de cristais de SnSb diminui, podendo provocar a formação de dendritas no lugar de cubos, o que é benéfico para a liga, pois melhora a tenacidade sem alterar a sua resistência (ASM METALS HANDBOOK, 1992).

O metal patente a base de Sn em geral contém de 3 a 8% de Cu e 5 a 7% de Sb. Na matriz de Sn são formados pequenos e duros compostos intermetálicos dispersos em partículas de Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>. Com o aumento da proporção de Cu, eleva-se a quantidade de agulhas ou estrelas de Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> na microestrutura (KLAAS, 2013).

Como pode ser observado na Figura 8(a), o intermetálico  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  é distribuído na matriz de Sn e tem a forma de estrela. Com o Sb acima de 7,5%, tem-se como resultado cubos de Sn-Sb, além do aumento a dureza e da tensão de ruptura ocorre uma diminuição da ductilidade. Na Figura 8(b), cubos de SbSn são facilmente reconhecidos na matriz de Sn. Esses cubos não são observados em ligas que contêm Sb com menos de 7,5%. A maior dureza e melhores propriedades tribológicas acontecem pela presença e dispersão homogênea dos cubos na matriz (ZEREN *et al.*, 2007).

**Figura 8 – WM - 2 (89,2% Sn, 7,2% Sb, 3% Cu e 0,4% Pb), 500x, atacado com nital (a)  
WM - 5 (60,3% Sn, 20,2% Sb, 2,6% Cu e 16,6% Pb), 500x, atacado com nital (b)**



Fonte: Zeren *et al.*, (2007).

Ligas de metal patente são em geral produzidas por fundição e não podem sofrer endurecimento por meio da deformação a frio, devido à baixa temperatura de recristalização. Se o total de deformação a frio for maior que 20%, a recristalização ocorre à temperatura ambiente. Por isso a dispersão de partículas em uma segunda fase é mais efetiva para tornar o metal patente mais duro e resistente (MASSALSKI, 1982 *apud* MOAZAMI *et al.*, 2009).

Conhecendo-se as ligas de metal patente, cabe o estudo dos processos convencionais de deposição para a compreensão da influência destes nas propriedades resultantes, assim como nos microconstituintes formados.



## 2.3 PROCESSOS CONVENCIONAIS DE DEPOSIÇÃO DE METAL PATENTE

Os processos de deposição de metal patente podem ser diferenciados como convencionais, sendo estes, centrifugação e metalização por gravidade, e não convencionais, como por exemplo, os processos de deposição por aspensão térmica.

### 2.3.1 Centrifugação

O processo de deposição por centrifugação é o mais utilizado na atualidade no que diz respeito à deposição de metal patente, pois este proporciona altos níveis de aderência, baixos teores de poros, boas propriedades mecânicas, em decorrência das elevadas taxas de resfriamento, e superior homogeneidade de solidificação (HERNÁNDEZ *et al.*, 2011; ZHANG *et al.*, 2012).

Este é um processo que apresenta vantagens expressivas quanto à deposição de metal patente, pois obtêm-se estrutura caracterizada por compostos intermetálicos  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , o que dificilmente ocorre na metalização por gravidade, e  $\text{SbSn}$ , de modo a garantir as propriedades deslizantes específicas destes materiais (HERNÁNDEZ *et al.*, 2011).

O método de centrifugação consiste no vazamento de metal patente em meio a uma base cilíndrica pré-aquecida sob movimento de rotação, em uma centrífuga com ambiente controlado, de modo que o metal patente adere ao substrato por meio da ação da força centrífuga. O sistema é resfriado por jatos d'água direcionados para a superfície externa da peça. Neste processo o canal de vazamento está normalmente localizado junto ao centro de rotação da peça. Os elevados fluxos de calor propiciam uma significativa redução do tempo de solidificação, resultando em melhores propriedades mecânicas ao material (BEELEY, 2001).

Segundo Ferreira (1999), os principais parâmetros que influenciam as propriedades dos revestimentos obtidos pelos métodos de centrifugação, são:

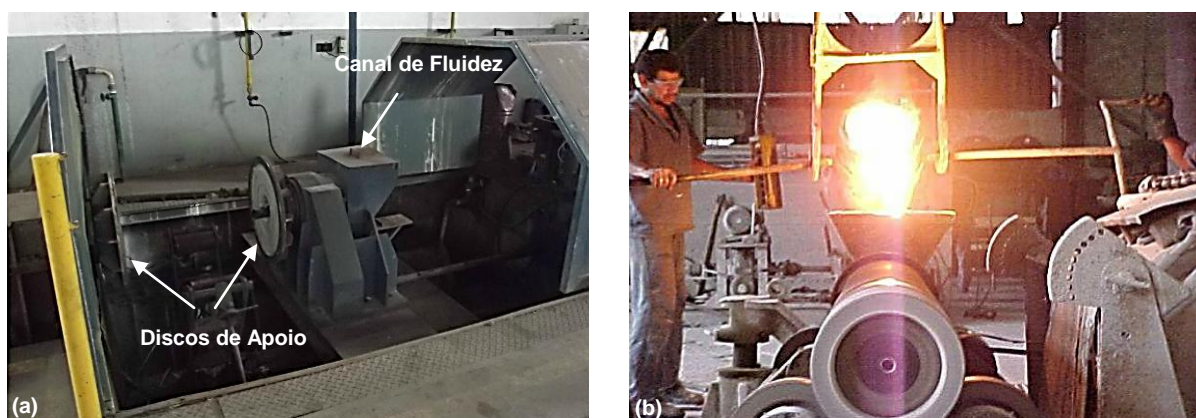
- i. *Temperatura de Processamento* – A temperatura deve ser mantida a mais baixa possível para evitar assim o fenômeno de segregação e variações na composição química da liga;
- ii. *Vazamento da Liga* – A velocidade de vazamento varia de acordo com a liga a ser utilizada, e o tamanho da peça a ser revestida;

- iii. *Velocidade de Rotação da Peça* – A velocidade de rotação da peça tem substancial influência na qualidade do revestimento, pois se inferior à adequada, os níveis de aderência serão diretamente afetados, assim como a taxa de solidificação, podendo gerar defeitos na liga. E quando superior, a liga perde aderência devido aos altos níveis de contração gerados em função da elevada taxa de resfriamento, podendo ainda ocorrer defeitos microestruturais em função da solidificação acelerada, como a presença de vazios, e formação de poros, assim como a segregação da liga;
- iv. *Solidificação* – A solidificação é condicionada por inúmeros fatores, como o material, tanto da liga quanto da peça, a velocidade de rotação, a espessura da parede da peça e do revestimento, a temperatura inicial da peça e a temperatura da liga fundida.

Com relação à velocidade de rotação da peça, salienta-se que esta geralmente deve agir de modo variável e crescente, para que a força centrífuga ocorra de modo constante, pois o diâmetro interno da peça ao longo do vazamento diminui, em função da rotação e da vazão do metal fundido no interior da peça.

A Fotografia 1 ilustra o equipamento, assim como o processo de centrifugação de metal patente.

**Fotografia 1 – Centrífuga de fundição (a), Processo de centrifugação (b)**



**Fonte: SMAGON S/A.**

Dentre as limitações deste processo, destacam-se os custos operacionais, a complexidade de operação e a restrição dimensional, onde somente peças de

geometrias cilíndricas e simétricas podem ser processadas por centrifugação (FERREIRA, 1999).

### 2.3.2 Metalização por Gravidade

O processo de metalização por gravidade, ou em coquilha, destaca-se pela versatilidade em relação à geometria, materiais, baixo custo e baixa complexidade de operação, entretanto este processo apresenta algumas limitações quanto às propriedades mecânicas obtidas pelos revestimentos (BERGSOE & SON, 1969).

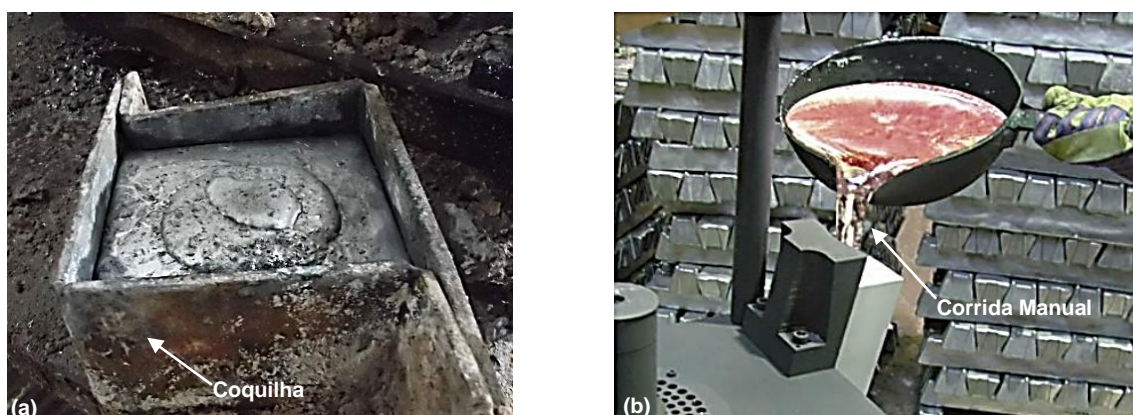
Revestimentos de metal patente obtidos pelo processo de gravidade, normalmente apresentam maior porosidade e oxidação. A aderência é inferior ao processo de centrifugação, e a taxa de resfriamento além de inferior, pode acarretar uma formação mais diversificada dos compostos intermetálicos formados, pois a corrida é feita na maioria dos casos, manualmente, comprometendo a homogeneidade de resfriamento da peça (HERNÁNDEZ *et al.*, 2011).

Este processo consiste no vazamento do metal patente em uma coquilha acoplada ao substrato, com as dimensões desejadas, normalmente em ambiente não controlado e a refrigeração posterior é feita por jatos d'água na superfície externa da peça (BERGSOE & SON, 1969).

Os fatores com maior influência na qualidade dos revestimentos são basicamente, temperatura da liga a ser vazada, temperatura do molde e a vazão da liga fundida (FERREIRA, 1999).

Na Fotografia 2 verifica-se o processo de metalização por gravidade.

Fotografia 2 – Coquilha de fundição (a), Metalização por gravidade (b)



Fonte: SMAGON S/A.

A utilização deste processo sob ambiente controlado é normalmente justificada em grande escala de fabricação. Salientam-se ainda limitações quanto à retração das ligas, de modo que podem gerar redução da aderência.

A deposição de metal patente por meios convencionais ainda apresenta algumas limitações, principalmente no que diz respeito aos custos, complexidade de operação, propriedades mecânicas, homogeneidade microestrutural e aderência dos revestimentos, de modo que a aspersão térmica se mostra como uma alternativa viável e eficaz na deposição de revestimentos de baixo ponto de fusão.

## 2.4 ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica é o nome dado a um grupo de processos utilizados para a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em diversos tipos de substrato, incluindo desde aços até polímeros (PAWLOWSKI, 2008).

Nestes processos o material de revestimento na forma de arame ou pó, é fundido, ou parcialmente fundido, por uma fonte de calor química ou elétrica e impulsionado, ou projetado, por ar comprimido, ou outros gases, na direção axial a uma superfície previamente preparada, limpa, e com rugosidade adequada. As partículas projetadas aderem ao substrato por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica e física dependendo da temperatura, da fonte de calor, e da velocidade imposta às partículas, que pela sobreposição formam camadas com espessuras previsíveis e calculáveis de estrutura lamelar com óxidos e poros (HEINRICH, 1992; CLARE; CRAWMER, 1987; MAYER, 1982).

A fonte de calor fornece energia para o material a ser depositado em um estado de alta plasticidade, podendo ser proveniente de um arco elétrico ou combustão (PAWLOWSKI, 2008).

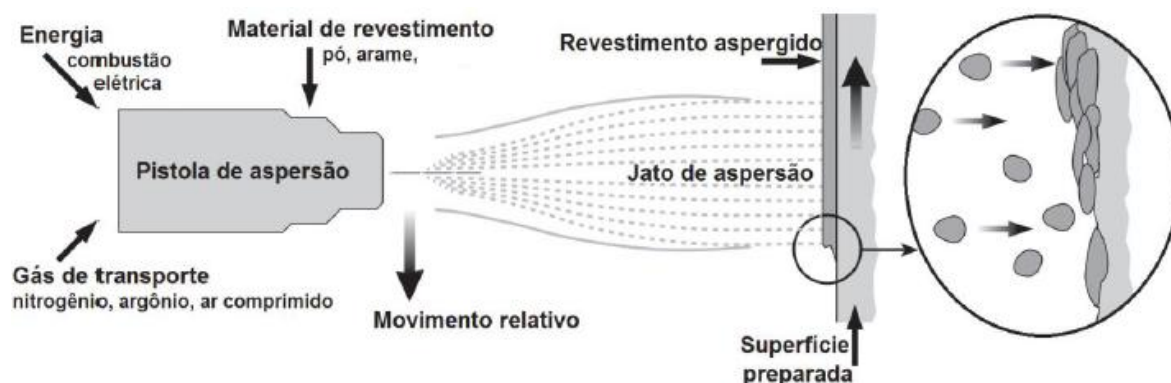
Os revestimentos depositados por aspersão térmica têm estrutura tipicamente formada por lamelas sobrepostas, resultantes do espalhamento das partículas fundidas ou semi fundidas quando em contato ao substrato. O revestimento é formado, portanto, por camadas sucessivas. O tempo de solidificação é muito menor que o tempo de projeção das partículas, que é da ordem de  $10^{-2}$ s. Outra particularidade destes processos, em função da alta taxa de resfriamento alcançada, é a possibilidade de depositar revestimentos com temperatura de fusão superior à do substrato (KNOTEK, 2001).

Pode-se afirmar que o campo de aplicação da aspersão térmica se divide em três grandes categorias:

- i. Melhoria da performance de parte e componentes de máquinas pela união das propriedades do material base e do revestimento aspergido para obter uma combinação de características que não são possíveis em materiais homogêneos, como no caso das ligas de metal patente;
- ii. Uso otimizado de elementos ou compostos que são dispendiosos, raros ou difíceis de ser obtidos, como por exemplo, as superligas;
- iii. Inovação de produtos técnicos através da introdução de novos materiais, como no caso de materiais compósitos.

A Figura 9 ilustra o mecanismo de deposição por aspersão térmica.

**Figura 9 – Esquema do funcionamento da aspersão térmica**



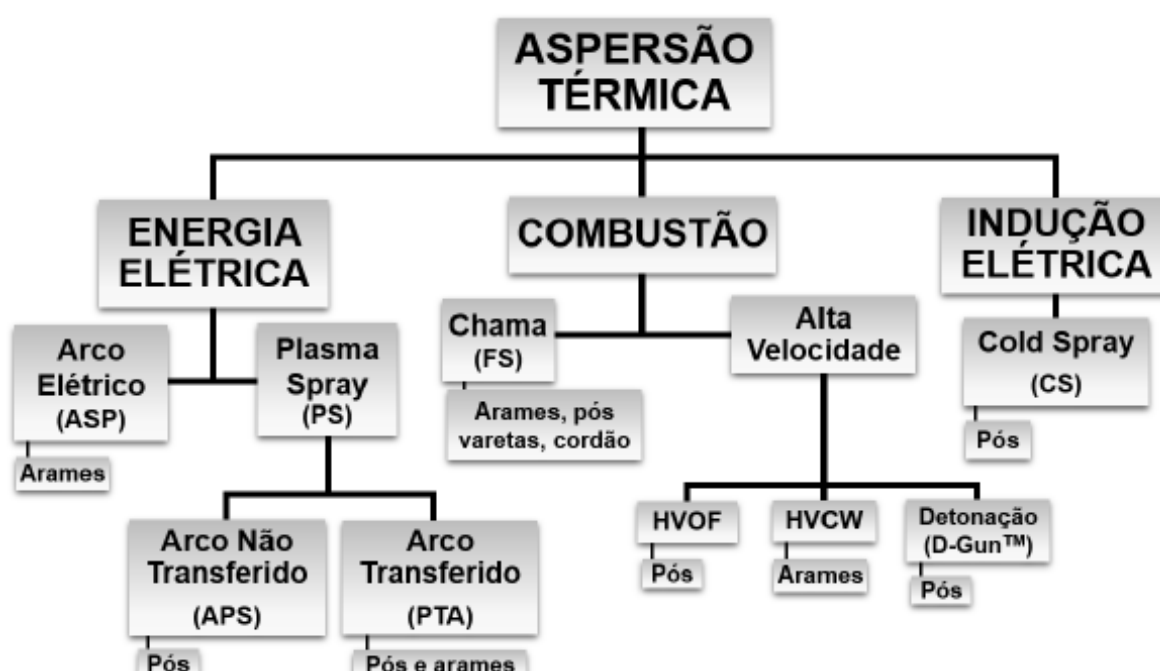
Fonte: Sucharski (2016).

Dentre as vantagens da aspersão térmica verifica-se a diversidade de materiais possíveis de ser depositados, tais como: a maioria dos metais e suas ligas, óxidos, materiais cerâmicos, cermets, carbonetos, boretos e hidretos (ASM METALS HANDBOOK, 1992).

Vários processos podem ser utilizados para a deposição de revestimentos por aspersão térmica, como por exemplo: aspersão a chama oxiacetilênica (*Flame Spray – FS*), aspersão por detonação (*Detonation Gun – D-Gun*), chama hipersônica (*High Velocity Oxygen Fuel – HVOF*), aspersão a arco elétrico (*Arc Spray Process – ASP*), aspersão a plasma (*Air Plasma Spraying – APS*) e aspersão a frio (*Cold Gas Spraying – CGS*).

A classificação dos processos de aspersão térmica pode ser feita segundo o tipo de matéria-prima, na maioria dos casos pós ou arames (SCHIEFLER FILHO, 2004), porém alguns fabricantes apresentam técnicas que utilizam como consumíveis varetas e cordões flexíveis (*flexicord*) (OERLIKON METCO, 2016; SAINT GOBAIN, 2014). Outra forma utilizada para diferenciar os processos é através da fonte de calor, sendo combustão ou eletricidade. A classificação dos processos de aspersão térmica é mostrada na Figura 10.

Figura 10 - Classificação dos processos de aspersão térmica



Fonte: Adaptado de Sucharski (2016).

As Tabelas 2 e 3 apresentam os nomes dos processos e suas respectivas siglas, bem como as propriedades e algumas características de cada processo, respectivamente.

Tabela 2 – Siglas e nomes dos processos de aspersão térmica

Fonte de Aquecimento	Sigla	Nome – Inglês	Nome – usual
Energia elétrica	ASP	Arc Spray Process	Arco Elétrico
	APS	Air Plasma Spraying	Plasma por Arco não Transferido
	PTA	Plasma Transferred Arc	Plasma por Arco Transferido
	VPS	Vacuum Plasma Spraying	Plasma a Vácuo
Combustão	FS	Flame Spray	Chama Oxiacetilênica (pó ou arame)
	HVOF	High Velocity Oxy-Fuel	Chama de Alta Velocidade ou Ultrassônica
	HVCW	High Velocity Combustion Wire	Chama de Alta Velocidade com Arame
	D-Gun ou DS	Detonation Thermal Spraying Process	Detonação
Indução Elétrica	CS ou CGSM	Cold Spray ou Cold-Gas Spraying Method	Aspersão a Frio

Fonte: adaptada de SUCHARSKI, 2016.

Tabela 3 – Características dos processos de aspersão térmica

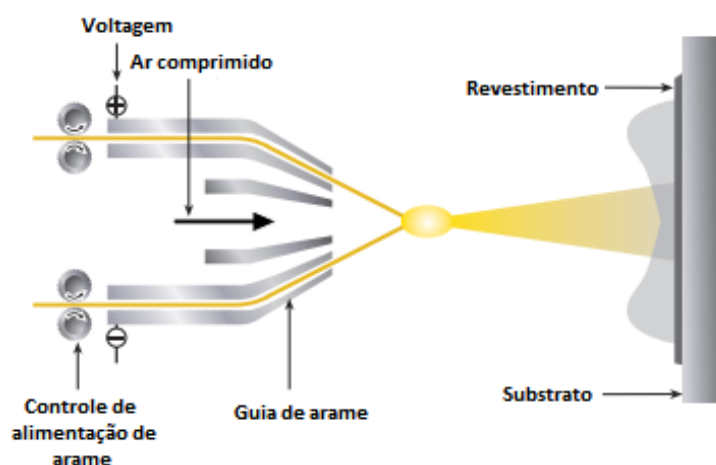
Processo	Temp. da chama ou arco [°C]	Gás de arrasto	Velocidade das Partículas [m/s]	Taxa de deposição [kg/h]
FS - pó	≤ 3.160	N <sub>2</sub>	≤ 50	1 - 6
FS - arame	≤ 3.160	Ar comprimido	≤ 200	6 - 12
ASP	~ 4.000	Ar comprimido	~ 150	8 - 20
HVOF	≤ 2.900	N <sub>2</sub>	≤ 650	2 - 18
HVCW	≤ 2.900	Ar comprimido	≤ 300	2 - 8
APS	≤ 16.000	N <sub>2</sub> ou Ar comprimido	≤ 450	4 - 8
VPS	≤ 15.000	Ar, H <sub>2</sub> , He ou N <sub>2</sub>	≤ 3.500	8 - 18
D-Gun	> 2.900	N <sub>2</sub>	≤ 1.000	3 - 6
CS	≤ 600	N <sub>2</sub> ou He	550 - 1.000	4 - 8

Fonte: adaptada de SUCHARSKI, 2016.

### 2.4.1 Aspersão Térmica a Arco Elétrico– ASP

A aspersão térmica a arco elétrico, *Arc Spray Process*, ASP, é normalmente utilizada para conferir proteção contra corrosão e desgaste (PAWLOWSKI, 2008). A Figura 11 demonstra esquematicamente a pistola de aspersão por arco elétrico ASP.

**Figura 11 – Descrição esquemática do processo arco elétrico – ASP**



Fonte: Adaptado de Oerlikon Metco (2016).

O processo de aspersão ASP é um processo de deposição de revestimento eficiente de baixo custo, com uma elevada variedade de aplicações na indústria (PAWLOWSKI, 2008).

No processo de deposição ASP o metal é fundido no arco elétrico gerado pelo encontro dos arames carregados positiva e negativamente, continuamente alimentado, sendo então destacado e projetado pelo ar-comprimado, ou gás inerte sob alta pressão, em direção ao substrato. O gás sob alta pressão é responsável pela fragmentação da massa fundida e formação das gotas no momento do arco elétrico. Durante a projeção, as gotas são continuamente fragmentadas, dependendo de suas dimensões iniciais e pressão do gás de transporte (PAWLOWSKI, 2008).

Segundo Pawlowski (2008), as variáveis de processo são: tensão e corrente do arco, taxa de alimentação, pressão e tipo do gás de arraste e distância de deposição, as quais podem alterar tanto a distribuição do tamanho de partículas, quanto à temperatura e a velocidade da partícula, e conseqüentemente as propriedades dos revestimentos.



#### 2.4.2 Aspersão Térmica a Chama – FS

O processo de aspersão térmica a chama, ou *Flame Spray* – FS, caracteriza-se por utilizar calor gerado pela combustão de uma mistura de gases (oxigênio-acetileno ou oxigênio-propano) para fundir o material de deposição, e os materiais para revestimentos podem ser utilizados sob a forma de pó ou arame (sólido e tubular) e podem ser metais, ligas metálicas, materiais cerâmicos e alguns plásticos (PAWLOWSKI, 2008).

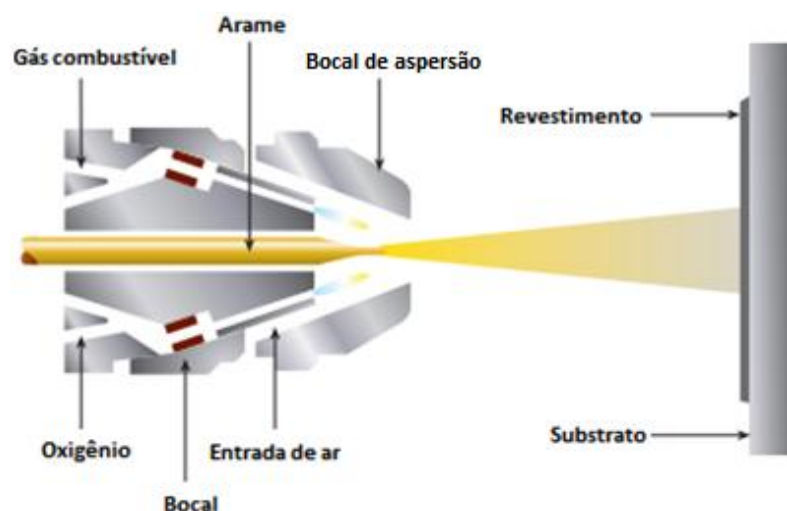
No trabalho de Padilha (2011) é descrito que a mistura dos gases ( $C_2H_2 + O_2$ ) no bico da pistola produz uma combustão capaz de fundir o material a ser depositado. Para que ocorra a transferência do material fundido até o substrato, um jato composto por gases da combustão e o gás de transporte projeta o metal fundido projetando-o em alta velocidade contra o substrato.

Quando é utilizado material de aporte na forma de pó, este é transportado até a pistola por um gás de arraste ( $N_2$  ou Ar), entra em contato com a chama, funde e são projetadas contra o substrato, e quando o material de aporte está sob a forma de arame, este é alimentado de forma contínua (concêntrica) até o bico de combustão por uma turbina movida geralmente a ar comprimido. As velocidades de transferência das partículas fundidas são maiores, permitindo ao ar comprimido transferi-las com maior velocidade (maior energia cinética) até o substrato.

Esta energia é elevada pelo ar comprimido de duas maneiras, distribuem os gases combustíveis ao redor do arame para uma fusão uniforme e, asseguram o tempo suficiente de permanência do arame na chama para uma fusão eficiente, mesmo utilizando-se velocidades do ar comprimido elevadas (PAWLOWSKI, 2008).

A Figura 12 ilustra esquematicamente a ponta de uma pistola de aspersão por chama-aramé FS.

**Figura 12 – Descrição esquemática do processo chama-aramé – FS**



Fonte: Adaptado de Oerlikon Metco (2016).

O ar comprimido tem a função de resfriar o bico da pistola e formar uma capa de ar que envolve o fluxo de aspersione, concentrando a chama e diminuindo o espalhamento das partículas aspergidas (SUCHARSKI, 2016).

As principais variáveis que devem ser monitoradas no processo FS são: pressão e fluxo de ar comprimido, utilizado para transferir as partículas da fonte de calor até o substrato e fornecer à turbina a pressão suficiente para alimentar com arame o bico da pistola e, o fluxo de acetileno e oxigênio para formar e manter a chama (neutra) que permite a fusão do material. Neste processo as partículas se oxidam, pelo oxigênio contido no ar comprimido, prejudicando assim a aderência do revestimento. Pode-se, também, utilizar para o transporte das partículas gás inerte em lugar de ar comprimido para minimizar a oxidação (PAWLOWSKI, 2005).

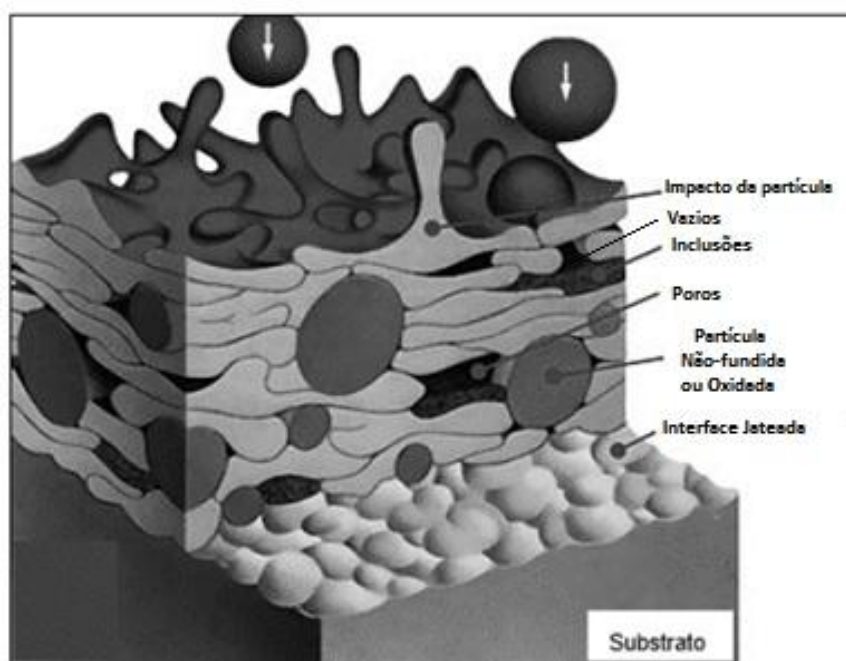
Os processos aspersione a chama caracterizam-se por conferirem velocidade de impacto às partículas de 30 a 180 m/s, temperaturas na ordem de 2.000 a 2.800°C, tensão de aderência na casa de 20 a 38 MPa, porosidade entre 15 e 20% e 4 a 15% de óxidos (PAWLOWSKI, 2008).

#### 2.4.3 Morfologia dos Revestimentos Aspergidos Termicamente

Os revestimentos aspergidos são compostos por sucessivas camadas de gotículas que se deformam e solidificam, resultando em uma macroestrutura conhecida como lenticular ou lamelar (LIMA; TREVISAN, 2007).

Ao se colidir com o substrato, as gotículas se resfriam a uma elevada velocidade de resfriamento fazendo com que se ancorem mecanicamente nas irregularidades da superfície. A estrutura de um revestimento aspergido é composta pelas lamelas, inclusões de óxidos, partículas sólidas, vazios e porosidade, a quantidade desses componentes definirá as propriedades do revestimento (PAWLOWSKI, 2008). Verifica-se a estrutura típica formada na Figura 13.

**Figura 13 – Estrutura típica de um revestimento aspergido**



Fonte: FST (2015) *apud* Vanat (2015).

Pode-se afirmar que a estrutura do revestimento será similar a lamelar, mas exibirá características variáveis, dependendo do processo de aspersão, do tipo do material aplicado e das características da superfície (LIMA; TREVISAN, 2007).

Deve-se observar algumas características do material aspergido e do substrato para se produzir um bom revestimento, como, o coeficiente de expansão térmica e a compatibilidade química dos materiais durante a deposição. Além de aspectos inerentes ao processo em si, como a geometria da peça. Um bom revestimento é, normalmente, caracterizado por boa adesão, compatibilidade com o substrato e baixa porosidade (PADILHA, 2011).

A resistência do revestimento aspergido depende da aderência entre este e o substrato, bem como da coesão entre as suas partículas. As lamelas ancoram-se na rugosidade do substrato devido às forças de contração do líquido, decorrente da

solidificação. As lamelas não fazem contato perfeito em toda a superfície, camadas de óxido e a própria forma com que as gotículas atingem o substrato interferem na maior ou menor área de contato entre elas (PAWLOWSKI, 2008).

Além da porosidade, a presença dos óxidos interlamelares é característica de revestimentos aspergidos. Os óxidos são formados pela reação do metal com o oxigênio e podem ser intralamelares, presentes no interior das lamelas, e interlamelares, ao redor das lamelas podendo influenciar a composição das fases, microestrutura e propriedades, e conseqüentemente, a performance do revestimento (PAWLOWSKI, 2008). O teor de óxidos e poros verificados em revestimentos provenientes dos processos FS é normalmente inferior ao processo ASP, entretanto verifica-se que a microestrutura formada é mais grosseira, devido à menor densidade energética envolvida do processo FS, quando em comparação aos revestimentos obtidos por ASP (ZHANG *et al.*, 2014).

A presença de óxidos altera significativamente as propriedades do revestimento aspergido em relação aos materiais sólidos. Uma elevada concentração de óxidos pode reduzir a ductilidade, tenacidade, soldabilidade e conformabilidade dos revestimentos, assim como afetar as transformações de fase, tensões residuais e propriedades mecânicas do revestimento (PAWLOWSKI, 2008). O processo FS é um processo com menor densidade energética no que diz respeito à energia cinética, o que acarreta em uma grande energia térmica transferida às partículas, ou seja, as partículas permanecem por um período maior de tempo expostas a fonte de calor, o que permite que estas tenham superior molhabilidade ao se chocarem contra o substrato, formando panquecas alongadas, e atribuindo uma microestrutura composta por filmes de óxidos interlamelares, assim como porosidade na faixa de 3 a 10% (SUCHARSKI, 2016).

Observou-se, portanto, que as propriedades das ligas de metal patente podem ser afetadas pelos processos de deposição, cabe então, avaliar as características tribológicas das mesmas, de modo a avaliar os mecanismos de desgaste e os modos de falhas provenientes de sistemas que operem com componentes deslizantes.

## 2.5 TRIBOLOGIA

Tribologia é definida como a ciência que estuda a interação entre superfícies em contato apresentando movimento relativo. A tribologia possibilita análises que envolvem confiabilidade, manutenção, previsão de vida do componente e lubrificação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

Atrito e desgaste são originados a partir de interações microscópicas entre superfícies sob contato mecânico. As respostas a essas interações são definidas pelos materiais, características geométricas e topográficas, superfícies e condições globais sob as quais estas superfícies são submetidas, ou seja, carregamento, temperatura, meio e tipo de contato. Os aspectos mecânicos, físicos, químicos e geométricos das superfícies e o meio ao redor afetam diretamente estas interações superficiais, e por consequência, as características tribológicas do sistema (BHUSHAN, 2001 *apud* SILVA, 2010).

Segundo Bricoe e Tabor (1978) e Childs (1980), a tribologia relaciona aspectos de interação entre as superfícies como:

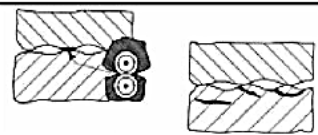
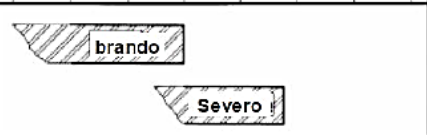
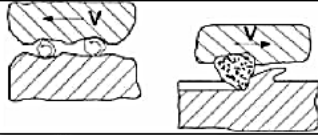
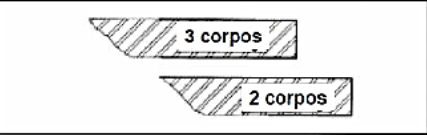
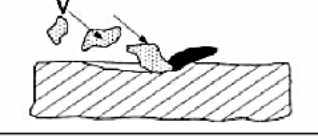
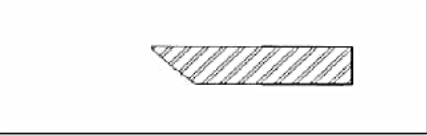
- Desgaste: consiste na perda de material da superfície de um corpo como consequência da interação com outro corpo;
- Atrito: efeito que provém da existência de forças tangenciais que surgem entre duas superfícies sólidas em contato quando permanecem unidas pela existência de respectivos esforços normais;
- Adesão: capacidade de gerar forças normais entre duas superfícies depois de terem sido mantidas em contato.

O exemplo clássico é a influência da carga normal e da velocidade sobre os regimes de desgaste, pois os mesmos influenciam na taxa de deformação plástica e na temperatura induzida por atrito nas superfícies, podendo modificar a constituição disposição microestrutural e também alterar as propriedades mecânicas das superfícies, ou ainda, interferir na taxa de oxidação superficial quando submetido a determinadas temperaturas (EYRE, 1976; MARKOV, 2000; GARCIA, 2003).

No que diz respeito às características tribológicas em mancais de deslizamento, deve-se considerar como modo de desgaste atuante, o deslizamento, o desgaste abrasivo, e o erosivo, conforme apresentado na Figura 14, podendo-se verificar os coeficientes de desgaste “k” para cada modo, salientando que estes modos podem tanto atuar separadamente, como de forma sinérgica (ZUM GAHR,

1987). Sendo o coeficiente de desgaste o parâmetro que define o grau de desgaste a qual o componente está exposto, de modo que pode-se subdividir intervalos de modo a caracterizar os mecanismos de desgaste em brando e severo, conforme ilustrado na Figura 14.

**Figura 14 – Coeficiente de desgaste (k) para sistemas tribológicos**

Modo de desgaste	Mecanismo de desgaste	Coeficiente de desgaste k							
		$10^{-7}$	$10^{-6}$	$10^{-5}$	$10^{-4}$	$10^{-3}$	$10^{-2}$	$10^{-1}$	$10^0$
DESLIZAMENTO									
ABRASIVO									
EROSIVO									

Fonte: Zum Gahr (1987).

Verifica-se na Figura 14 que o coeficiente de desgaste k varia abruptamente quando consideradas questões erosivas, abrasivas e de deslizamento, de modo que o deslizamento é o mecanismo de desgaste que apresenta menores coeficientes de desgaste, pois este depende somente das superfícies em contato e suas interações. No caso dos demais mecanismos, nota-se que o coeficiente aumenta quando se trata do desgaste abrasivo de três para dois corpos, e no caso da erosão, o coeficiente se mostra mais uniforme e homogêneo, porém ao longo de uma faixa superior ao deslizamento (ZUM GAHR, 1987).

A compreensão do fenômeno de desgaste é complexa devido ao elevado número de variáveis envolvidas. Considerações tribológicas incluem variáveis como condição de superfície, atrito e aspectos associados ao contato mecânico. Características inerentes ao material formam outro grupo de variáveis, que incluem composição, liga, microestrutura e demais propriedades mecânicas dos materiais (METALLURGICAL ENGINEERING; MECHANICAL ENGINEERING, 1996).

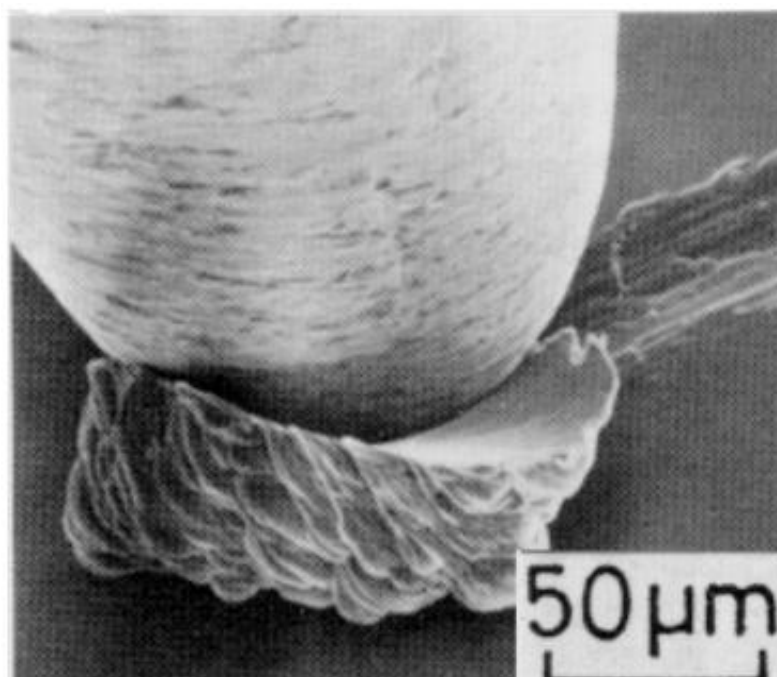
Os mecanismos de desgaste mais atuantes em mancais de deslizamento são o desgaste abrasivo e o adesivo, frente às solicitações impostas pelo sistema (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

### 2.5.1 Desgaste Abrasivo

Segundo a norma ASTM G40-01, o desgaste abrasivo é a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, que apresentam movimento relativo entre si.

Gates (1998) sugere que a abrasão seja classificada em três regimes: moderado, severo e extremo. Segundo Pintaúde (2002), o contato entre abrasivo e corpo é classificado tradicionalmente em dois tipos, o desgaste abrasivo a dois corpos, onde a abrasão é definida como o sistema no qual as partículas ou as asperezas estão rigidamente fixas no segundo corpo, ocorrendo à penetração e causando riscos no primeiro corpo. A abrasão a três corpos sendo o sistema no qual os abrasivos estão livres a rolagem, causando riscos aos dois demais corpos, entretanto em menor magnitude. O mecanismo elementar associado ao desgaste abrasivo é o de uma cunha de corte, observado na Figura 15.

**Figura 15 – Desgaste abrasivo associado à formação de cavaco**



Fonte: Stachowiak; Batchelor (2000).

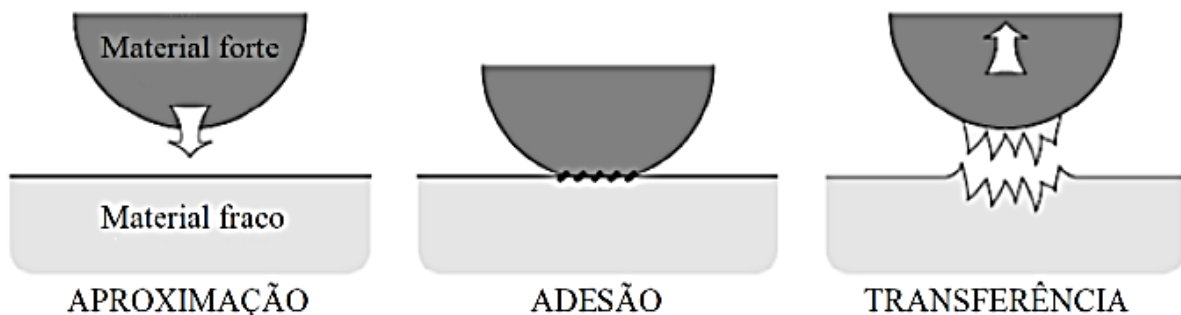
### 2.5.2 Desgaste Adesivo

A deformação plástica no contato das asperezas entre superfícies desempenha um papel importante na criação de condições que levam ao desgaste de partículas, causando descolamento por adesão (METALLURGICAL ENGINEERING; MECHANICAL ENGINEERING, 1996).

Segundo Serbino (2005), quando o desgaste é causado pela união pontual entre superfícies sólidas em contato, gerando material de transferência entre as superfícies ou perda de uma das superfícies, a área de contato entre as asperezas é pequena, portanto vêm a ocorrer altas pressões pontuais, causando a deformação plástica e provocando interação e união entre estas asperezas.

A literatura indica que em diversos metais quando há forte adesão, a transferência de material do metal com propriedade mecânica inferior para o superior ocorre de maneira significativa, no caso do contato metal-metal (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000 *apud* KLAAS, 2013). A Figura 16 demonstra esquematicamente o processo de transferência de metal em virtude da adesão.

**Figura 16 – Transferência de metal por adesão**



Fonte: Stachowiak; Batchelor (2000).

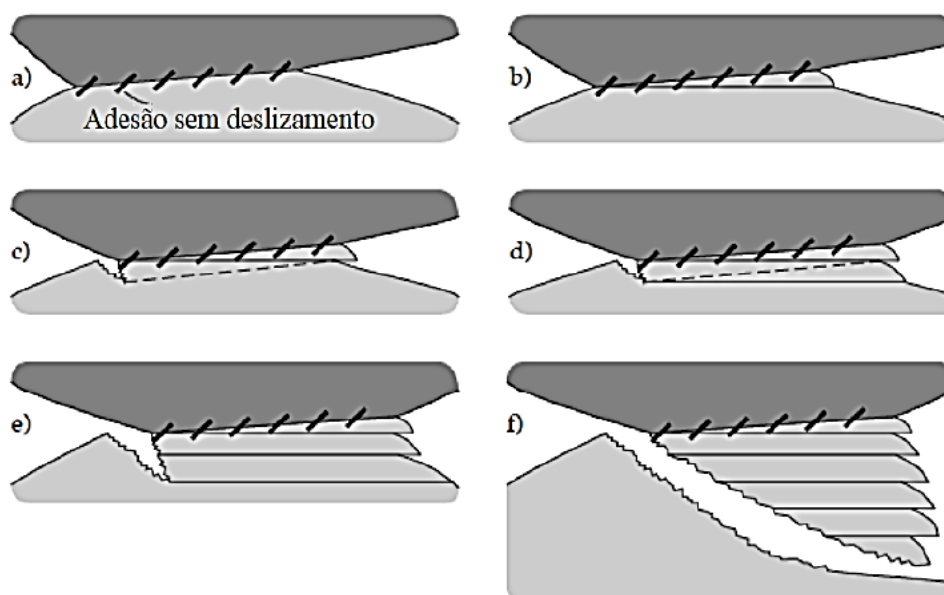
A união das asperezas é rompida devido ao deslizamento entre as superfícies, a qual geralmente provoca transferência de material entre as superfícies que podem retornar à superfície original, ou gerar partículas de desgaste (SERBINO, 2005). No mecanismo de transferência por adesão, o material da placa com resistência mecânica menor ou com maior rugosidade deforma-se em uma série de bandas de cisalhamento, de modo que não há deslizamento entre as superfícies de contato. Quando essas bandas alcançam certo limite, inicia-se uma trinca que se



propaga até uma nova banda e, assim, de maneira sucessiva (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005 *apud* KLAAS, 2013).

Verifica-se na Figura 17(a), que a adesão sem o movimento de deslizamento, (b), o material com menor tensão de escoamento ou com aspereza escoou sobre uma banda de cisalhamento, (c), (d) e (e) quando cada banda chega ao seu limite é iniciada uma trinca, que cresce até a formação da próxima banda, e por fim em (f), quando a trinca se propaga através da aspereza ocorre o desprendimento da partícula (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005 *apud* KLAAS, 2013).

**Figura 17 – Formação de partícula de transferência por adesão**



**Fonte: Stachowiak; Batchelor (2000).**

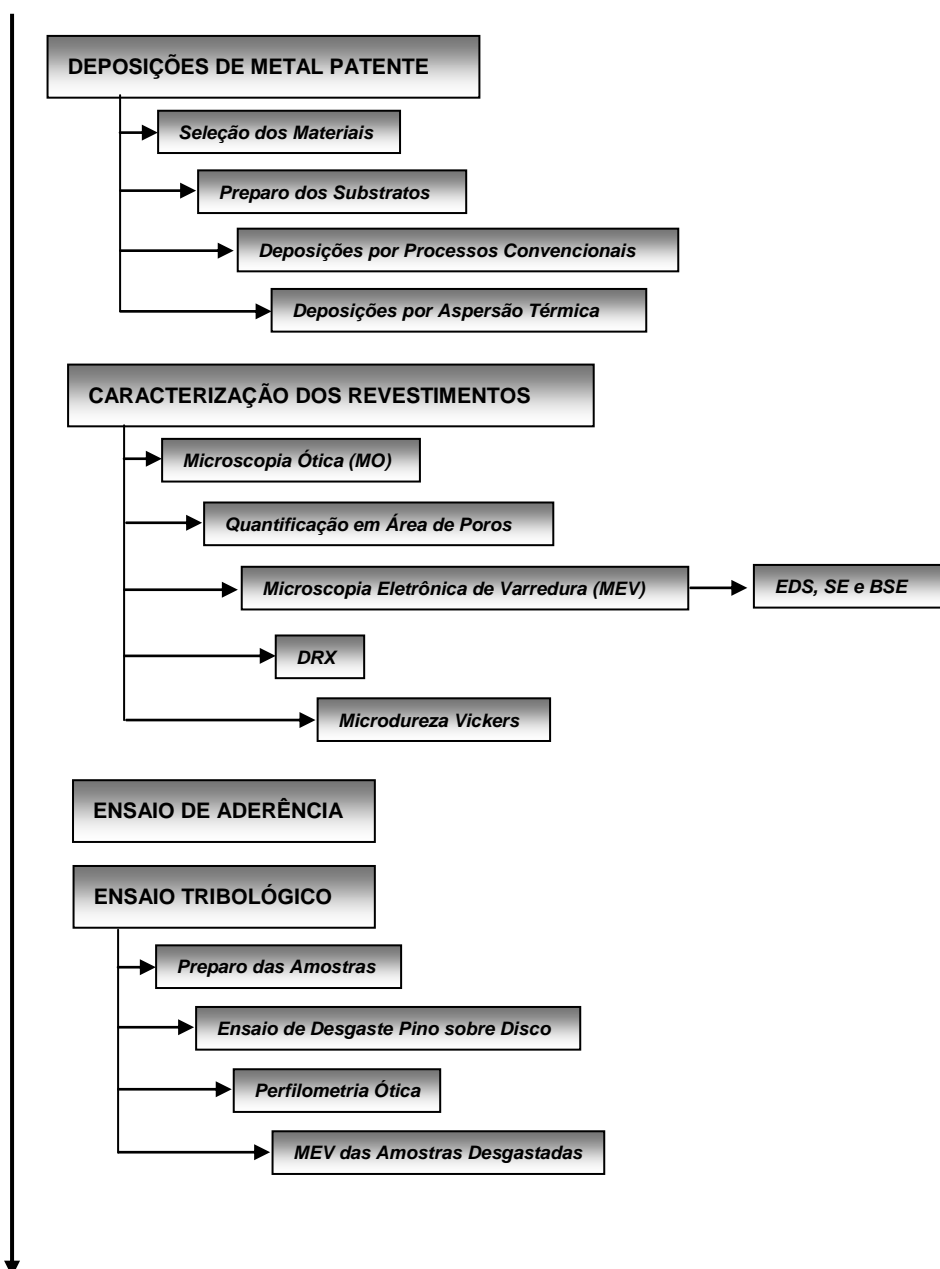
Quando metais diferentes deslizam entre si, ocorre ligação mecânica entre eles, e a partícula de transferência consiste em uma lamela dos dois materiais. No início, a partícula acumula material em ambas as superfícies. Conforme a partícula se torna maior entre as duas superfícies, acontece seu achatamento, produzindo uma estrutura lamelar (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2000).

### 3 METODOLOGIA

Esta pesquisa é de natureza aplicada, o problema é quantitativo-qualitativo, caráter exploratório, quanto aos procedimentos técnicos pode ser classificada como uma pesquisa experimental, sendo o método científico o indutivo.

A sequência de atividades realizada no presente trabalho é descrita pelo fluxograma da Figura 18.

Figura 18 – Fluxograma das Atividades



Fonte: Autoria própria.

### 3.1 DEPOSIÇÕES DE METAL PATENTE

A preparação dos revestimentos para as análises subsequentes segue pelos materiais utilizados, o preparo dos substratos, e as deposições por processos convencionais e por aspersão térmica.

#### 3.1.1 Seleção dos Materiais

A liga de metal patente utilizada é a ASTM B23-2, cuja composição química é descrita na Tabela 4.

**Tabela 4 – Composição química da liga ASTM B23-2 (% em peso)**

Elemento	Sn	Sb	Cu	Pb	Outros
(%)	Restante	7,0 – 8,0	3,5 – 4,5	0,35 máx	0,25

Fonte: ASM METALS HANDBOOKS, 1992.

Foi utilizado arame maciço para ambos os processos de deposição por aspersão térmica, sendo que para a deposição pelo processo ASP utilizou-se arame com diâmetro de 2,00 mm, e no processo FS, arame com diâmetro de 3,175 mm (1/8”).

Utilizou-se como matéria prima, para as deposições por processos convencionais, bases de aço carbono ABNT 1020 devidamente usinadas na empresa Smagon S/A, sendo para o processo de metalização por centrifugação, um tubo com dimensões de 100 mm de diâmetro interno, 3 mm de parede e comprimento 150 mm. Já no processo de metalização por gravidade, fez-se a usinagem de um bloco de 100 x 100 x 40 mm.

Para as deposições por aspersão térmica utilizou-se de chapas de aço carbono ABNT 1020 de 9,5mm (3/8”) de espessura que foram seccionadas com dimensões de aproximadamente 100 x 40 mm. As amostras para o ensaio de aderência, segundo ASTM C633-00, foram depositados revestimentos sobre substratos cilíndricos de aço carbono ABNT 1020 com 25,4 mm (1”) de diâmetro e aproximadamente 50 mm de comprimento.

### 3.1.2 Preparo dos Substratos

As bases utilizadas nas deposições por processos convencionais foram usinadas onde se realizou um passe rugoso em torno mecânico na superfície interna de modo a garantir melhor aderência do revestimento conforme previsto na norma ASTM B23 – 00, *Standard Specification for White Metal Bearing Alloys*. Em especial, na base de metalização por gravidade, foram usinadas por meio de uma fresadora, garras mecânicas (caldas de andorinha) foram preparadas segundo a norma ABNT – NBR ISO 4384 – 2: 2011 – Bronzinas Planas, visando à melhor aderência da liga de metal patente.

Os substratos de aço carbono ABNT 1020 utilizados na deposição por aspersão térmica foram devidamente seccionados, anteriormente à aspersão e foi realizado o jateamento abrasivo com óxido de alumínio branco, utilizando pressão de aproximadamente 0,55 MPa, distância de jateamento de aproximadamente 150 mm, ângulo de incidência de 90°, e granulometria de 20 mesh de modo a se obter rugosidade entre 6,0 e 10,0  $\mu\text{m Ra}$ .

### 3.1.3 Deposições por Processos Convencionais

A deposição por meio de métodos convencionais foi realizada na empresa Smagon S/A. Na metalização por centrifugação foi utilizada uma centrífuga de fabricação própria conforme a norma ASTM A 451 *Standard Specification for Centrifugally Cast*, com pressão constante de 3,0 MPa e rotação variando de 150 a 480 rpm por meio de uma rampa de 60 rpm/s, e resfriamento com taxa de aproximadamente 50°C/s de modo contínuo e uniforme ao longo da superfície externa da peça. A espessura do revestimento obtido foi de aproximadamente 5 mm.

No processo de metalização por gravidade, utilizou-se uma coquilha onde foi vazado o metal fundido, seguido do resfriamento com taxa de aproximadamente 20°C/s, obtendo-se uma espessura de metal patente de aproximadamente 25 mm.

### 3.1.4 Deposições por Aspersão Térmica

Na deposição por aspersão térmica ASP utilizou-se a melhor combinação de parâmetros observados em testes preliminares, de modo que com o uso da tensão

de 37,1 V e corrente de 150,0 A, pois verificou-se que o revestimento depositado com estes parâmetros apresentou as melhores propriedades mecânicas, melhor taxa de aderência e menores taxas de porosidade e oxidação, conforme descrito em artigo publicado, Anexo I. Sendo assim com o emprego dos parâmetros previstos anteriormente para o processo ASP, fez-se o uso do equipamento do fabricante TBA modelo 300, de propriedade do laboratório de soldagem da UTFPR – PG, com bocal cônico e bicos específicos para o material com diâmetro nominal de 2,0 mm, conforme especificado pela norma ABNT NBR 6631: 1981 – Arames e Arames Achatados de Ligas Cobre-Estanho.

No processo FS, utilizou-se o equipamento do fabricante METCO modelo 14E, de propriedade do laboratório de aspensão térmica – LABATS – Universidade Federal do Paraná – UFPR, com bocal do modelo CH, e avanço de arame na posição 8, sendo estes especificados pelo fabricante para este tipo de material.

A Tabela 5 contém os parâmetros empregados em ambos os processos de aspensão térmica.

**Tabela 5 – Parâmetros otimizados utilizados nas deposições**

Amostra	Corrente [A]	Tensão [V]	Pressão do Gás de Arrasto [bar]	Distância Tocha-Substrato [mm]
ASP	150,0 ± 2,0	37,1 ± 0,5		
Amostra	Fluxo de O <sub>2</sub> [l/min]	Fluxo de C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> [l/min]	6,0 ± 0,4	300,0 ± 5,0
FS	42,0 ± 1,0	29,0 ± 1,0		

\*Ambos os processos sem pré-aquecimento dos substratos.

Fonte: Autoria própria.

Foram realizados para ambos os processos de aspensão, 8 passes sobrepostos, com cada passe na direção perpendicular ao anterior para ambos os processos, e posteriormente devido à maior taxa de deposição do processo FS realizou-se deposições com 4 passes sobrepostos, atingindo assim uma espessura semelhante aos revestimentos obtidos pelo processo ASP.

### 3.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

Para a caracterização dos revestimentos depositados por aspensão térmica e por métodos convencionais foram realizadas as seguintes análises:

- Morfologia geral e quantificação de poros por análise de imagens e medição da espessura dos revestimentos por microscopia ótica (MO);
- Morfologia da superfície e identificação dos microconstituintes formados por microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Mapeamento da distribuição da composição química por espectrometria de Raios X por dispersão de energia (EDS);
- Mapeamento por técnicas de elétrons secundários SE e retroespalhados (BSE) através das imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura;
- Microdureza Vickers das amostras.

As análises metalográficas das amostras foram realizadas no laboratório de materiais da UTFPR – PG, após corte na transversal e longitudinal em uma cortadeira de precisão Buehler ISOMET 4000 com disco abrasivo especificado para materiais não ferrosos marca Buehler modelo 11 - 4217 - 010, com rotação de 4000 rpm e avanço de 5 mm/min, seguido do embutimento a frio com resina epóxi de cura a frio de modo a não haver mudança microestrutural durante o embutimento.

Na preparação por lixamento foram utilizadas lixas de carbetto de silício (SiC) de 400 a 1200 mesh, em equipamento automatizado Buehler Vector com aplicação de carga de 10 N, e rotação de 200 rpm. O polimento fez-se possível tendo como abrasivo, suspensão de diamante com granulometria de 3,0 e 0,25  $\mu\text{m}$ , e rotação de aproximadamente 150 rpm e por fim o polimento vibratório em uma politriz vibratória Buehler Vibromet em sílica coloidal 0,04  $\mu\text{m}$  por duas horas, de modo a garantir uma superfície sem riscos e não conformidades, conforme especificado pela norma ASTM E1920 (2008).

### 3.2.1 Microscopia Ótica (MO)

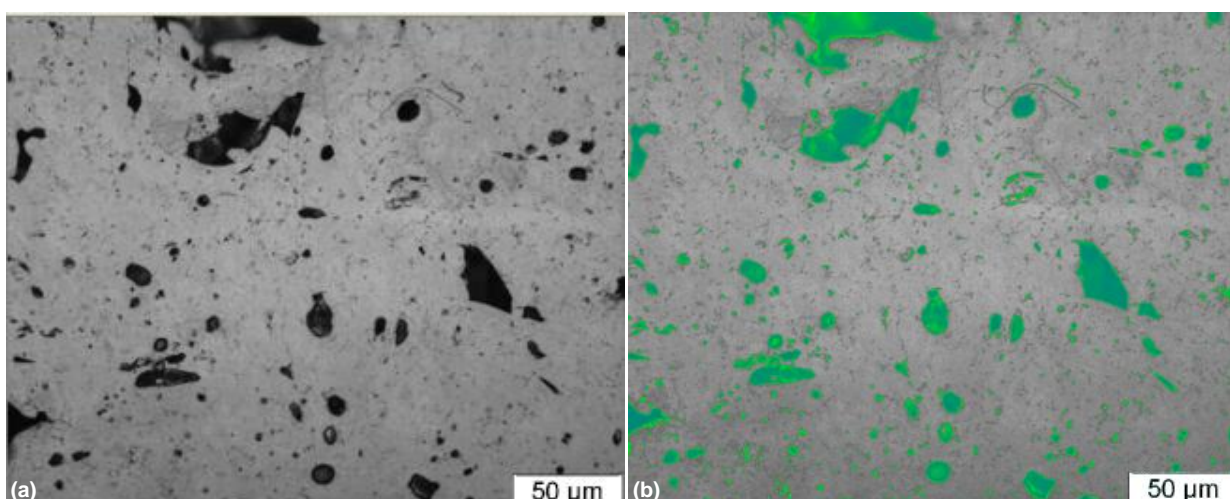
Por meio da caracterização em microscópio ótico pode-se analisar a morfologia geral das amostras tanto aspergidas quanto depositadas pelos processos convencionais, assim como a contagem de poros em área de ambos os revestimentos. Esta análise foi realizada no laboratório de materiais da UTFPR – PG, a partir de imagens obtidas em Microscópio Ótico Olympus BX60, por meio do

software de análise de imagens Analysis 5.0, com o emprego de lentes de 50, 100, 200, 500 e 1000x, utilizando Dicra e Polarizador.

### 3.2.2 Quantificação em Área de Poros

Realizou-se o tratamento das imagens, com alteração para tons de cinza e controle de contraste, convertidas para 8 bits e por meio da técnica de *threshold*, que caracteriza as fases pelo limite do tom de cinza de cada microconstituente, conforme a norma ASTM E2109 (2014), possibilitando o cálculo da fração em área da porosidade para cada imagem, a Figura 19 ilustra a ferramenta *threshold*, em imagem com aumento de 500x.

**Figura 19 – Transformação de tons de cinza para cálculo da porosidade em área através da ferramenta “*threshold*”. (a) Tons de cinza, (b) RGB para contagem de fases**



Fonte: Alcover Junior; Pukaszewicz (2015).

Fez-se a contagem de fases em área na imagem com a utilização da ferramenta *phaseanalysis*, de modo a obter a relação percentual em área para as fases presentes, obtendo-se o percentual de porosidade para cada amostra.

### 3.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises de microscopia eletrônica foram realizadas em Microscópio Eletrônico de Varredura TESCAN VEGA 3, pertencente ao Laboratório de Materiais da UTFPR – PG, de modo a identificar a morfologia, microestrutura e por fim fez-se

o uso de técnicas de EDS para a análise de composição química para todas as amostras, SE – Elétrons Secundários e BSE – Elétrons Retroespalhados.

### 3.2.4 Difração de Raios X (DRX)

A análise das fases presentes na microestrutura dos revestimentos se fez possível através da técnica de difração de raios X (DRX), utilizando um difratômetro de Raios X do fabricante Shimadzu XRD 6000 de propriedade da UFPR com o emprego dos parâmetros listados na Tabela 6.

**Tabela 6 – Parâmetros da análise por DRX**

Alvo	Cu K $\alpha$
Tensão (kV)	40,0 $\pm$ 0,5
Corrente (mA)	40,0 $\pm$ 0,5
Faixa de Varredura	20° a 130°
Velocidade de Varredura	0,11°/s
Configuração da Varredura	<i>Spinner</i>
Modo de Varredura	Contínua

Fonte: Autoria própria.

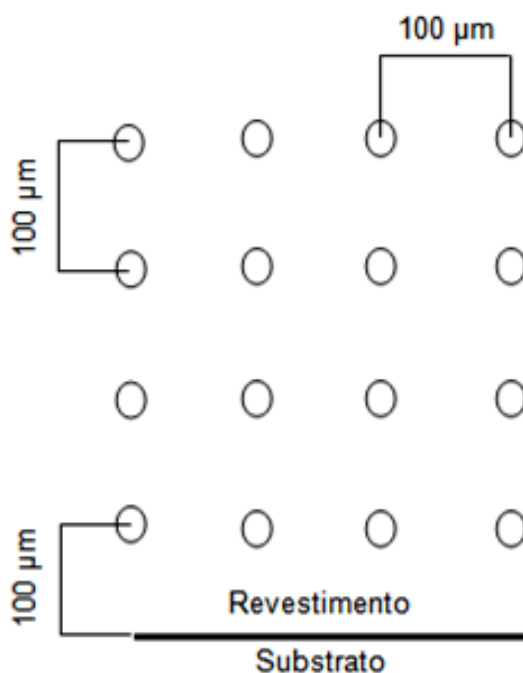
### 3.2.5 Microdureza Vickers

O ensaio de Microdureza foi realizado em um Microdurômetro Shimadzu HMV-G, no laboratório de materiais da UTFPR – PG, segundo a norma ASTM E384, *Standard Test Method for Microindentation Hardnesses of Materials*, por meio de carregamentos de 50 gF (~ 0.5 N), e 100 gF (~ 1.0 N) na escala Vickers, durante um período de 15 segundos.

Realizaram-se medições em forma de matriz, com 16 indentações consecutivas espaçadas de 500 $\mu$ m, transversalmente e longitudinalmente ao revestimento, dependendo da espessura deste, onde foi indicado o valor médio e o respectivo desvio padrão, a disposição esquemática das indentações pode ser verificada na Figura 20.



Figura 20 – Disposição esquemática das indentações



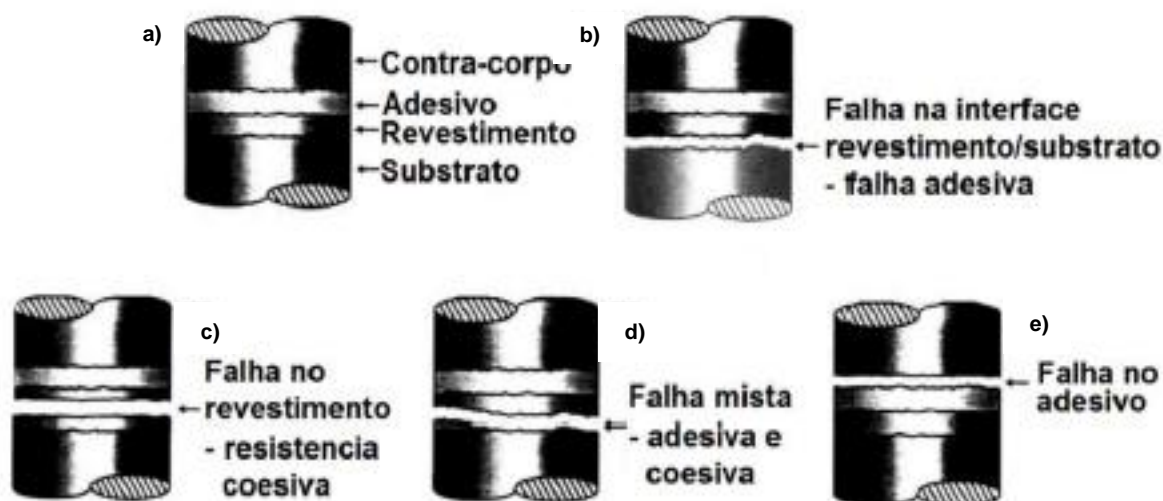
Fonte: Autoria própria.

### 3.3 ENSAIO DE ADERÊNCIA

A análise de aderência dos revestimentos, fez-se possível segundo a norma ASTM C633 – *Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings*, a qual descreve um método de ensaio destrutivo para revestimentos de aspersão térmica, onde um corpo de prova revestido é colado a um contra-corpo de mesma dimensão, não revestido, e puxado com auxílio de uma máquina tração.

A avaliação da aderência foi realizada a partir da tensão necessária para o rompimento das amostras coladas e do local onde ocorreu a separação das mesmas. O local do rompimento indica se houve falha adesiva, quando ocorre na interface revestimento/substrato 21(b) ou entre as duas camadas depositadas(c), ou se a falha foi coesiva(d), ou seja, quando o rompimento se dá entre as lamelas de alguma das camadas de revestimento(e). A Figura 21 ilustra esquematicamente as formas de falhas que podem ocorrer no ensaio de aderência.

Figura 21 – Modos de falha do revestimento no ensaio de aderência



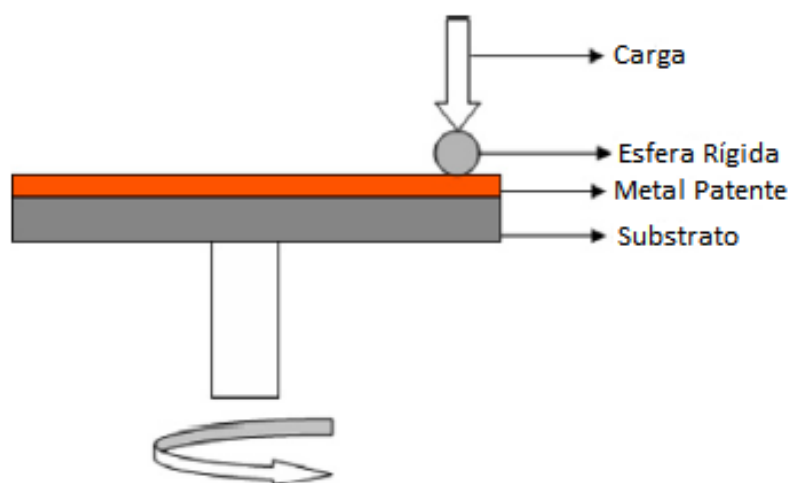
Fonte: ASTM C633 (2008) *apud* Sucharski (2016).

Para a realização dos ensaios, foi utilizado o equipamento de tração da marca Instron, modelo 1467, pertencente ao laboratório de ensaios mecânicos da UTFPR – PG, dotado de dois dispositivos auto-alinhantes, especificados na norma ASTM C633, de forma a garantir que as amostras sofressem tração pura. Para a colagem das amostras utilizou-se Brascola Araldite Profissional 24h, com cura em temperatura ambiente, durante o período de 24 horas. Em cada revestimento foram feitas três repetições para o teste de aderência.

### 3.4 ENSAIO TRIBOLÓGICO

O ensaio tribológico foi realizado segundo a norma ASTM G99 – *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin – on – Disk Apparatus*, seguido das análises subsequentes, o método de ensaio empregado foi o do tipo pino sobre disco, que se baseia no princípio do contato mecânico entre uma esfera rígida sob uma carga conhecida e o revestimento em análise animado de movimento rotativo, conforme ilustra esquematicamente a Figura 22.

Figura 22 – Representação esquemática do ensaio de desgaste pino sobre disco



Fonte: ASTM G99 (2007) *apud* Xueping Guo (2008).

As análises tribológicas foram divididas em quatro etapas distintas: preparo das amostras, o ensaio de desgaste pino sobre disco, e para a caracterização dos mecanismos de desgaste e quantificação das trilhas desgastadas foram realizadas análises por perfilometria ótica e microscopia eletrônica de varredura.

#### 3.4.1 Preparo das Amostras

Inicialmente foram preparadas as amostras para os ensaios de tribologia, sendo estas cortadas nas dimensões de aproximadamente 40 x 40 x 10 mm, retificadas, lixadas e polidas obtendo-se assim rugosidade de aproximadamente 0,5  $\mu\text{m Ra}$ .

#### 3.4.2 Ensaio de Desgaste Pino sobre Disco

O ensaio de desgaste foi realizado, segundo a norma ASTM G99-07, utilizando-se um tribômetro tipo pino sobre disco do fabricante CSM modelo TRB em interface com o Software Tribex de propriedade do laboratório de tribologia da PUC – Curitiba, realizou-se limpeza por ultrassom para a remoção de impurezas, de modo, que durante o ensaio o atrito foi monitorado por intermédio da medição da força de atrito, e do proveniente coeficiente de atrito instantâneo, ao longo de uma distância linear de 1000 m com velocidade linear constante de 0,1 m/s e carregamento de 5 N utilizando esfera de alumina de 6 mm de diâmetro.

Foram realizadas trilhas de desgaste com raios de aproximadamente 12 mm nas amostras de revestimentos obtidos por metalização por gravidade, assim como para as amostras obtidas por aspersão a arco elétrico e chama arame. Deve-se ressaltar que neste caso não foi possível realizar a análise em amostras obtidas por centrifugação, pois não é possível produzir amostras planas, tão pouco planificá-las sem comprometer a integridade do revestimento. A Fotografia 3 ilustra o equipamento utilizado para o ensaio tribológico.

**Fotografia 3 – Tribômetro utilizado no ensaio de desgaste**



**Fonte: Autoria própria.**

### 3.4.3 Perfilometria Ótica

As análises das pistas de desgaste foram possíveis através do levantamento topográfico utilizando um perfilômetro ótico sem contato 3D *Talysurf CCI – Lite* do fabricante Taylor Hobson, de propriedade do laboratório de materiais da UTFPR – PG, de modo a quantificar os níveis de desgaste separadamente para ambas as amostras, possibilitando ainda verificar o desgaste das amostras e a formação de cavacos. Fez-se ainda a medição de rugosidade no interior e externamente às trilhas, de modo a identificar os níveis de atrito de modo independente para cada amostra.

#### 3.4.4 MEV das Amostras Desgastadas

Com o auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura, foi feita uma análise complementar das pistas de desgaste, assim como de composição química no interior das trilhas de desgaste, de modo a verificar a presença de precipitados, ou alguma alteração no local em virtude do carregamento e desgaste.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente são apresentados, e discutidos, nessa seção os resultados da caracterização dos revestimentos por meio de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e microdureza.

Na sequência são descritos os resultados dos ensaios de aderência dos revestimentos obtidos por aspersão térmica.

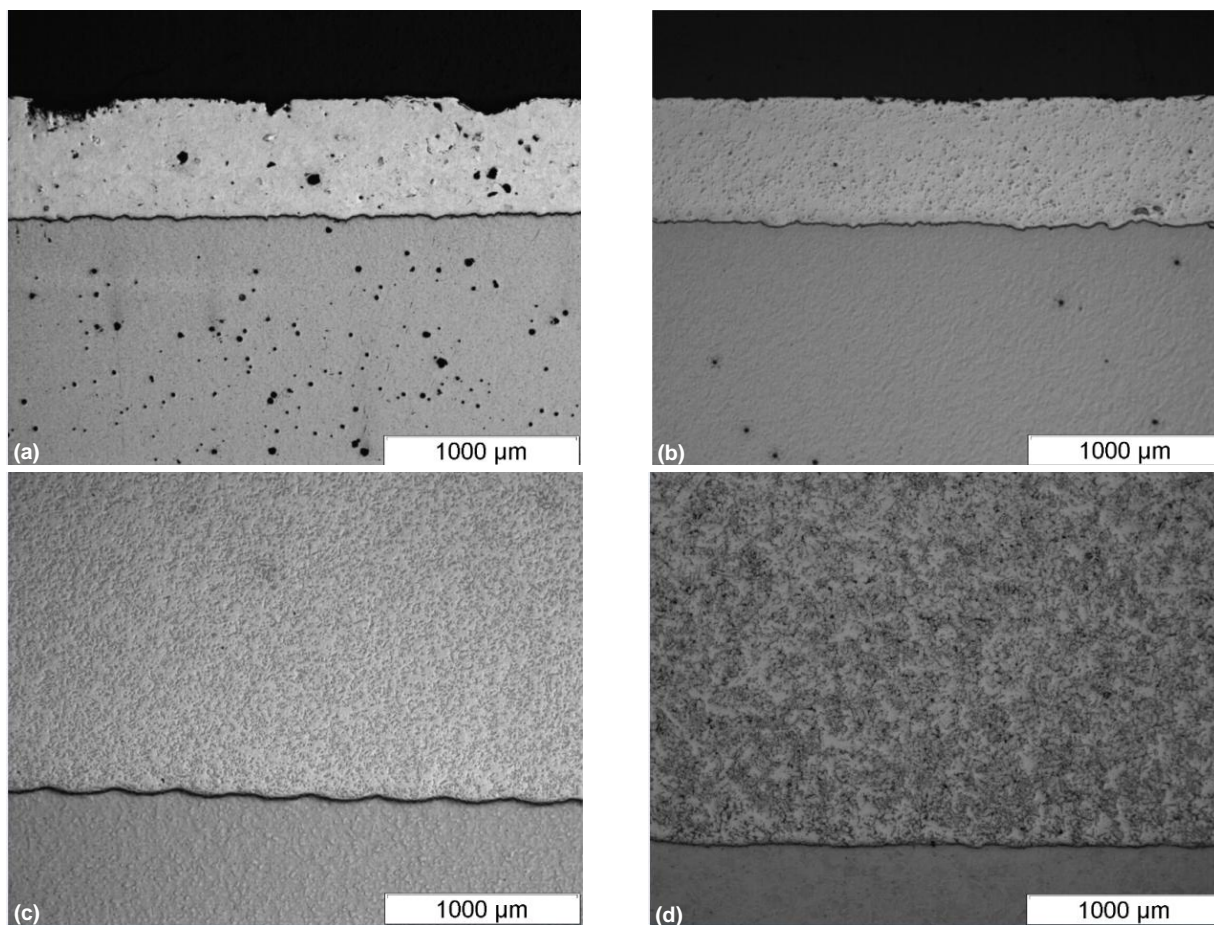
Por fim, os resultados do ensaio tribológico, subdivididos em ensaio de desgaste, e suas posteriores análises, por perfilometria ótica e microscopia eletrônica de varredura das amostras desgastadas são apresentados e discutidos.

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS REVESTIMENTOS

A caracterização dos revestimentos por microscopia ótica possibilitou a análise da morfologia geral, e espessura dos revestimentos, das amostras aspergidas e depositadas por métodos convencionais.

A Figura 23 ilustra a morfologia geral das amostras, onde é possível notar a formação de poros em maior escala nas amostras aspergidas termicamente, assim como verificar a morfologia distinta formada pelos revestimentos depositados por processos de aspersão térmica quando comparados aos depositados por processos convencionais.

**Figura 23 – Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d)**



**Fonte: Autoria própria.**

Verifica-se na Figura 23 que os revestimentos obtidos por aspersão térmica apresentaram maior porosidade que os provenientes depositados pelos processos convencionais. Quanto às espessuras obtidas, nota-se que os revestimentos aspergidos termicamente apresentaram espessura semelhante. Porém deve-se ressaltar que no processo ASP foram realizados 8 passes, e no FS apenas 4. Já para os processos convencionais, a espessura obtida pelo revestimento centrifugado foi de aproximadamente 5 mm, e para o processo de gravidade de aproximadamente 25 mm de modo a garantir assim a aderência do revestimento.

Os maiores teores de poros podem ser associados basicamente às superiores temperaturas a que o material de deposição é submetido, todavia os níveis encontrados são previstos como aceitáveis segundo a norma ABNT NBR 4378 - 1 / 2011.

Na realização da medição das espessuras dos revestimentos depositados por aspersão térmica, foram efetuadas 5 medições em posições distintas e obteve-se o valor médio das espessuras em  $\mu\text{m}$ .

A Tabela 7 ilustra a espessura das camadas aspergidas, e a conseqüente taxa de deposição por passe.

**Tabela 7 – Espessura média dos revestimentos aspergidos**

<b>Amostra</b>	<b>Espessura [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>nº de Passes</b>	<b>Espessura / Passe [<math>\mu\text{m}</math>]</b>
<b>ASP</b>	455,5 $\pm$ 4,6	8	56,9 $\pm$ 1,2
<b>FS</b>	656,2 $\pm$ 7,3	4	164,1 $\pm$ 2,5

Fonte: Autoria própria.

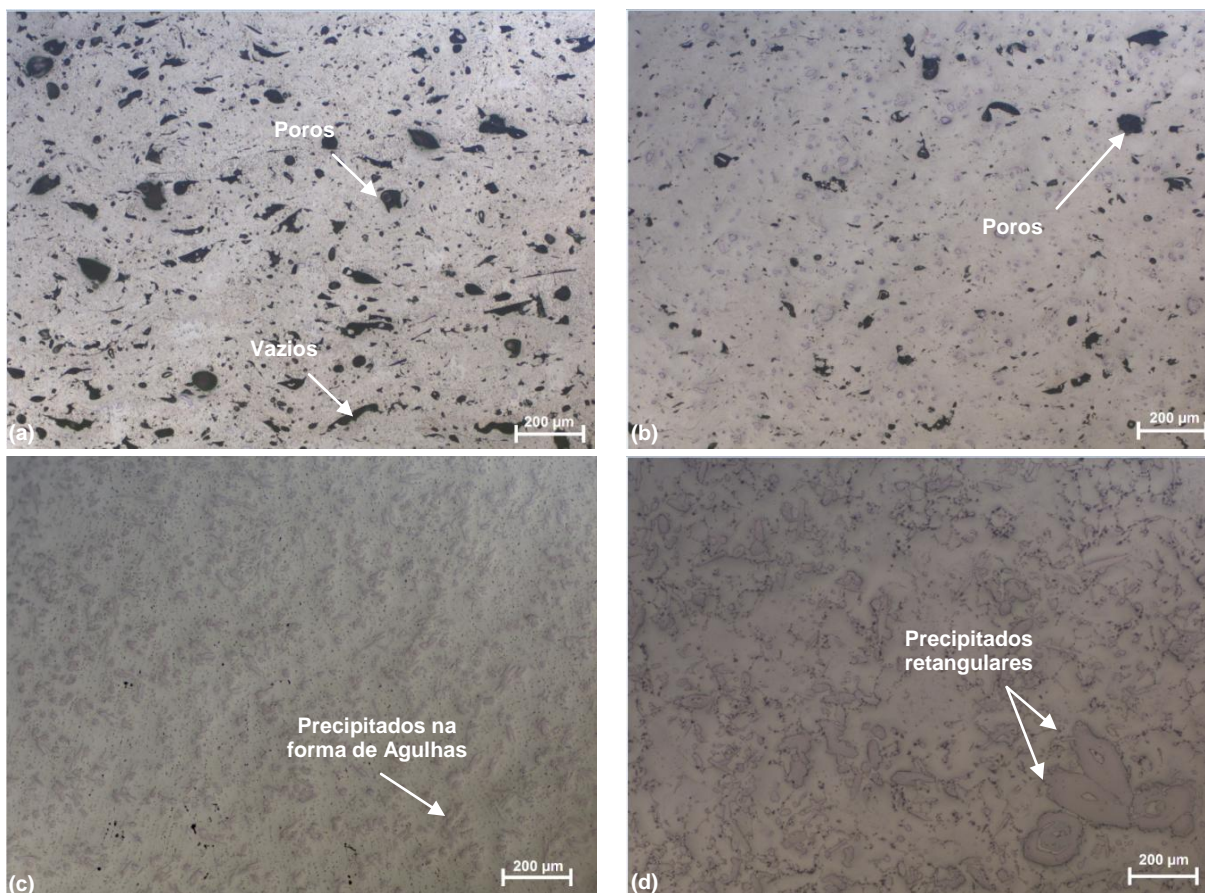
O processo FS apresenta maior taxa de deposição por passe, em função, basicamente, da maior velocidade de alimentação do material em forma de arame, assim como de uma menor dispersão do fluxo das partículas, melhorando a eficiência da deposição, quando comparada com o processo ASP.

Na Figura 24 são apresentadas as microestruturas obtidas por microscopia ótica, onde se verifica que as microestruturas dos revestimentos obtidos por processos de aspersão térmica, são compostas por poros e lamelas que foram densificadas durante a deposição, sem apresentar claramente a formação de óxidos.

A formação dos precipitados nos revestimentos aspergidos ocorreu de forma mais refinada, devido às elevadas taxas de resfriamento envolvidas no processo, conforme já verificado em trabalho semelhante liderado por Sturgeon *et al.*, (2003).



**Figura 24 – Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d)**



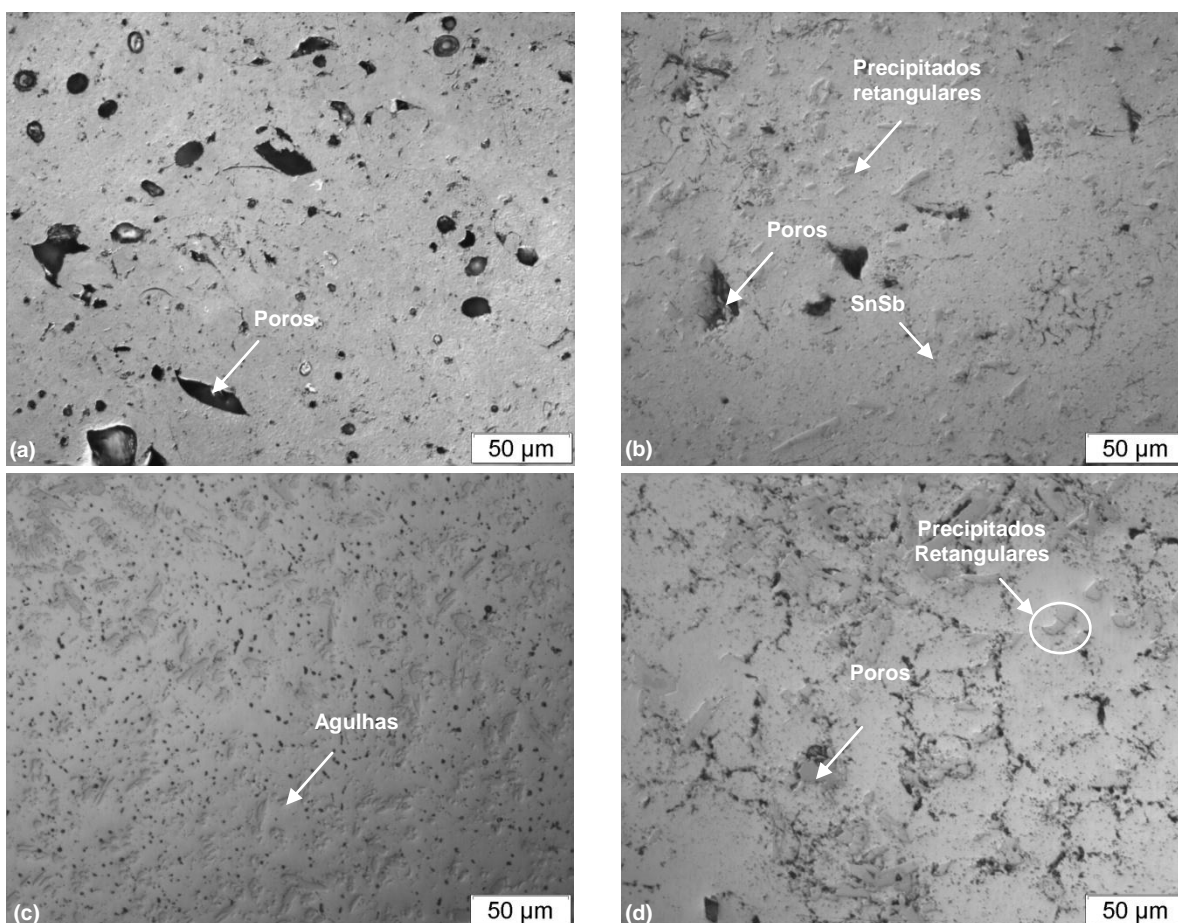
**Fonte: Autoria própria.**

A partir das imagens obtidas com maior ampliação, observa-se que os microconstituintes obtidos através dos processos de aspersão, apresentam microestrutura mais refinada.

Já os revestimentos provenientes dos processos convencionais, permitem a identificação de precipitados de formato retangular, e de agulhas, imersos na matriz de Sn, semelhante ao observado no trabalho conduzido por Hernández *et al.*, (2011).

Foram realizadas ainda imagens com o emprego do Dicra e do Polarizador, de modo a facilitar a visualização dos precipitados e consequentemente à interpretação das imagens, assim como na compreensão dos microconstituintes formados. A Figura 25 ilustra as imagens obtidas com o emprego destes acessórios.

**Figura 25 – Morfologia Geral dos Revestimentos ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d), utilizando dicra e polarizador**



Fonte: Autoria própria.

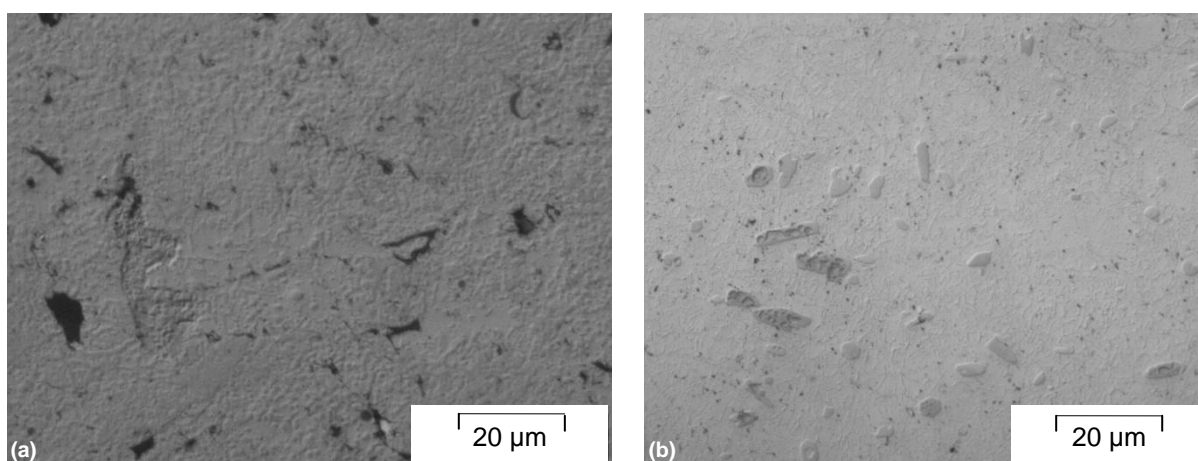
É possível observar através da Figura 25, que a formação dos precipitados CuSn, com forma alongada ocorre de modo mais significativo nas amostras depositadas por aspersão ASP 25(a) e centrifugação 25(c), decorrente da maior taxa de resfriamento decorrente destes processos, analogamente ao observado por Hernández *et al.*, (2011).

Para o processo FS a formação dos precipitados se mostra de modo mais retangular, em razão da menor taxa de resfriamento o que leva a uma solidificação mais lenta, ocorrendo assim a formação em maior escala dos compostos SnSb, também observado por Hernández *et al.*, (2011).

Segundo Pawlowski (2008), a temperatura de projeção envolvida no processo ASP é maior que no processo FS, podendo-se esperar maior sublimação dos elementos Sn e Sb sob a forma de fumos, o que altera a formação de intermetálicos ao longo do processo de solidificação.

Em decorrência das microestruturas formadas nos revestimentos obtidos por processos de aspersão térmica apresentarem morfologias mais refinadas, em comparação com os processos convencionais, principalmente com o processo de metalização por gravidade, fez-se necessária uma análise empregando maiores ampliações, conforme apresentado na Figura 26.

**Figura 26 – Morfologia dos revestimentos ASP (a), FS (b)**



Fonte: Autoria própria.

A quantificação da porosidade foi realizada em imagens obtidas através de ampliações de 200 e 500x respectivamente. A Tabela 8 ilustra o percentual médio de poros obtido para ambas as amostras.

**Tabela 8 – Percentual de poros em área dos revestimentos**

Amostra	ASP	FS	Gravidade	Centrifugação
<b>Porosidade (%)</b>	$3,8 \pm 0,9$	$2,3 \pm 0,7$	$2,1 \pm 0,2$	$< 1,0$

Fonte: Autoria própria.

Verificou-se então que os teores de poros apresentaram valores aceitáveis segundo a norma ABNT NBR 4378 -1 / 2011.

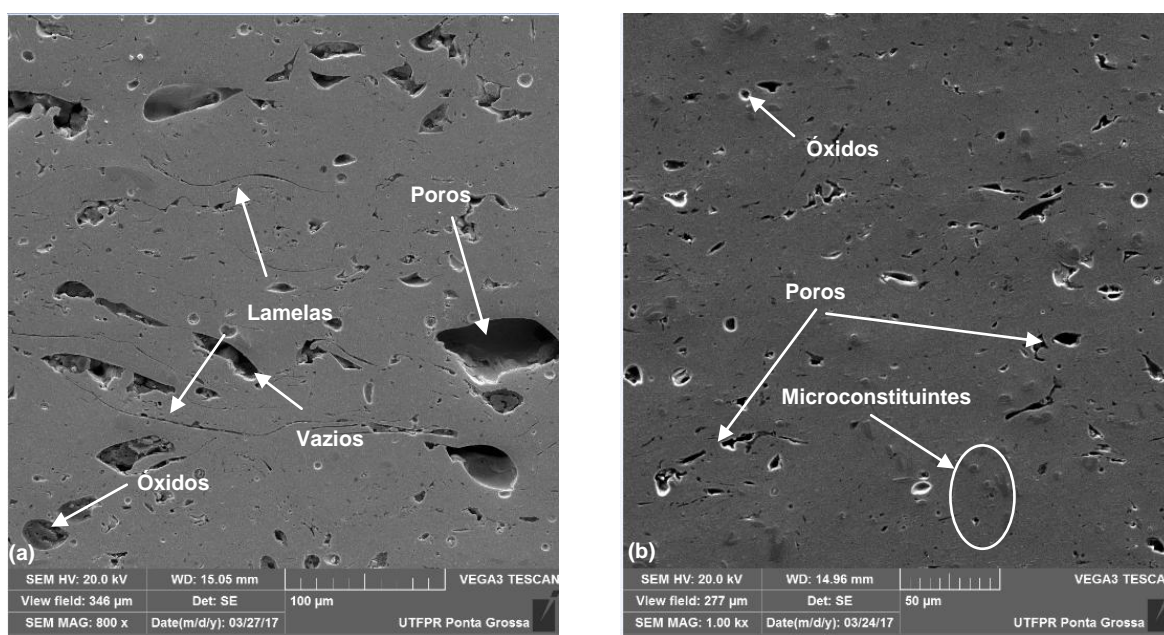
Segundo Sturgeon *et al.*, (2003), revestimentos de metal patente depositados por aspersão térmica, tendem a apresentar maior porosidade em comparação aos métodos convencionais de deposição, entretanto observa-se que os revestimentos depositados no presente trabalho apresentaram níveis de porosidade semelhantes aos obtidos por metalização por gravidade.

As microestruturas obtidas pelos processos de aspersão são ligeiramente distintas entre si, onde o revestimento ASP apresenta maior porosidade. Esta característica já foi observada por Sturgeon *et al.*, (2006), onde o maior aporte térmico empregado neste processo está diretamente relacionado com o maior percentual em área de poros do revestimento, em decorrência da cinética de formação das lamelas, da dimensão das gotículas aspergidas.

As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura permitiram compreender melhor a formação dos precipitados, quais os mecanismos envolvidos, assim como caracterizar as microestruturas obtidas em ambos os processos de deposição.

A Figura 27 ilustra as imagens obtidas por MEV para os revestimentos aspergidos termicamente, possibilitando assim verificar a formação das lamelas e a observação dos microconstituintes formados.

**Figura 27 – Micrografia das amostras aspergidas termicamente ASP (a) e FS (b)**



**Fonte: Autoria própria.**

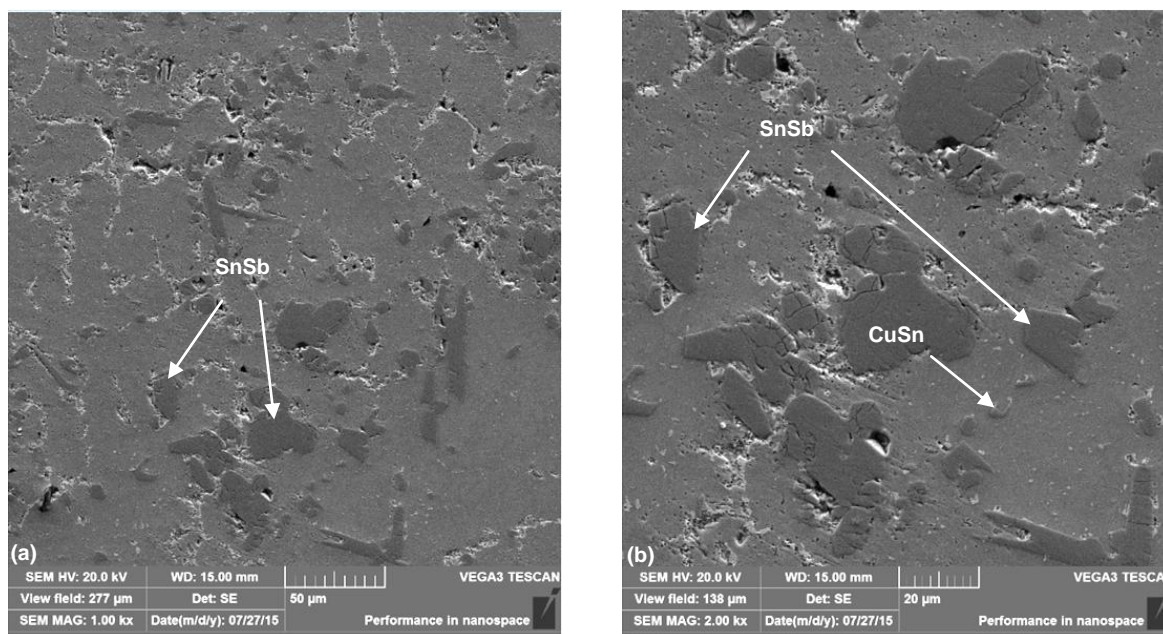
As amostras aspergidas termicamente apresentaram morfologia de lamelas distintas, sendo estas maiores, e mais visíveis para a amostra ASP, em função da menor temperatura e da maior cinética do processo. Em função do baixo ponto de fusão da liga de metal patente, verifica-se que em ambos os processos de aspersão



ocorreu fusão das lamelas, de forma parcial no revestimento ASP e praticamente completa no revestimento FS, conforme já verificado por Zhang *et al.*, (2013).

A Figura 28 ilustra os precipitados formados nos revestimentos depositados pelos processos de deposição convencionais.

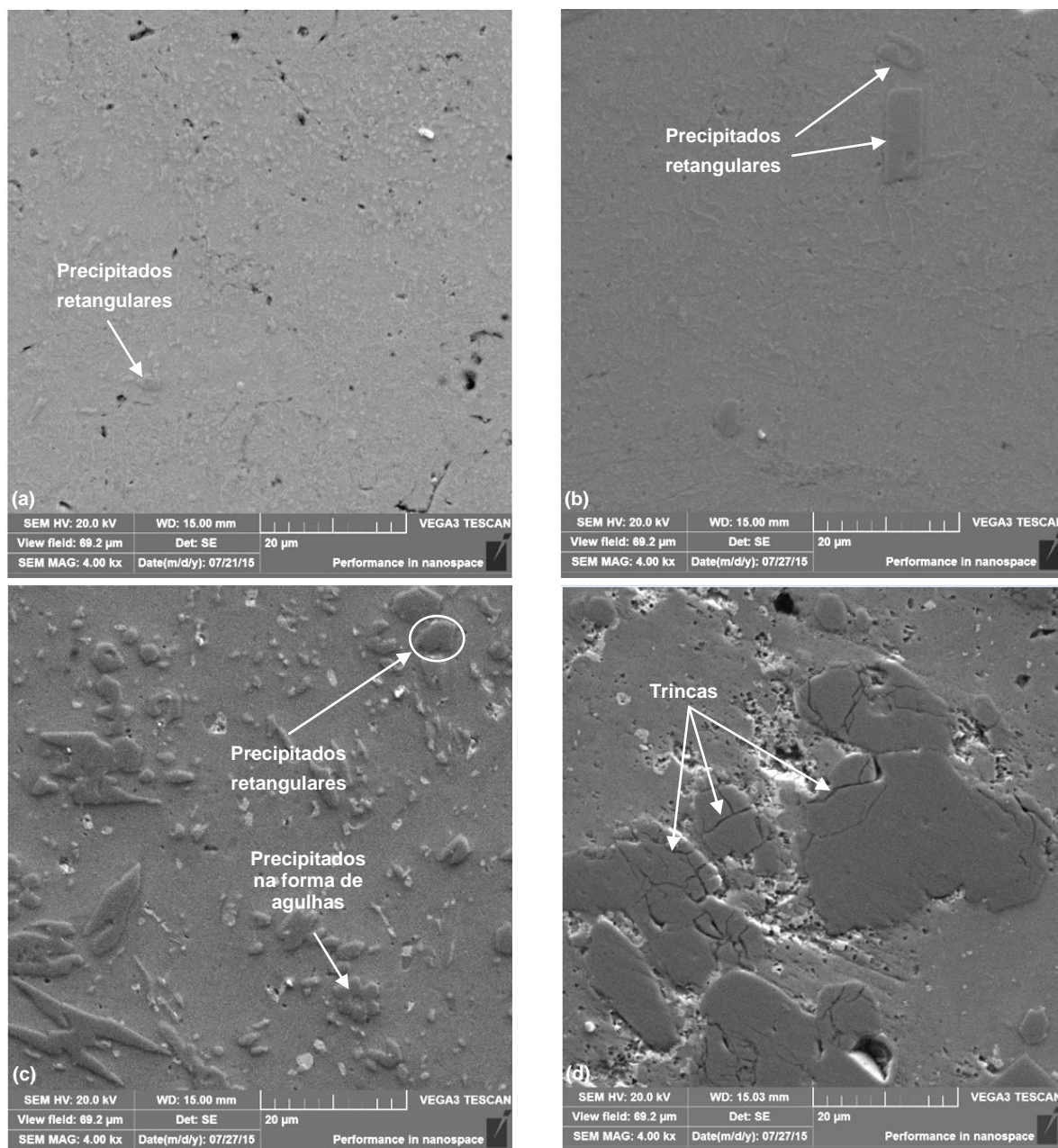
**Figura 28 – Micrografia das amostras Centrifugação (a) e (b) e Gravidade (c) e (d)**



**Fonte: Autoria própria.**

Conforme já citado por Hernández *et al.*, (2011), revestimentos obtidos por gravidade apresentam precipitados maiores, quando em comparação com revestimentos obtidos por centrifugação, principalmente a formação de agulhas. Isto ocorre de forma mais significativa no processo de deposição por centrifugação, em decorrência da menor taxa de resfriamento e da solidificação não homogênea do processo de metalização por gravidade, sendo a formação de precipitados cúbicos mais frequente neste caso. A Figura 29 ilustra as micrografias obtidas por MEV, tanto para as amostras aspergidas, quanto depositadas por processos convencionais empregando maiores ampliações.

Figura 29 – Micrografia das amostras ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d)

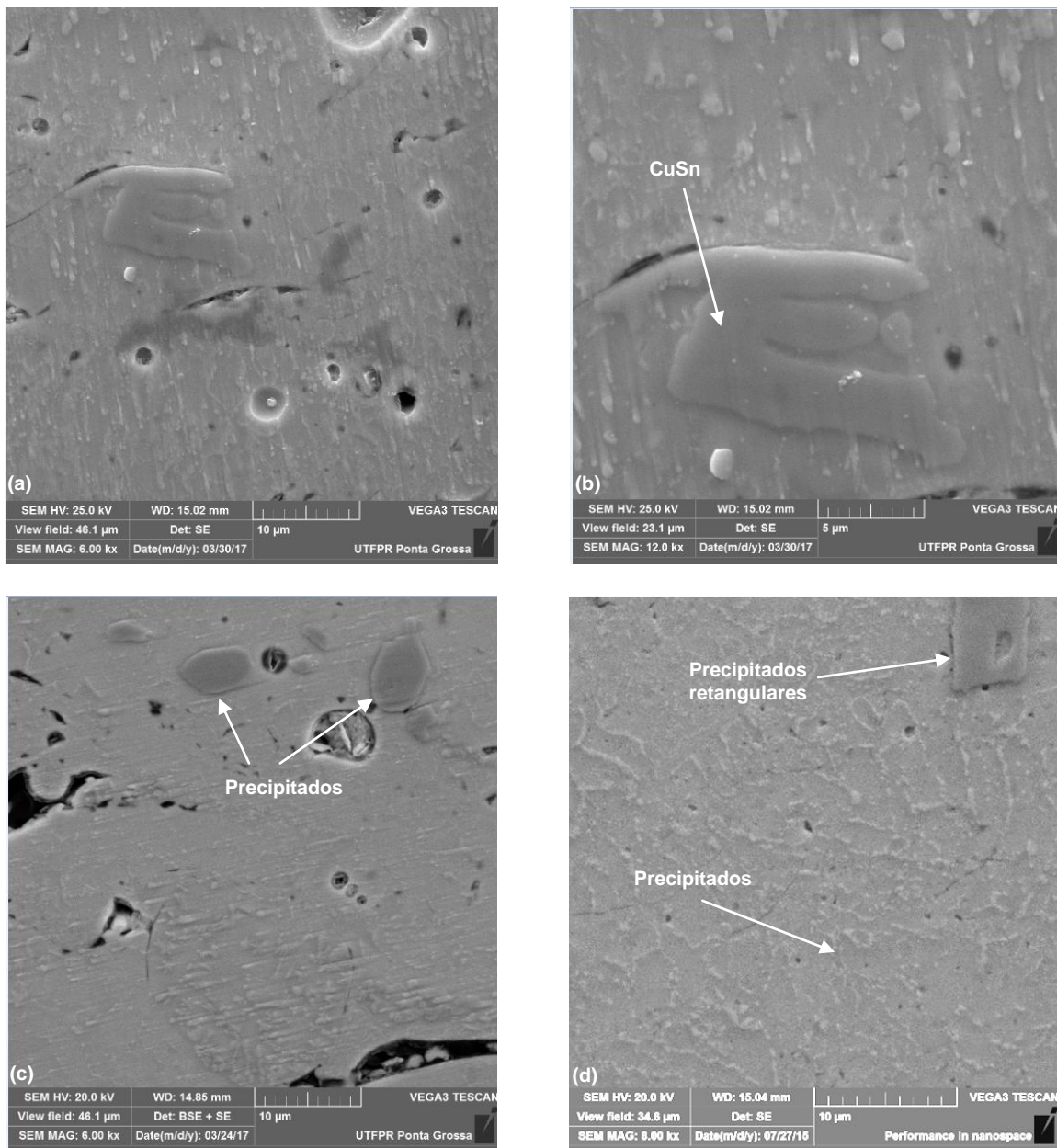


Fonte: Autoria própria.

A partir da Figura 29, se faz possível verificar os precipitados formados nas amostras obtidas por aspersão térmica, e para as amostras provenientes de processos convencionais, se torna nítido a formação destes com maiores dimensões, assim como é possível verificar a presença de trincas nos precipitados formados nos revestimentos obtidos por gravidade, em razão possivelmente, do resfriamento gradual e não homogêneo característico deste processo, assim como das dimensões destes precipitados, que levaram provavelmente a sua ruptura durante a preparação metalográfica. A Figura 30 apresenta as micrografias das

amostras aspergidas termicamente.

Figura 30 – Micrografia das amostras ASP (a) e (b), e FS (c) e (d)



Fonte: Autoria própria.

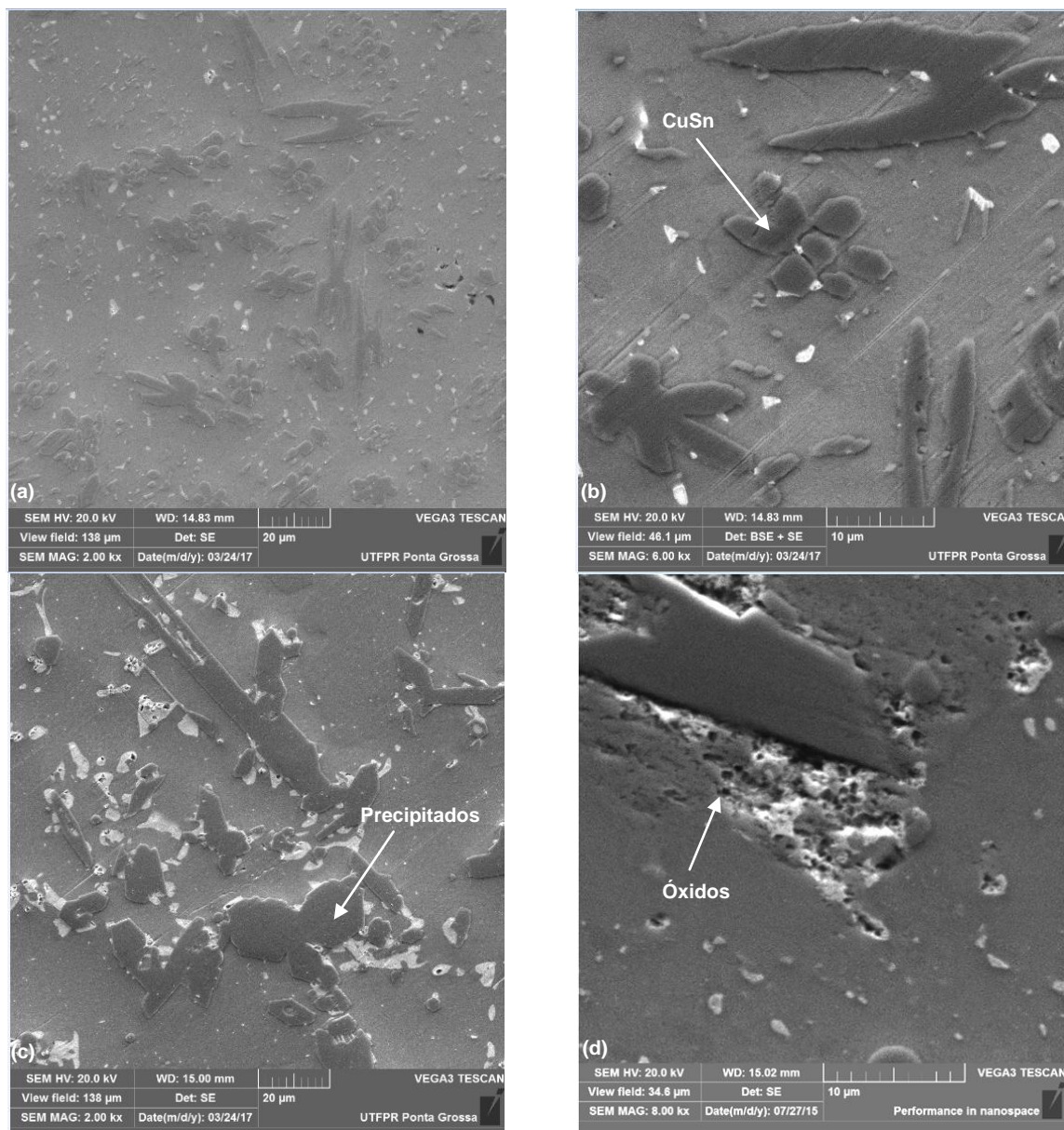
A amostra ASP detém de poros maiores e formação de precipitados mais refinados que nas amostras depositadas de forma convencional e por FS. Na amostra FS é possível verificar claramente a formação dos cristais cúbicos, da mesma forma da amostra obtida por centrifugação, e na amostra obtida pelo processo de gravidade.

Observa-se a presença de óxidos, que pode ser notada somente na amostra



obtida por gravidade, da mesma forma que já observado por Hernández *et al.*, (2011) em trabalho semelhante. A Figura 31 ilustra as morfologias dos revestimentos obtidos por processos convencionais empregando maiores ampliações.

**Figura 31 – Micrografia das amostras Centrifugação (a) e (b), e Gravidade (c) e (d)**



**Fonte: Autoria própria.**

## 4.2 AVALIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS REVESTIMENTOS

Para uma avaliação da composição química, e de como os elementos de liga estão distribuídos na microestrutura, foram realizadas imagens por BSE e mapeamento químico através de EDS, com o objetivo de identificar as composições



químicas dos precipitados formados, assim como de avaliar a composição química dos revestimentos obtidos por diferentes processos de deposição.

Inicialmente realizou-se uma análise de composição química nos arames empregados nos processos de aspersão térmica, de modo a comparar a composição química dos arames, com as composições químicas resultantes dos revestimentos para ambos os processos de aspersão. A composição química obtida por EDS para os arames é apresentada na Tabela 9.

**Tabela 9 – Composição química dos arames (% em peso)**

Elemento	Sn	Sb	Cu	Outros
<b>ASP</b>	92,2 ± 0,3	5,6 ± 0,2	2,1 ± 0,1	restante
<b>FS</b>	91,3 ± 0,2	5,8 ± 0,3	2,3 ± 0,2	restante

Fonte: Autoria própria.

A composição química média dos revestimentos provenientes dos diferentes processos de deposição variou ligeiramente quando empregados processos de aspersão térmica, conforme é apresentado na Tabela 10.

**Tabela 10 – Composição química dos revestimentos (% em peso)**

Elemento	Sn	Sb	Cu	Ni	Pb	Outros
<b>ASP</b>	88,4 ± 0,3	7,8 ± 0,3	3,8 ± 0,1	-	-	restante
<b>FS</b>	88,6 ± 0,4	7,7 ± 0,3	3,6 ± 0,1	-	-	restante
<b>Centrifugação</b>	84,0 ± 0,3	9,8 ± 0,2	6,2 ± 0,1	-	0,1 ± 0,1	restante
<b>Gravidade</b>	83,0 ± 0,3	10,4 ± 0,2	6,6 ± 0,1	-	0,2 ± 0,1	restante

Fonte: Autoria própria.

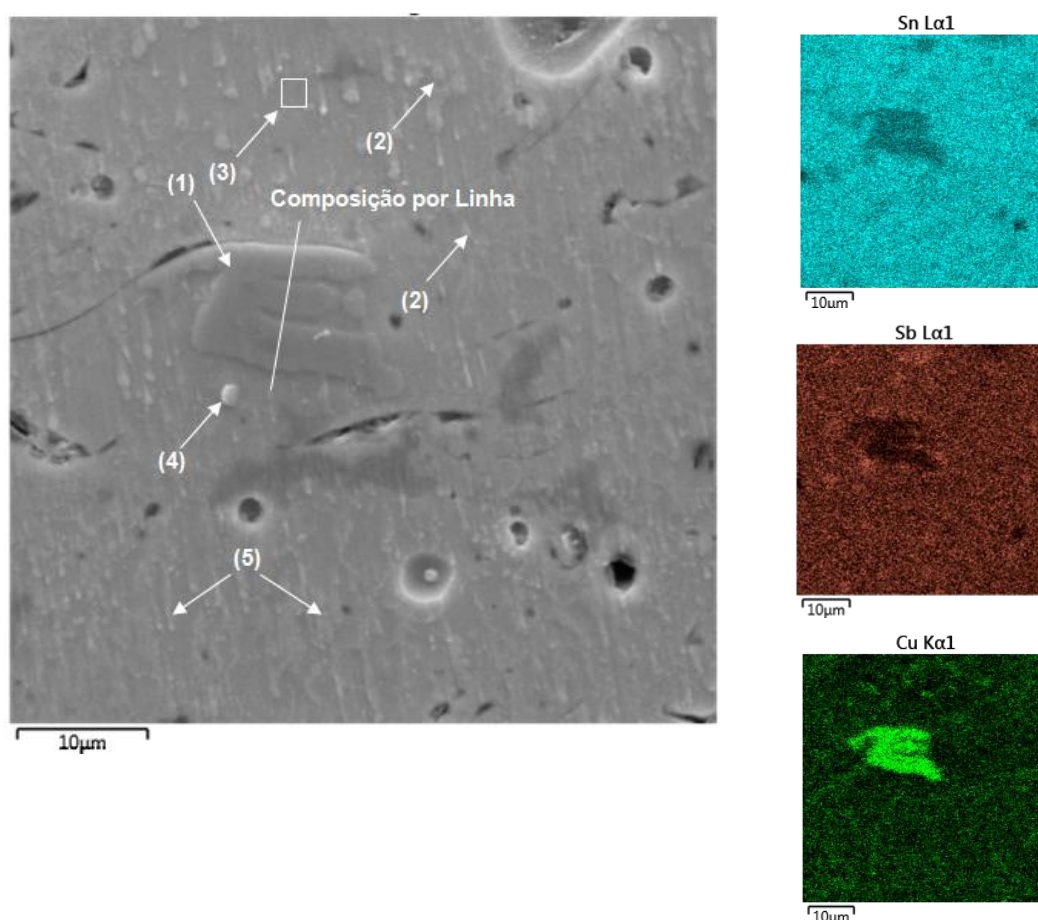
As composições químicas dos revestimentos depositados por processos convencionais são, além de semelhantes entre si, similares às composições da liga empregada como matéria prima, com teores ligeiramente superiores de Sb e Cu.

Para os revestimentos depositados por aspersão térmica, verifica-se uma semelhança dentre os processos ASP e FS na composição química final, todavia é possível observar um percentual menor de Sn, assim como maiores percentuais de Sb e Cu, sendo esta variação provavelmente decorrente da elevada densidade de

energia envolvida nestes processos, ocorrendo assim à evaporação de Sn, elevando o teor de Cu conseqüentemente.

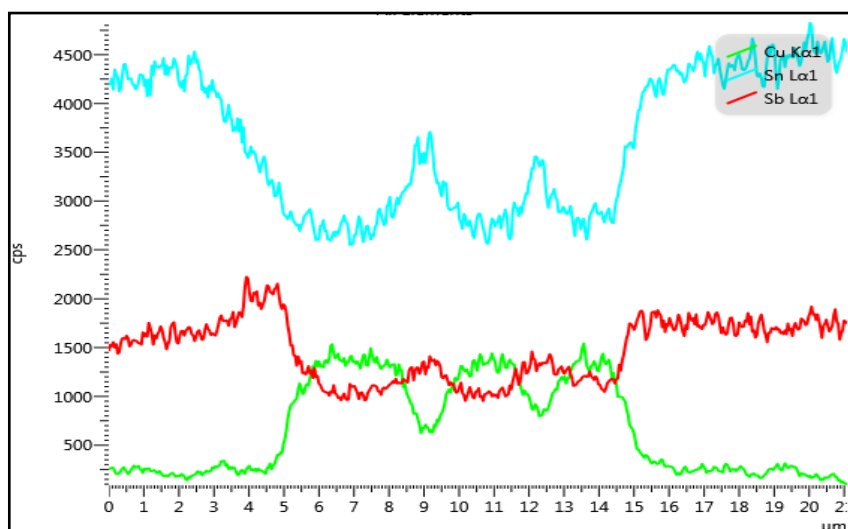
Na análise de composição química por microscopia eletrônica de varredura por meio do método de espectrometria de energia dispersiva, EDS, o mapeamento químico possibilitou identificar a composição química dos precipitados, e garantir assim a sua identificação ao longo dos revestimentos, a Figura 32 ilustra o mapeamento para o revestimento obtido pelo processo ASP.

**Figura 32 – Mapeamento químico obtido por EDS da amostra ASP**



**Fonte: Autoria própria.**

As análises de imagens do mapeamento químico ilustrado na Figura 32 permitiram verificar que o microconstituente formado ao centro da imagem apresenta maior teor de Cu, de modo que através da análise de composição química por linha, foi possível comprovar esta afirmação, conforme é verificado no Gráfico 1.

**Gráfico 1 – Composição química em linha da amostra ASP**

Fonte: Autoria própria.

As composições químicas dos pontos identificados na Figura 32, utilizando a técnica de composição química em área e ponto a ponto, são apresentadas na Tabela 11.

**Tabela 11 – Composição química dos revestimentos ASP (% em peso)**

Região	Sn	Sb	Cu	Ni
1	66,1 ± 0,4	4,2 ± 0,4	25,0 ± 0,3	4,4 ± 0,2
2	90,0 ± 0,5	6,9 ± 0,4	3,1 ± 0,2	-
3	92,6 ± 0,4	6,7 ± 0,4	0,7 ± 0,1	-
4	80,1 ± 0,4	12,3 ± 0,4	7,6 ± 0,2	-
5	64,1 ± 0,4	32,4 ± 0,4	3,5 ± 0,2	-

Fonte: Autoria própria.

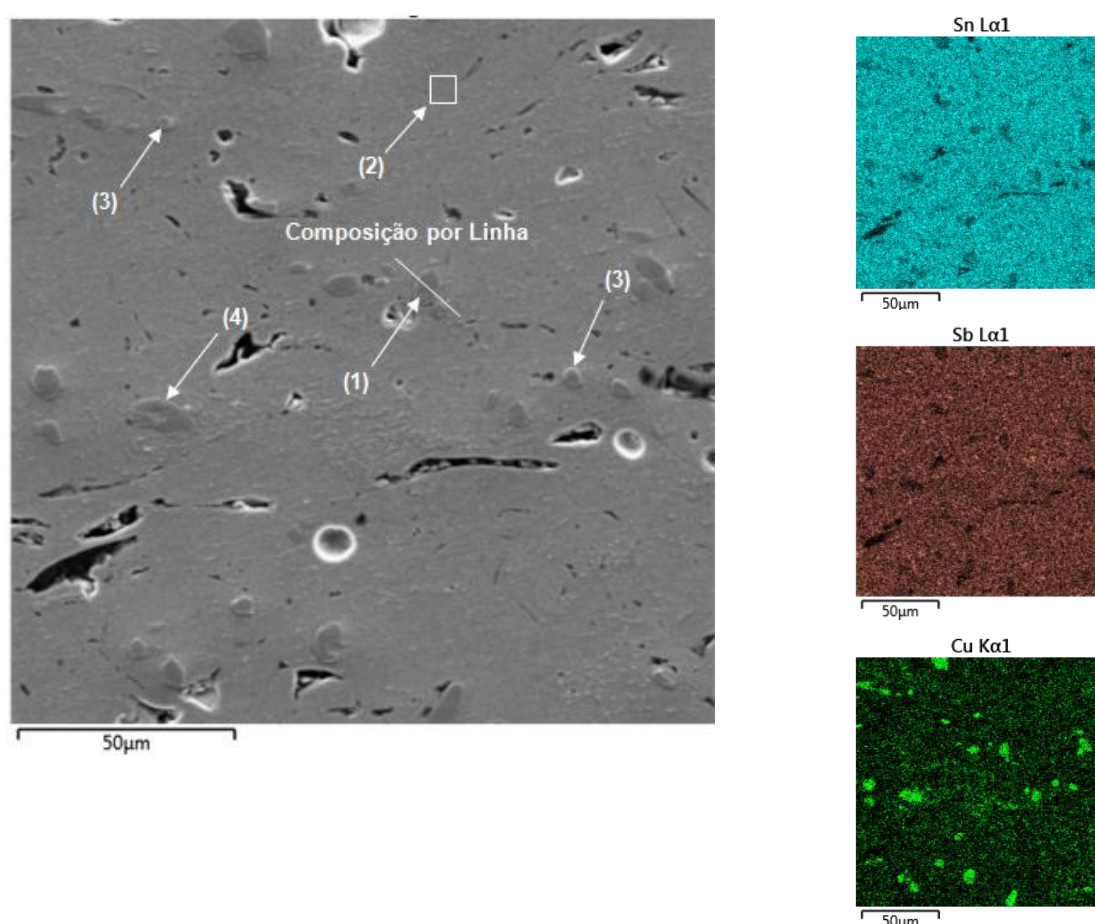
Observa-se que para o processo ASP, a formação de precipitados com elevado teor de Cu ocorreu de maneira mais significativa quando comparado ao processo FS, conforme já verificado nas micrografias, e com a composição química encontrada é possível verificar que o composto intermetálico formado trata-se de  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , o que pode ser relacionado com a maior temperatura envolvida neste processo, da mesma forma que indicado por Hernández *et al.*, (2011).

Já nas regiões dos precipitados SnSb nota-se a sua formação pelas dimensões e o formato arredondado, o que foi comprovado através das análises de

composição química, verificada nas regiões (2). A análise da matriz de Sn (3) apontou a composição superior a 90% em Sn, e por fim, as análises das regiões (4) e (5), indicaram a presença de precipitados SnSb mais refinados, o que pode ser associado à elevada taxa de resfriamento imposta pelo processo de deposição.

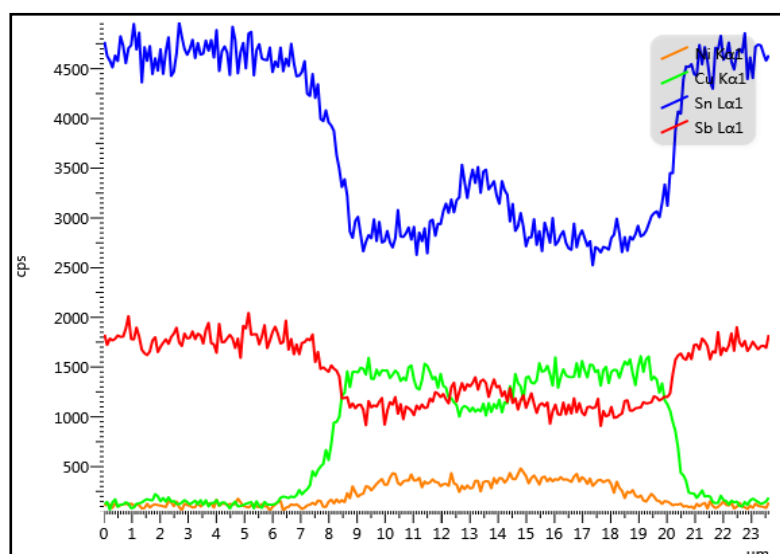
Na sequência foram realizadas análises análogas para o processo de aspersão térmica FS, de modo que os resultados do mapeamento químico por EDS para a amostra FS são apresentados na Figura 33.

**Figura 33 – Mapeamento químico obtido por EDS da amostra FS**



**Fonte: Autoria própria.**

Observa-se no mapeamento da amostra FS, que os compostos CuSn apresentam-se mais espaçados entre si, e em menor proporção ao longo do revestimento quando comparados ao processo ASP. O Gráfico 2 ilustra a análise de composição química em linha realizada para a amostra FS, e a Tabela 12 apresenta os valores obtidos pelas técnicas de composição química em área e ponto a ponto para a respectiva amostra.

**Gráfico 2 – Composição química em linha da amostra FS**

Fonte: Autoria própria.

**Tabela 12 – Composição química dos revestimentos FS (% em peso)**

Região	Sn	Sb	Cu	Ni
1	60,4 ± 0,3	4,0 ± 0,3	30,6 ± 0,3	5,1 ± 0,1
2	90,2 ± 0,4	8,0 ± 0,4	1,8 ± 0,1	-
3	64,1 ± 0,4	29,0 ± 0,4	6,8 ± 0,2	-
4	62,5 ± 0,3	4,1 ± 0,3	31,7 ± 0,3	1,7 ± 0,1

Fonte: Autoria própria.

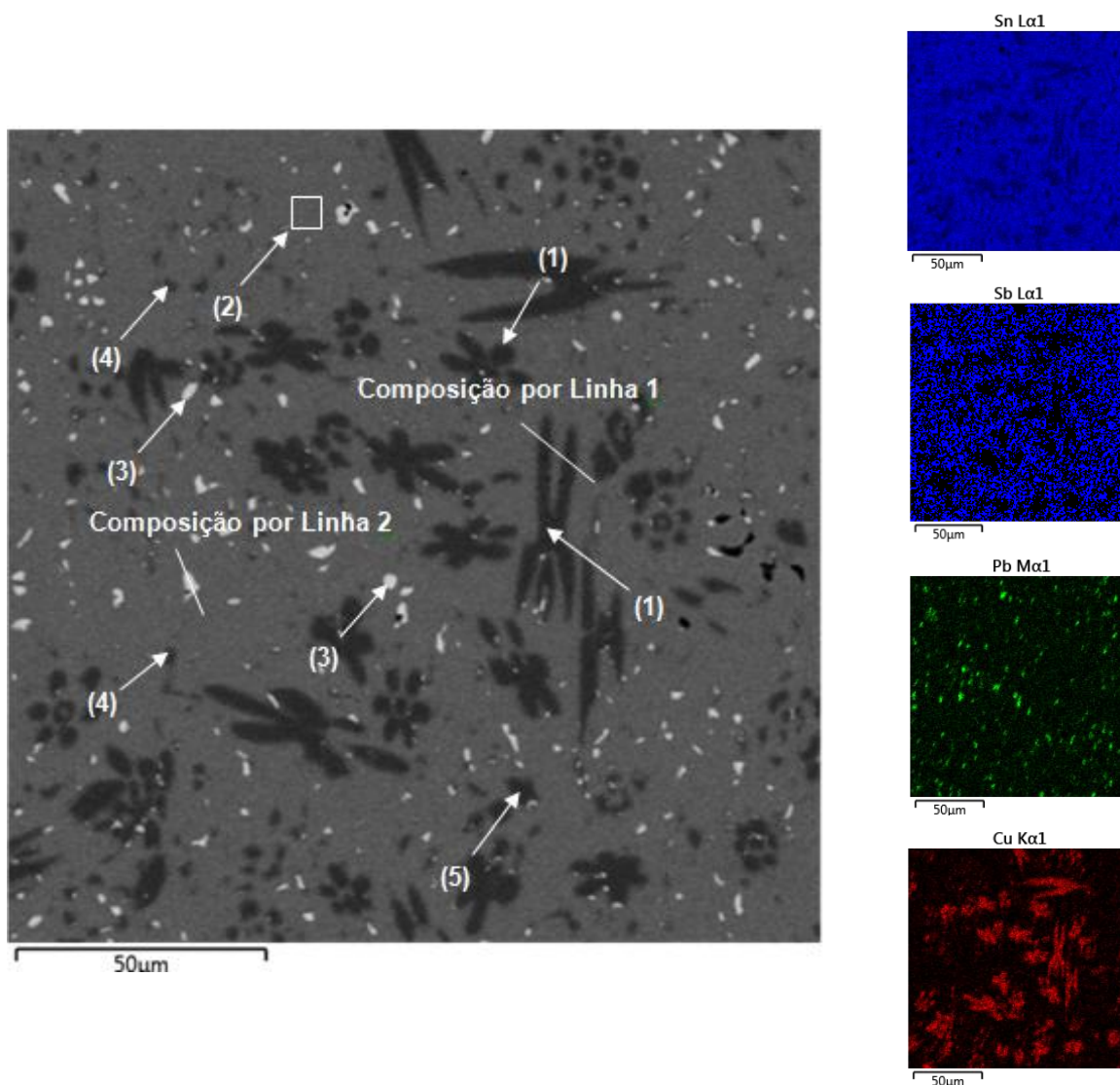
Os precipitados formados nos revestimentos depositados por aspersão térmica FS apresentaram composição química ligeiramente diferenciada das amostras ASP, sendo que os precipitados formados por CuSn (1) apresentaram 30% de Cu, o que aponta que o composto formado se trata de CuSn, podendo ser relacionado à menor densidade energética e à temperatura envolvida neste processo de deposição, da mesma forma que indicado por Lashin *et al.*, (2012).

Nas demais regiões analisadas, verificou-se composição semelhante aos revestimentos ASP para a matriz de Sn (2), e a formação de cristais SnSb, região (3), com percentual de Sb superior aos formados pelo processo ASP, o que também pode ser relacionado à temperatura envolvida neste processo, assim como à menor taxa de resfriamento. Verifica-se ainda na região (4) um precipitado CuSn com dimensão superior ao observado em (1), com composição semelhante, porém com

menor teor de níquel - Ni.

O mapeamento químico por EDS para a amostra obtida pelo processo de centrifugação é ilustrado na Figura 34.

**Figura 34 – Mapeamento químico obtido por EDS da amostra obtida por Centrifugação**



**Fonte: Autoria própria.**

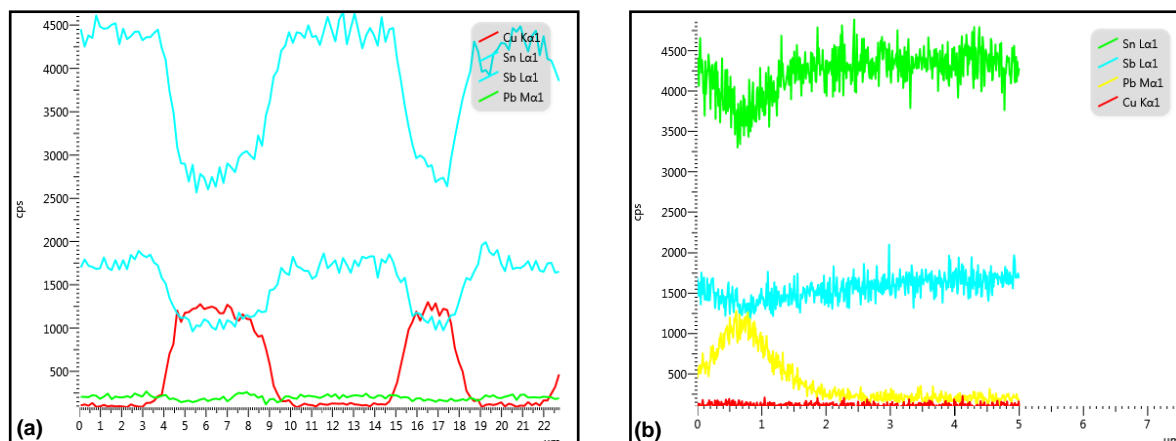
O mapeamento por EDS da amostra depositada por centrifugação aponta a formação de microconstituintes dispostos de maneira diferenciada às amostras aspergidas, com precipitados de dimensões superiores, principalmente os compostos CuSn, e salienta-se ainda a formação de precipitados com alto teor de Pb, conforme é tratado nas análises subseqüentes.

Para analisar a composição química de cada precipitado de maneira mais detalhada, fez-se da mesma forma que para as demais amostras, a composição



química por linha com o objetivo de melhor caracterizar os microconstituintes formados, ilustrados através do Gráfico 3.

**Gráfico 3 – Composição química em linha da amostra obtida por Centrifugação, linha 1 (a) e linha 2 (b)**



Fonte: Autoria própria.

Através do Gráfico 3(a) é possível identificar a presença de compostos CuSn, de modo semelhante às amostras aspergidas, porém fica nítido que as dimensões destes precipitados são superiores aos formados nos revestimentos provenientes dos processos de aspersão térmica. A presença de fase rica em Pb (b) é observada na amostra depositada por centrifugação, em razão do menor aquecimento que este processo proporciona ao material de revestimento, de modo que mesmo que com um percentual muito baixo na composição química da liga, é possível identificá-los ao longo do revestimento.

A Tabela 13 apresenta as composições químicas de algumas regiões da microestrutura, obtidas por técnicas de mapeamento em área e ponto a ponto para a amostra depositada por centrifugação.

**Tabela 13 – Composição química dos revestimentos centrifugados (% em peso)**

Região	Sn	Sb	Cu	Pb
1	60,8 ± 0,4	5,1 ± 0,3	34,1 ± 0,3	-
2	89,1 ± 0,5	9,0 ± 0,4	-	1,9 ± 0,3
3	89,4 ± 0,5	6,9 ± 0,4	-	3,9 ± 0,3
4	83,7 ± 0,4	7,2 ± 0,4	9,2 ± 0,2	-
5	90,4 ± 0,4	9,6 ± 0,4	-	-

Fonte: Autoria própria.

Os compostos intermetálicos CuSn observados em (1) detêm de percentual de Cu superior às amostras aspergidas, também devido à inferior temperatura envolvida neste processo, o que afeta a solubilidade deste elemento na liga, e propicia a formação de precipitados CuSn.

De modo semelhante ao verificado por Hernández *et al.*, (2011), os precipitados CuSn detêm de dimensões inferiores aos dos revestimentos obtidos por gravidade, porém quando comparados aos aspergidos são expressivamente maiores, em razão da taxa de resfriamento que no caso dos processos convencionais é menor.

A matriz de Sn, observada em (2), apresenta composição semelhante à observada nas amostras aspergidas, porém neste caso é verificado 1,9% de Pb.

Os precipitados compostos por SnSb (3) mostram-se de forma arredondada e com teor de Pb próximo à 4,0 %, o que auxilia a solubilidade destes na matriz, e conseqüentemente reduz o tamanho destes ao longo do revestimento, assim como a sua ocorrência. Em (5) identifica-se a formação do precipitado SnSb sem a presença de Pb, semelhante ao verificado nas amostras anteriores, porém em escala menor, o que pode ser relacionado à sublimação do Pb, de modo que os compostos verificados em (3), com o aumento da temperatura tendem a formar compostos SnSb identificados em (5).

Na região (4) analisada, nota-se a formação de compostos CuSn com menor teor de Cu, porém em escala reduzida quando comparado aos compostos identificados em (1) e com dimensões inferiores, devido á dificuldade de solubilidade do Cu na faixa de temperaturas impostas pelo processo de centrifugação.

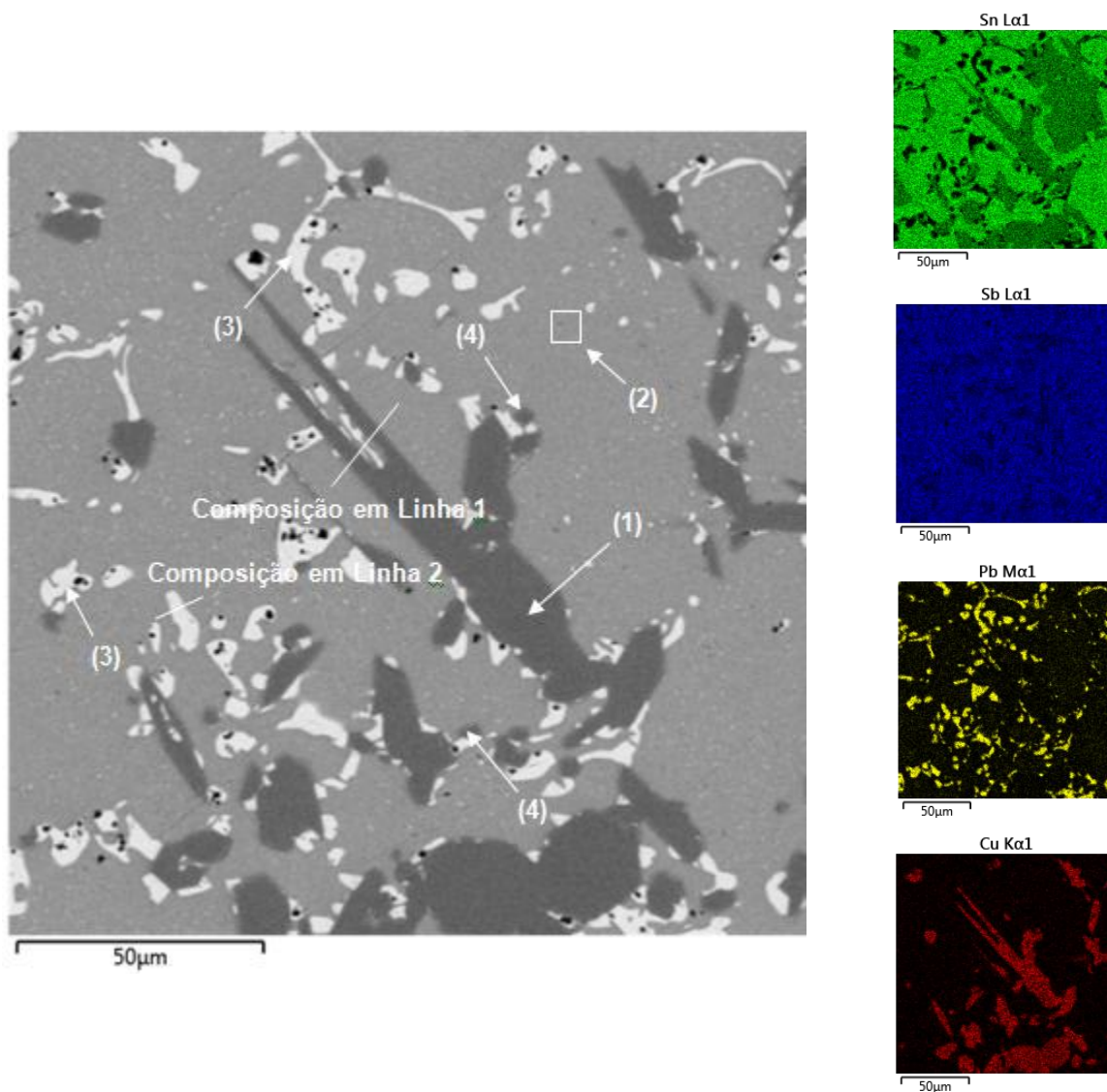
Em (3), verifica-se a presença decompostos SnSb semelhante aos



observados em (2), todavia com maior concentração de Pb.

Por fim, foram realizadas as devidas análises nos revestimentos obtidos pelo processo de deposição por gravidade. O mapeamento químico por EDS para a amostra obtida por gravidade é ilustrado na Figura 35.

**Figura 35 – Mapeamento químico obtido por EDS da amostra obtida por Gravidade**



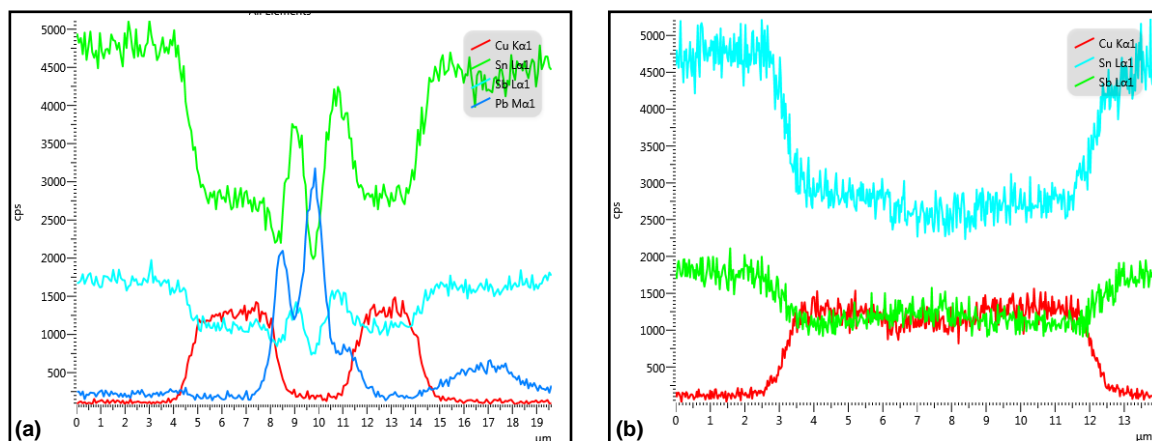
**Fonte: Autoria própria.**

Este processo em específico é o processo de deposição de metal patente que detém a menor temperatura de processamento, e de menores taxas de resfriamento, o que caracteriza a formação de precipitados maiores que os demais processos. O mapeamento aponta que os compostos formados apresentam-se de forma espaçada, e a presença de Pb neste caso é superior ao processo de

centrifugação.

As análises de composição química em linha foram realizadas ao longo de dois microconstituintes distintos com o objetivo de melhor caracterizar os precipitados formados, conforme ilustra o Gráfico 4.

**Gráfico 4 – Composição química em linha da amostra obtida por Gravidade, linha 1 (a) e linha 2 (b)**



Fonte: Autoria própria.

Os precipitados com teor de Pb são observados ao longo deste revestimento com maior frequência que os demais, devido à baixa temperatura de processamento característica do processo de deposição por gravidade, o que dificulta a solubilidade destes elementos, porém os níveis de sublimação são também inferiores. As análises de composição química por região da amostra depositada por gravidade são apresentadas na Tabela 14.

**Tabela 14 – Composição química dos revestimentos depositados por gravidade (% em peso)**

Região	Sn	Sb	Cu	Pb
1	57,8 ± 0,4	7,3 ± 0,4	35,1 ± 0,3	-
2	91,5 ± 0,4	8,5 ± 0,4	-	-
3	7,5 ± 0,3	1,1 ± 0,1	0,4 ± 0,1	91,0 ± 0,3
4	49,4 ± 0,4	4,8 ± 0,3	28,7 ± 0,3	17,0 ± 0,4

Fonte: Autoria própria.

Na região (1) são observados precipitados CuSn da mesma forma que verificado nos revestimentos centrifugados, porém com percentual ainda superior de

Cu, em razão da menor temperatura de processamento da liga, que impede a solubilidade do Cu. A matriz (2) apresentou composição semelhante às demais.

Constata-se na região (3) a formação de precipitados com alto teor de Pb, superior à 90%, devido basicamente à baixa e não homogênea taxa de resfriamento característica deste processo, bem como à inferior temperatura envolvida, que caracteriza a menor evaporação do Pb, semelhante ao observado por Kamal *et al.*, (2011).

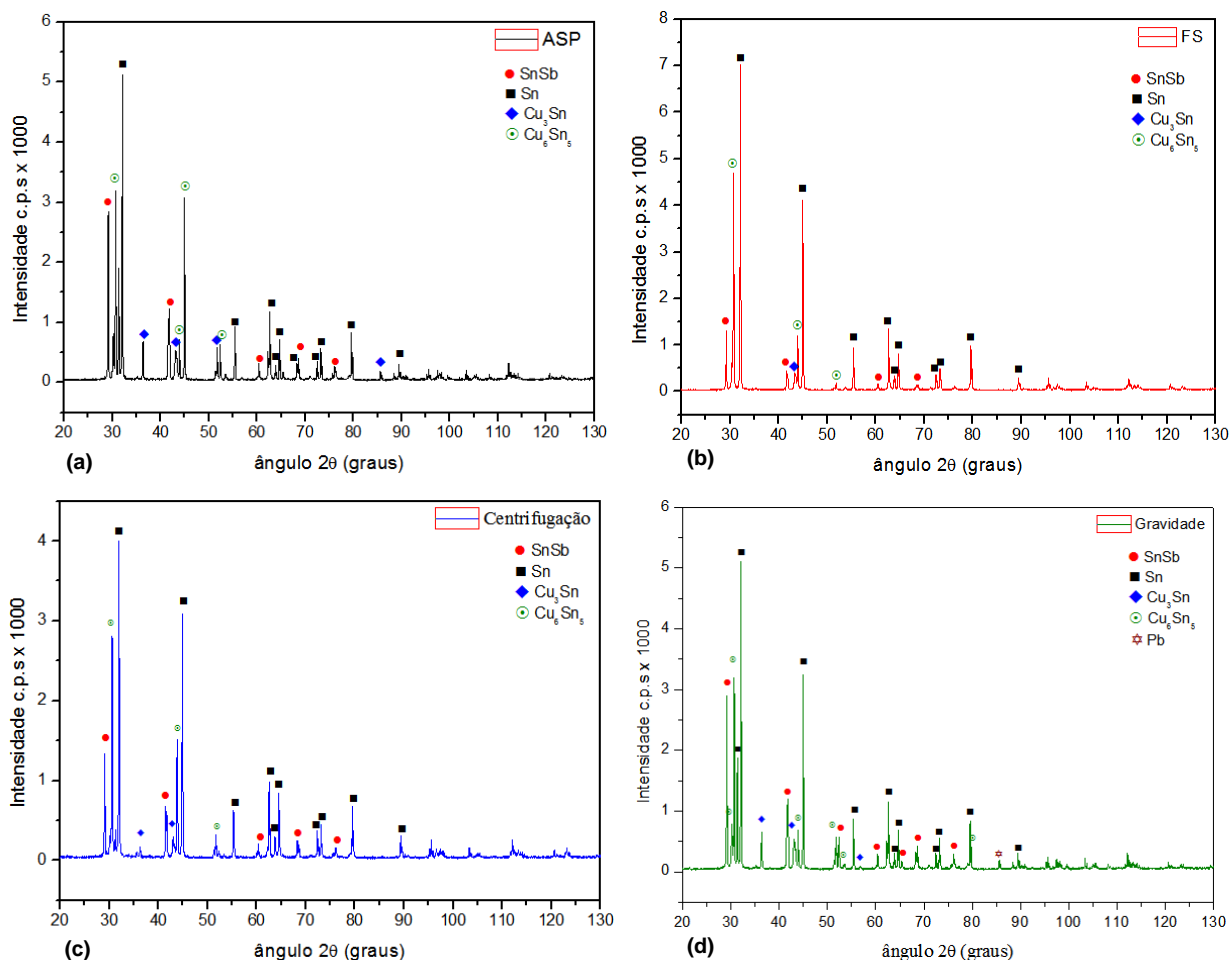
Por fim, em (4) verificam-se precipitados CuSn com composição de Pb e dimensões reduzidas, o que provavelmente indica a formação de precipitados CuSn semelhantes aos observados em (1) solubilizados anteriormente à sublimação do Pb, de modo que com o aumento da temperatura seriam formados precipitados CuSn (1).

#### 4.3 ANÁLISE DOS PRECIPITADOS POR DRX

As análises de DRX apontaram os compostos formados ao longo dos revestimentos obtidos pelos distintos processos de deposição.

A Figura 36 ilustra os difratogramas obtidos por técnicas de DRX, possibilitando assim verificar os precipitados formados ao longo dos revestimentos, tanto os aspergidos termicamente, quanto os depositados através de métodos convencionais.

**Figura 36 – Difratograma das amostras depositadas, ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d)**



**Fonte: Autoria própria.**

Baseando-se em análises de DRX obtidas em trabalhos dirigidos por Bogno *et al.*, (2015) e Kamal *et al.*, (2011), através dos difratogramas foi possível comprovar a formação dos precipitados CuSn conforme já observado através das análises de BSE e EDS. Salienta-se ainda para as amostras obtidas por processos convencionais, a formação dos compostos SnSb em maior proporção, e em especial, para a amostra obtida por gravidade, a precipitação de Pb em função da temperatura de processamento, conforme já citado anteriormente. Em geral observa-se que a formação de precipitados ocorre de maneira mais significativa para os revestimentos obtidos por processos convencionais de deposição, devido a menor taxa de resfriamento, semelhante ao observado por Kamal *et al.*, (2011).

#### 4.4 MICRODUREZA DOS REVESTIMENTOS

A Tabela 15 contém os dados de microdureza obtidos em ambos os processos de deposição, em função da distância do substrato.

**Tabela 15 – Microdureza Vickers dos revestimentos [HV]**

<b>Distância do Substrato [mm]</b>	<b>ASP</b>	<b>FS</b>	<b>Centrifugação</b>	<b>Gravidade</b>
<b>0,1</b>	25,57 ± 4,47	22,63 ± 0,91	31,38 ± 0,95	24,94 ± 2,11
<b>0,2</b>	26,87 ± 3,70	22,22 ± 1,58	31,21 ± 0,84	25,18 ± 2,75
<b>0,3</b>	26,67 ± 4,01	23,83 ± 1,70	30,80 ± 1,43	26,25 ± 1,92

Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de microdureza indicam que o processo ASP detém de dureza ligeiramente superior ao FS, o que pode ser associado à formação de precipitados CuSn em maior escala e com menor dimensão.

Os dados de dureza obtidos pelos revestimentos depositados por aspensão térmica são superiores ao revestimento depositado por gravidade o que pode ser associado à maior evaporação dos elementos Sn e Sb ao longo do processo de deposição, o que resultou na menor composição destes elementos ao longo do revestimento.

Evidencia-se que a amostra obtida pelo processo de centrifugação apresentou dureza superior às demais, devido à tendência de formação dos compostos intermetálicos Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> em maior quantidade e à menor porosidade da liga proveniente da ação da força centrífuga, e do ambiente controlado, compilando os resultados observados por Hernández *et al.*, (2011). Revestimentos obtidos por gravidade apresentam precipitados maiores, quando comparados aos revestimentos obtidos por centrifugação, conferindo a estes propriedades inferiores de dureza, assim como precipitados ricos em Pb.

#### 4.5 ADERÊNCIA DOS REVESTIMENTOS ASPERGIDOS

O ensaio de aderência possibilitou comparar a aderência obtida pelos revestimentos depositados por ASP e FS. A Tabela 16 apresenta os dados obtidos pelo ensaio de aderência segundo norma ASTM C633-00.

**Tabela 16 – Aderência dos revestimentos aspergidos termicamente**

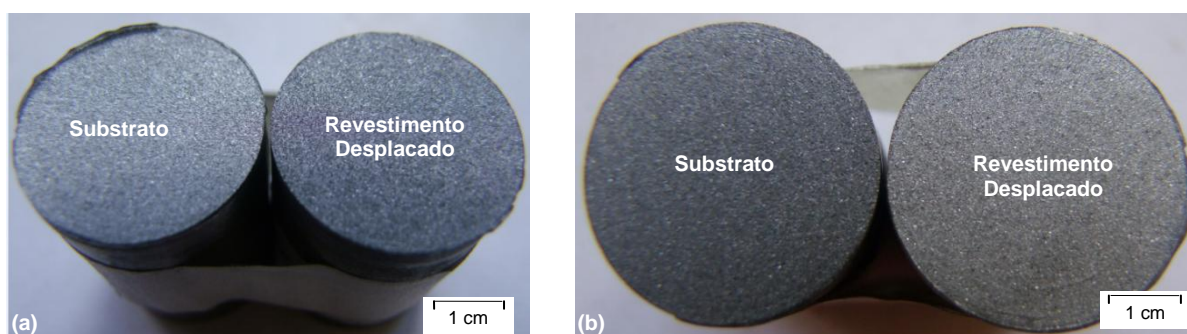
Processo	Carga Máx [kgf]	Tensão Máx [MPa]
ASP	335,81 ± 74,16	6,50 ± 2,53
FS	403,04 ± 36,01	7,80 ± 1,67

Fonte: Autoria própria.

Verifica-se que maiores níveis de aderência obtidos pelas amostras depositadas pelo processo FS, provavelmente devido à menor porosidade destas amostras.

Em ambos os processos de deposição os revestimentos deslocaram de modo semelhante, conforme é verificado na Fotografia 4.

**Fotografia 4 – Exemplo das amostras rompidas no ensaio de aderência (a) e (b)**



Fonte: Autoria própria.

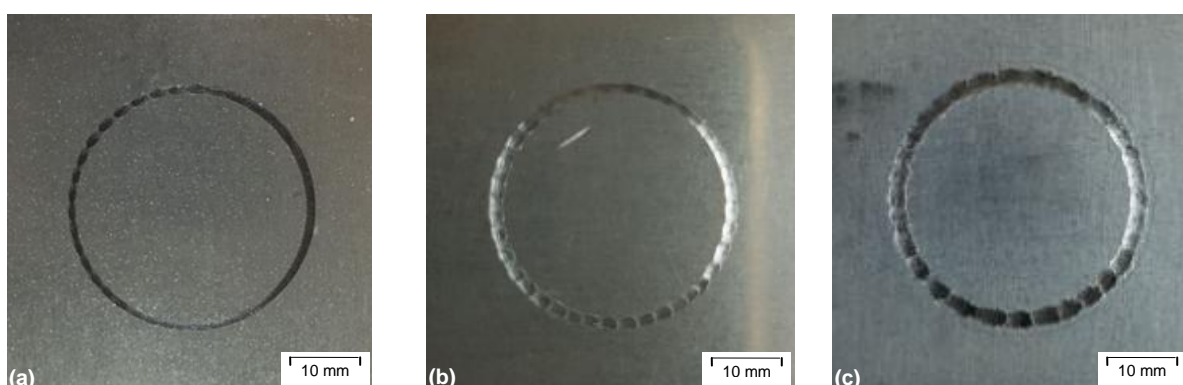
Através da Fotografia 4 é possível identificar que a falha foi do tipo adesiva, pois o rompimento ocorreu na interface revestimento / substrato para ambas as amostras aspergidas, o que nos possibilita concluir que os níveis de aderência apresentados pelas amostras FS foram superiores aos níveis das amostras ASP.

#### 4.6 ENSAIO TRIBOLÓGICO PINO SOBRE DISCO

O ensaio tribológico foi realizado por meio do ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco, com a medição da força instantânea de atrito na interface esfera e revestimento, o coeficiente de atrito instantâneo, à distância percorrida e o tempo ao longo de todo o ensaio.

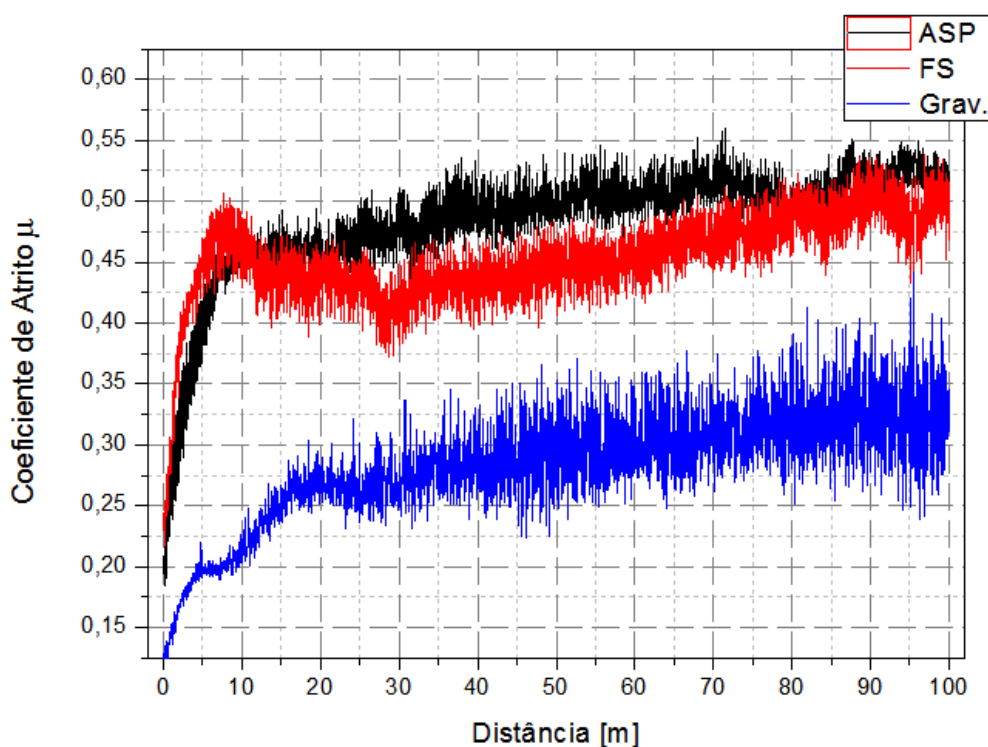
A Fotografia 5 ilustra de modo geral as trilhas de desgaste das amostras após o ensaio de desgaste tipo pino sobre disco, onde se faz possível notar visualmente que a amostra obtida pelo processo de gravidade apresentou níveis de desgaste superiores às demais, assim como maior vibração ao longo do ensaio em função provavelmente das propriedades obtidas por este revestimento ao longo do processo de deposição.

**Fotografia 5 – Amostras desgastadas, ASP (a), FS (b) e Gravidade (c)**



**Fonte: Autoria própria.**

O Gráfico 5 apresenta o Coeficiente de Atrito x Distância [m], de modo a possibilitar a avaliação da influência do processo de deposição no comportamento tribológico ao longo de trilhas de desgaste com o mesmo raio, e sob a mesma condição de deslizamento.

Gráfico 5 - Comportamento tribológico – Coeficiente de Atrito [ $\mu$ ] x Distância [m]

Fonte: Autoria própria.

As curvas de desgaste indicam maiores valores de coeficiente de atrito das amostras obtidas por aspersão, porém com uma melhor estabilidade e baixa dispersão a partir dos 30 metros lineares de ensaio. Provavelmente esta característica é decorrente dos microconstituintes mais refinados, da formação dos compostos CuSn em maior escala, de modo semelhante ao observado por Zhang *et al.*, (2014). Salienta-se ainda que os níveis de vibração verificados na amostra obtida por gravidade foram substancialmente superiores, o que causou nível de dispersão da curva crescente ao longo de todo o ensaio.

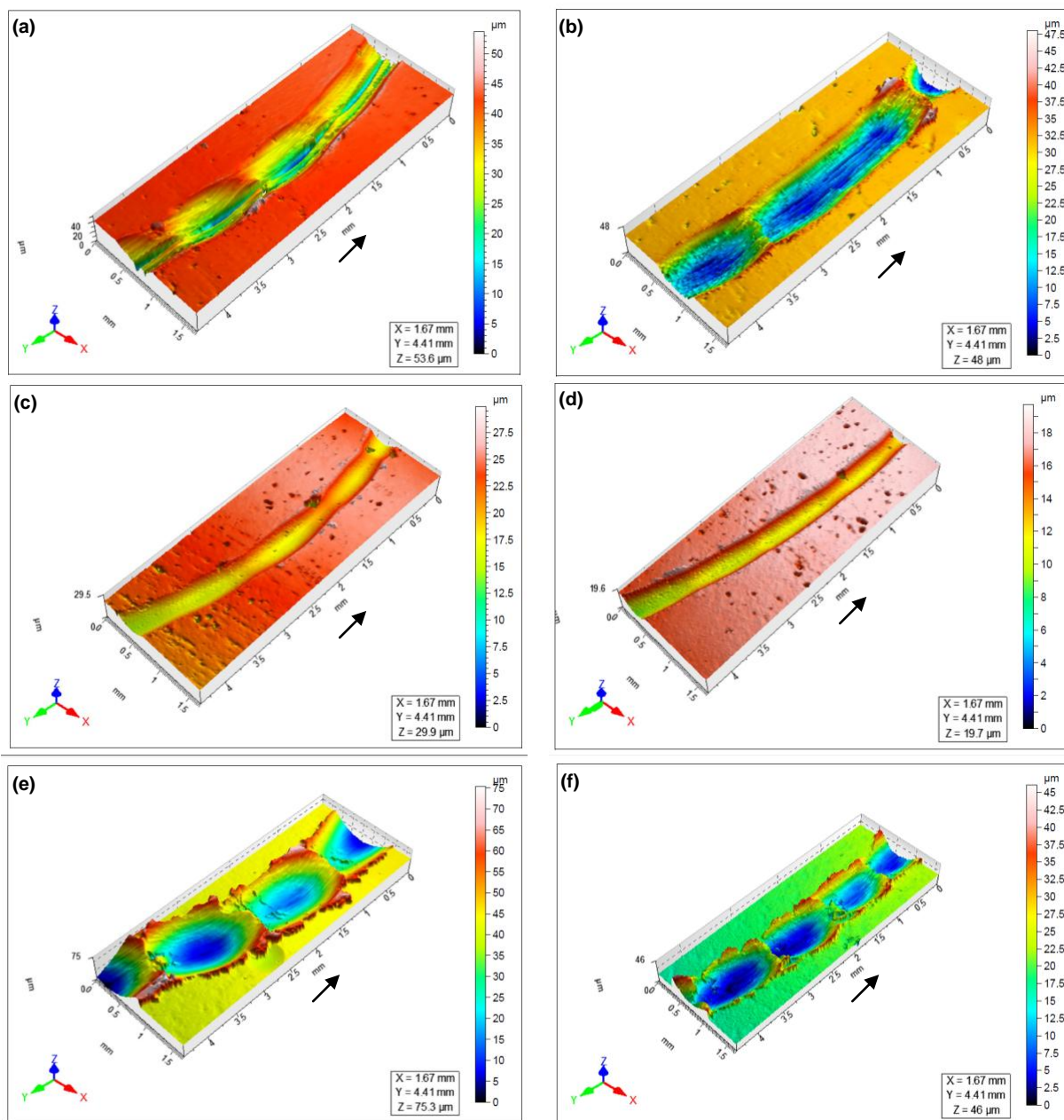
#### 4.7 ESTUDO DO PERFIL DA TRILHA E MECANISMO DE DESGASTE DAS TRILHAS FORMADAS NO ENSAIO PINO SOBRE DISCO

As análises por perfilometria ótica permitiram quantificar o desgaste ao longo das trilhas obtidas, assim como auxiliar a identificar os mecanismos de perda de massa envolvidos no processo, assim como obter as rugosidades no interior das trilhas de desgaste.



A Figura 37 apresenta as imagens obtidas por técnicas de mapeamento topográfico através de perfilometria ótica das trilhas desgastadas.

Figura 37 – Trilhas de desgaste, ASP (a) e (b), FS (c) e (d), Gravidade (e) e (f)



Fonte: Autoria própria.

Observa-se nas imagens obtidas por perfilometria ótica, que na amostra obtida por Gravidade, Figura 37(e, f), a formação das trilhas de desgaste apresentou elevada oscilação acompanhada de extensa deformação plástica nas laterais da pista de rolamento. Na amostra FS 37(c, d) o desgaste ocorreu de maneira uniforme, com menores níveis de vibração e com menor profundidade de desgaste, na ordem

de 8  $\mu\text{m}$ , já na amostra ASP a profundidade foi de aproximadamente 25  $\mu\text{m}$  havendo vibração e pequena deformação plástica lateral.

A amostra depositada por gravidade apresentou a maior amplitude de desgaste, aproximadamente 50  $\mu\text{m}$  e a vibração ocorreu de maneira acentuada, quando comparada às demais, devido principalmente ao desgaste elevado, e ao amassamento do material, similar ao verificado em trabalho dirigido por Tavakoli *et al.*, (2007). A Tabela 17 apresenta os dados das propriedades das trilhas desgastadas analisadas por técnicas de mapeamento topográfico.

**Tabela 17 – Propriedades na trilha desgastada**

Processo	Profundidade Máx. [ $\mu\text{m}$ ]	Profundidade Méd. [ $\mu\text{m}$ ]	Largura Máx. [mm]	Largura Média [mm]	Rugosidade Interna Ra [ $\mu\text{m}$ ]
<b>ASP</b>	28,0 $\pm$ 0,9	25,2 $\pm$ 0,8	1,10 $\pm$ 0,12	0,85 $\pm$ 0,25	3,15 $\pm$ 0,55
<b>FS</b>	10,9 $\pm$ 0,7	8,1 $\pm$ 1,3	0,84 $\pm$ 0,17	0,65 $\pm$ 0,19	2,22 $\pm$ 0,32
<b>Gravidade</b>	54,2 $\pm$ 3,1	50,8 $\pm$ 1,1	1,12 $\pm$ 0,21	1,05 $\pm$ 0,07	7,65 $\pm$ 0,70

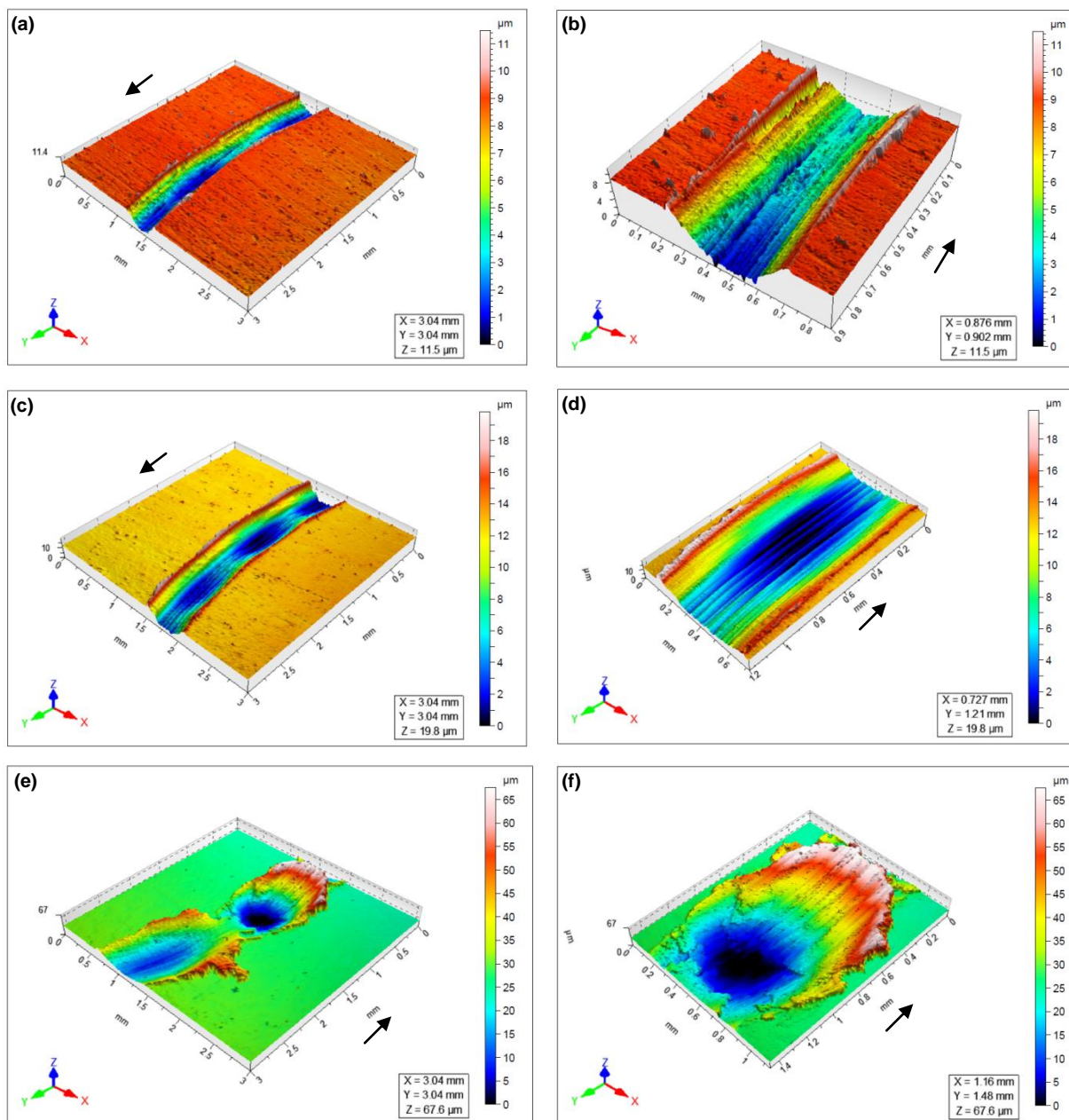
Fonte: Autoria própria.

Os dados apresentados na Tabela 17 apontam que o desgaste ocorreu de forma mais severa para a amostra obtida pelo processo de fundição por gravidade, gerando trilhas com maior amplitude, largura e rugosidade no interior destas, aproximadamente três vezes os níveis observados nas trilhas da amostra FS. Isto deve ter ocorrido em virtude da vibração proporcionada ao longo do desgaste, assim como da menor dureza deste revestimento e da morfologia microestrutural mais grosseira.

Quando comparados os dados das amostras aspergidas termicamente, verifica-se que a amostra FS apresenta menor profundidade de trilha, assim como largura e rugosidade, o que pode ser associado à menor porosidade observada neste revestimento, e à formação de precipitados duros (CuSn), com maior percentual de Cu, o que melhora as propriedades de deslizamento do revestimento.

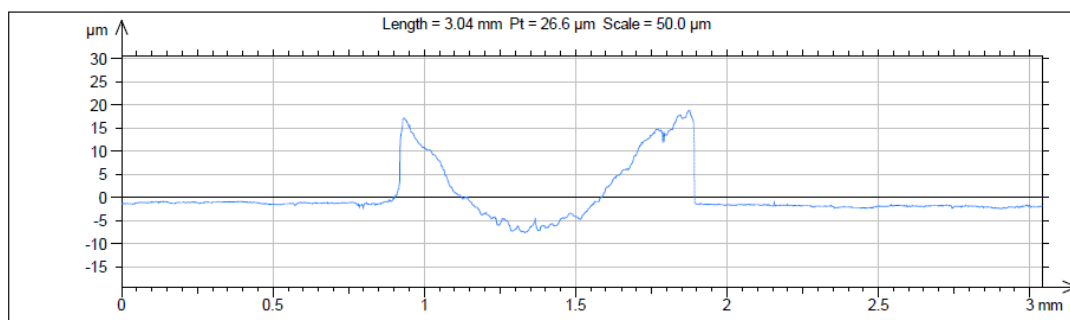
A Figura 38 ilustra com maior ampliação as imagens obtidas por perfilometria ótica das trilhas de desgaste para ambas as amostras.

Figura 38 – Trilhas de desgaste dos revestimentos, ASP (a) e (b), FS (c) e (d), Gravidade (e) e (f)



Fonte: Autoria própria.

A amostra obtida pelo processo de gravidade apresentou maior deformação plástica ao longo do deslizamento, ocorrendo assim à formação e depósito de material nas margens da trilha desgastada, promovendo a formação picos, conforme é verificado na Figura 38(e) e (f). O Gráfico 6 apresenta o perfil analisado através de imagens obtidas por perfilometria.

**Gráfico 6 – Perfil da trilha de desgaste da amostra depositada por gravidade**

Fonte: Autoria própria.

Realizou-se então a medição destes picos de material nas laterais das trilhas de desgaste conforme é apresentado na Tabela 18.

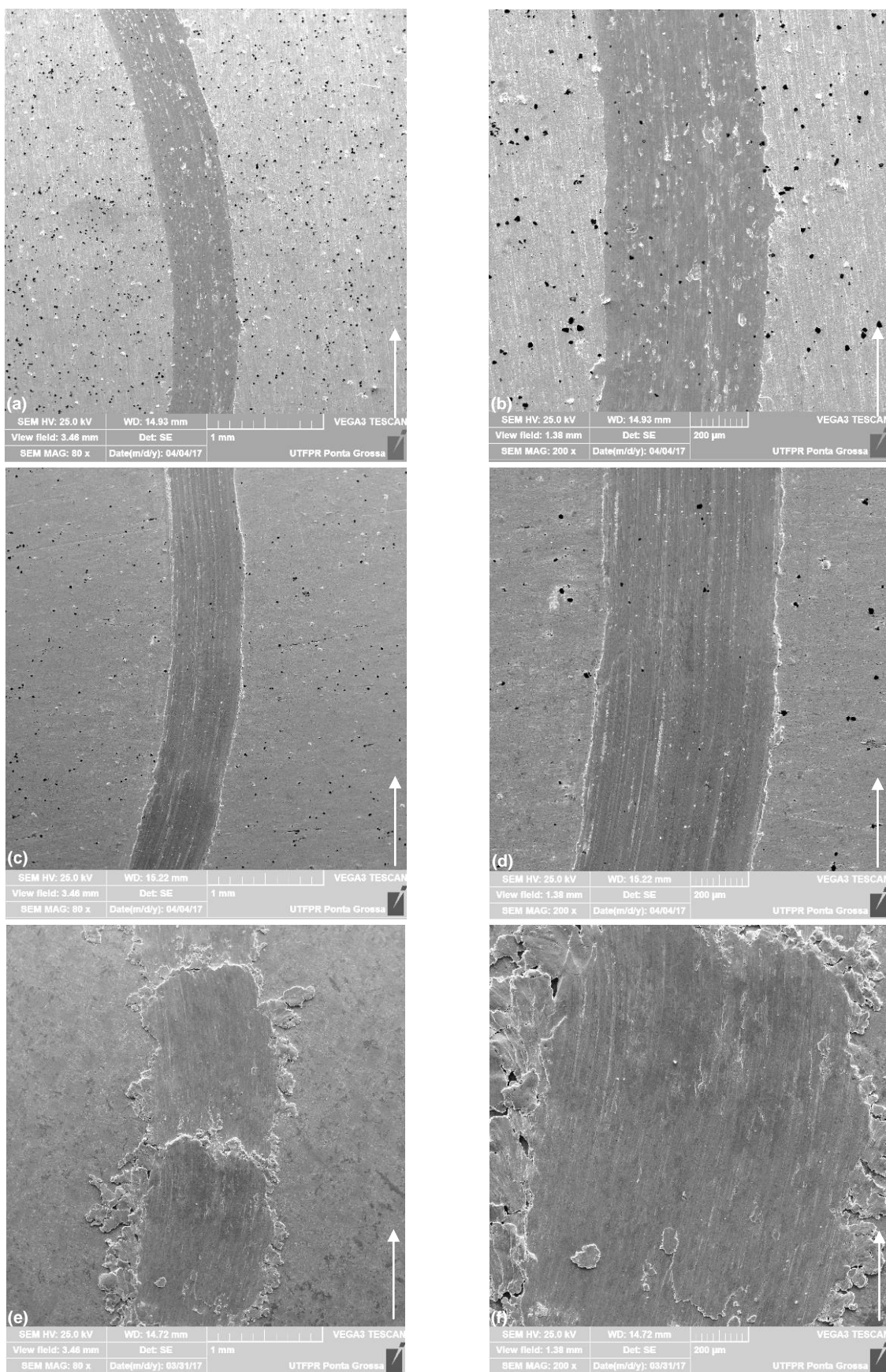
**Tabela 18 – Amplitude dos picos formados na periferia da trilha desgastada**

Processo	Amplitude Máx. [µm]	Amplitude Média [µm]
ASP	$3,7 \pm 1,2$	$2,8 \pm 0,9$
FS	$3,2 \pm 0,9$	$2,9 \pm 1,1$
Gravidade	$21,6 \pm 2,7$	$14,3 \pm 3,4$

Fonte: Autoria própria.

Foram realizadas análises de microscopia eletrônica de varredura nas amostras após o ensaio de desgaste, de modo a verificar os mecanismos de desgaste, e o comportamento dos microconstituintes frente ao deslizamento ocasionado pelo ensaio tribológico. A Figura 39 apresenta as imagens obtidas por MEV das trilhas de desgaste, com diâmetro de 28 mm em ambas as amostras.

Figura 39 – Micrografia das trilhas de desgaste ASP (a) e (b), FS (c) e (d), e Gravidade (e) e (f)



Fonte: Autoria própria.

As análises de MEV das amostras desgastadas foram realizadas nas amostras ensaiadas previamente, cujas imagens obtidas por perfilometria foram apresentadas na Figura 37, de modo que ao avaliar a amostra ASP, Figura 39 (a,b), nota-se que houve a fragmentação do material ao longo do ensaio, possibilitando assim afirmar que o material expulso da trilha se deformou plasticamente.

As amostras depositadas pelo processo FS, Figura 39 (c,d) apresentaram trilhas de desgaste mais uniformes, é possível constatar que não houve formação de cavacos nas margens, o que pode ser relacionado à deformação plástica ocorrida ao longo do deslizamento.

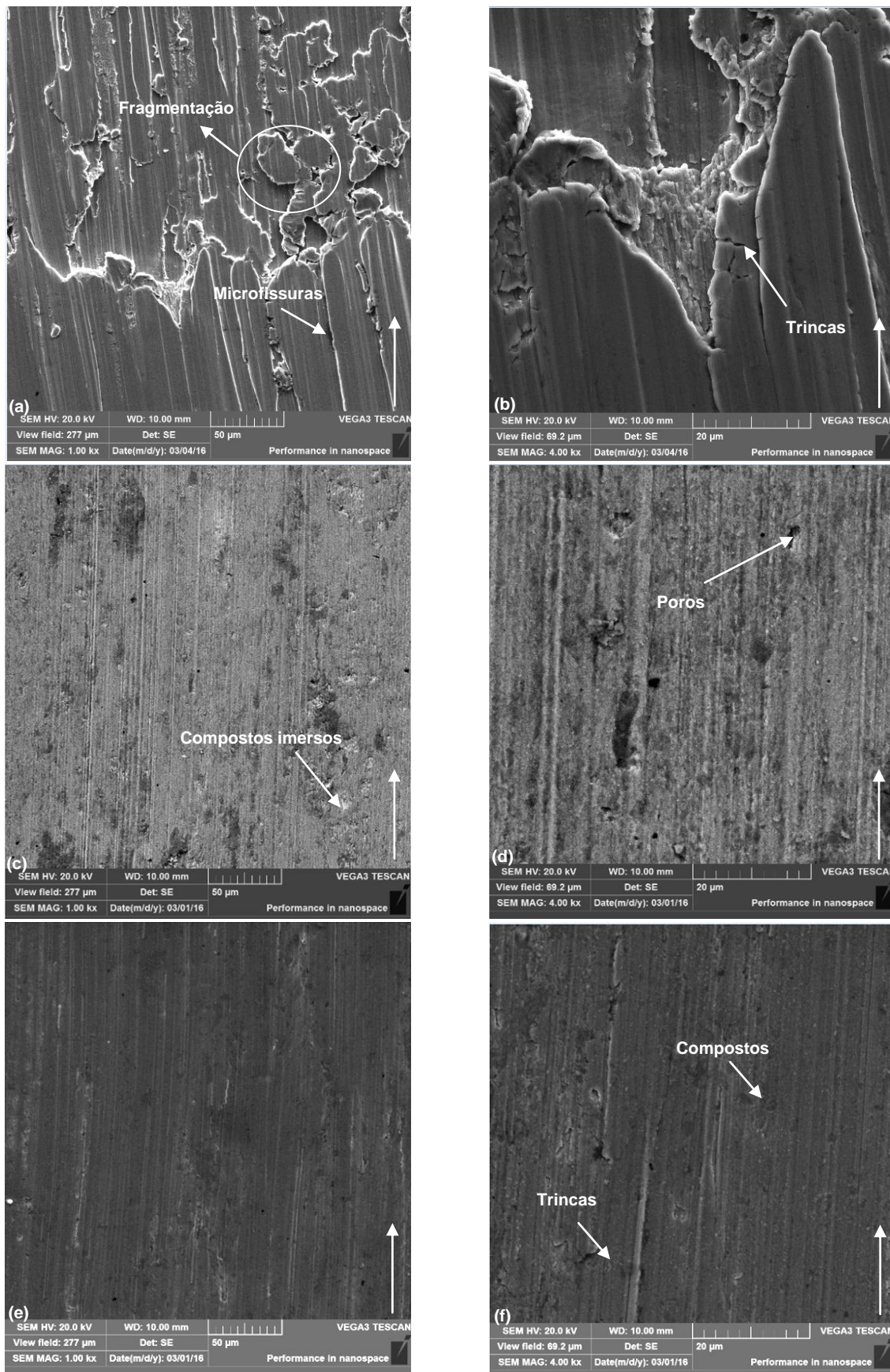
Nas amostras obtidas por gravidade, Figura 39 (e,f), observa-se níveis de desgaste mais significativos, nota-se que os níveis de deformação plástica foram superiores, e praticamente todo o material desgastado está localizado nas margens da trilha de desgaste, o que pode ser associado à menor dureza observada nos revestimentos provenientes deste processo.

Foram realizadas análises de composição química por EDS no interior das trilhas de desgaste objetivando a identificação das variações de composição química do material ao longo do processo de desgaste, porém não foram observadas variações significativas.

A Figura 40 ilustra as micrografias das trilhas de desgaste com ampliações mais elevadas.



**Figura 40 – Micrografia das trilhas de desgaste ASP (a) e (b), FS (c) e (d), e Gravidade (e) e (f) com maior ampliação**



Fonte: Autoria própria.

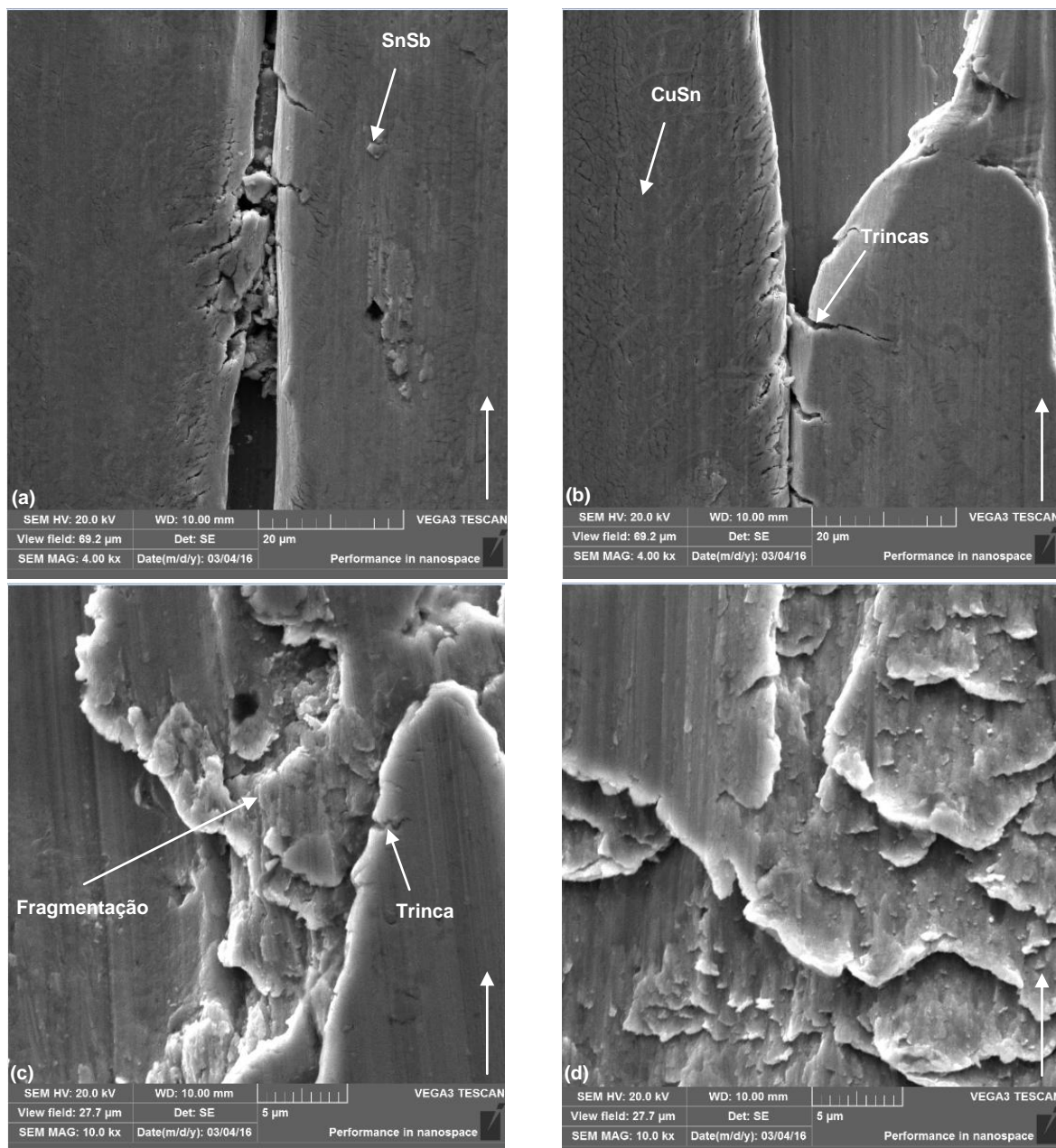
Observa-se na Figura 40 (a,b), que as amostras ASP apresentaram níveis de deformação e fragmentação de material superior às demais amostras, de modo que é possível ainda notar a presença de microfissuras e trincas também na direção perpendicular ao deslizamento. Esta é uma das características do desgaste abrasivo, em especial quando o material sob carga apresenta propriedades mecânicas teoricamente elevadas para a aplicação, conforme já apontado por Xueping Guo *et al.*, (2008).

As amostras aspergidas termicamente propiciaram maior resistência ao desgaste, devido provavelmente à maior tenacidade destas ligas em função da maior taxa de resfriamento que estes processos proporcionam.

A Figura 41 ilustra com maior ampliação as trilhas de desgaste das amostras ASP, possibilitando identificar que o desgaste se inicia a partir da deformação plástica do revestimento, ocorrendo a nucleação e crescimento de trincas. O que propicia a posterior fragmentação do material que é expulso da trilha, possibilitando ainda a identificação dos microconstituintes ao longo do revestimento.



Figura 41 – Mecanismos de desgaste nas trilhas da amostra ASP (a), (b), (c) e (d)



Fonte: Autoria própria.

Conforme observado na Figura 41, os revestimentos depositados pelo processo de aspersão térmica ASP apresentaram maior desgaste, frente ao processo FS conforme já verificado anteriormente, ocorrendo a fragmentação abrasiva do material. As micrografias obtidas por MEV permitem identificar os precipitados com maior clareza e a seu comportamento no ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco, reiterando o descrito por Xueping Guo *et al.*, (2008).

## 5 CONCLUSÕES

A influência dos processos de deposição de metal patente nas suas propriedades mecânicas, tribológicas e nas microestruturas resultantes foi investigada nesta pesquisa.

Observou-se que os processos e os procedimentos de deposição influenciam diretamente na cinética de formação dos precipitados nos revestimentos, em função basicamente, da alteração na taxa de resfriamento.

As maiores taxas de resfriamento obtidas através das deposições por aspersão térmica, tanto ASP quanto FS, promoveram uma microestrutura mais refinada, proporcionando menor desgaste ao longo dos ensaios de tribologia.

A formação de poros nas amostras provenientes dos processos de aspersão térmica foi superior aos processos convencionais, porém ainda em níveis aceitáveis segundo a norma ABNT NBR 4378 - 1 / 2011.

As propriedades mecânicas obtidas pelos revestimentos aspergidos termicamente se mostraram satisfatórias, pois se aproximaram das amostras provenientes de centrifugação, em função dos microconstituintes formados, do refino microestrutural e da porosidade do revestimento obtido.

O comportamento tribológico tem relação direta com a formação dos microconstituintes e com o refino microestrutural, de modo que as amostras aspergidas termicamente apresentaram menor desgaste que a amostra obtida por fundição por gravidade.

Os valores dos coeficientes de atrito encontrados para os revestimentos aspergidos foram ligeiramente superiores que os depositados pelo processo de gravidade, provavelmente em decorrência da formação de menor quantidade de precipitados, assim como um maior refino dos mesmos.

As amostras aspergidas apresentaram menor vibração, deformação e rugosidade, no ensaio pino sobre disco, que os observados no revestimento depositado por gravidade.

Os revestimentos de metal patente depositados por processos de aspersão térmica mostraram-se satisfatórios para aplicações deslizantes, em especial os revestimentos depositados pelo processo FS.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Sugere-se para trabalhos futuros a caracterização e quantificação dos precipitados formados através das diferentes deposições de metal patente, a análise da influência dos parâmetros utilizados nas propriedades dos revestimentos de modo mais detalhado, e também para o processo FS.

Vale citar ainda, o ensaio de tribologia para os revestimentos depositados através do método de centrifugação, assim como o emprego de esferas de aço neste ensaio assistidas ou não por lubrificação.

## REFERÊNCIAS

ABNT – NBR ISO 4378 - 1: **Mancais de Deslizamento – Termos, Definições e Classificações, Materiais para Mancais e suas Propriedades.** Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro: 2011.

ABNT – NBR ISO 4384 - 2: **Bronzinas Planas.** Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro: 2011.

ABNT – NBR ISO 6631: **Arames e Arames Achatados de Liga Cobre - Estanho.** Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro: 1981.

ALCOVER JUNIOR, P. R. C., PUKASIEWICZ, A. G. M. **Estudo da viabilidade da aspersão térmica arco elétrico na deposição de metal patente em mancais de deslizamento.** XLI Congresso Nacional de Soldagem, Salvador, Brazil, 12-15 Outubro 2015.

ASM, American Society for Metals. **Friction, lubrication and wear technology.** Metals Handbook. v. 18. 1992.

ASTM A451: **Standard Specification for Centrifugally Cast.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2014.

ASTM B23: **Standard Specification for White Metal Bearing Alloys.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2014.

ASTM C633: **Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2008.

ASTM E384: **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2016.

ASTM E1920: **Standard Guide for Metallographic Preparation of Thermal Spray Coatings.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2008.

ASTM E2109: **Standard Test Method for Determining Area Percentage Porosity of Thermal Spray Coatings.** American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2014.

ASTM G40: **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion.** American of Testing Materials. West Conshohocken: 2015.

ASTM G99: **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus**. American of Testing Materials. West Conshohocken: 2007.

BEELEY, P.; **Defects in castings**. Foundry Technology. 2nd ed. pages 239 – 318, 2001.

BERGSON E SON. **Metal antifriccion para cojinetes**. Paul Bergson & Son S/A, Grostrup, Dinamarca, 3ª Ed. 1969.

BHUSHAN, B., **Modern tribology handbook**. Capítulo 3. Flórida: CRC Press, v. 1 2001.

BOGNO, A; SPINELLI, J. E.; AFONSO, C. R. M.; HENEIN, H. **Microstructural and mechanical properties analysis of extruded Sn-0.7Cu solder alloy**. Journal of Materials Research and Technology, v.4, n.1, p. 84-92, jan. 2015.

BOOSER, E; KHONSARI, M. **Applied tribology bearing design and lubrication**. NY: Wiley; 2001.

BRISCOE, B. J., TABOR, D. **Friction and wear of polymers**. In: Clark D.T. and Feast W.J. (eds). Polymer Surfaces, Wiley, New York, 1978.

CHILDS, T. H. C. **The sliding wear mechanisms of metals, mainly steels**. Tribology International, v. 13, n. 6, p. 285-293, dez. 1980.

CLARE, J. H.; CRAWMER, D. E. **Thermal Spray Coatings**. Metals Handbook - Surface Cleaning, Finishing and Coating. ASM, 9th ed. Vol. 5, p. 361-374, 1987.

CURI, E. I. M. **Sistema de monitoramento e detecção de transição de regime de lubrificação em mancal de deslizamento**, Rio de Janeiro 2003, Dissertação de Mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 97p.

DEAN, R. R.; EVANS, C. J.; **Plain bearing materials**. Tribology International, p. 101-108, 1976.

DUARTE JR, D. **Tribologia, lubrificação e mancais de deslizamento**. Rio de Janeiro: Editora Ciência Moderna Ltda., 2005.

EYRE, T.S. **Wear Characteristics of Metals**. Tribology International, p. 203-212, 1976.

FERREIRA, José M. G. De C. **Tecnologia da Fundição**, 2ª ed. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 544 p. 1999.

FEYZULLAHOGLU, E.; ŞAKIROGLU, N. **The wear of aluminum-based journal bearing materials under lubrication.** *Materials & Design*, v. 31, n. 5, p. 2.532-2.539, 2010.

FEYZULLAHOGLU, E.; ZEREN, A.; ZEREN, M. **Tribological behaviour of tin-based materials and brass in oil lubricated conditions.** *Materials & Design*, v. 29, n. 3, p. 714-720, 2008.

FST – Flame Spray Technologies. **What is thermal spray?** Company. Acesso em Janeiro de 2015. Disponível em: <<http://www.fst.nl/about-thermal-spray-process/>>.

GARCIA, M. B.; MUSSATO C., **Confiabilidade e tribologia automotiva**, Universidade Federal do ABC, São Paulo, 2003.

GATES, J. D. **Two-body and three-body abrasion: a critical discussion.** *Wear*, 214 p. 139-146, 1998.

HARRIS, T.A., **Rolling Bearing Analysis.** New York: John Wiley & Sons, 1991. 1011p.

HERNÁNDEZ, A. A., POTEKHIN, B. A., CASTELLANOS, L., KHRISTOLYUBOV, A. S. **Propiedades especiales del babbitt b-83, obtenido por el método de fundición turbulento.** 9th Latin American and Caribbean Conference for Engineering and Technology, Medellín, Colômbia, 3-5 August 2011.

HIGGINS, R. A., **Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia.** São Paulo: DIFEL, 1982.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials.** Londres: Edward Arnold, 1992.

KAMAL, M.; EL-BEDIWI, A.; LASHIN, A., R.; EL-ZARKA, A. H. **Cooper effects in mechanical properties of rapidly solidified Sn-Pb-Sb Babbitt bearing alloys.** *Materials Science and Engineering A*. v 530, p. 327-332, 2011.

KLAAS, L. S. **Estudo da viabilidade de obtenção de metal patente por metalurgia do pó e comparação do desgaste com liga fundida e bronze sinterizado,** Joinville 2013, Dissertação de mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, 93p.

KNOTEK, O. **Thermal Spraying and Detonation Gun Processes.** Handbook of hard coatings, ROINTAN F. BUNSHAH, (Ed).. New York –USA, Ed. Noyes Publications, 2001, cap. 3, pg. 77-107.

LASHIN, A. R.; MOSSA, M.; EL-BEDIWI, A.; KAMAL, M. **Study of some physical properties of the rapidly solidified Sn-Sb-Cu-Zn alloys.** Materials and Design.v 43, p. 322-326, 2012.

MASSALSKI, T. B.; **Binary alloy phase diagrams.** American Society for Metals, Metals Park, OH, 1982.

MARKOV, D.; KELLY, D. **Mechanisms of adhesion-initiated catastrophic wear: pure sliding.** Wear, v. 239, n. 2, p. 189-210, 2000.

MAYER, C.A. **Thermal spray coating- a money-saving technology.** Welding Design & Fabrication. p. 66-74, Feb. 1982.

METALLURGICAL ENGINEERING; MECHANICAL ENGINEERING. **Wear of some single-phase copper-base alloys.** v. 197, p. 17-37, 1996.

MOAZAMI GOUDARZI, M.; JENABALI JAHROMI, S. A.; NAZARBOLAND, A. **Investigation of characteristics of tin-based white metals as a bearing material.** Materials & Design, v. 30, n. 6, p. 2283-2288, 2009. Elsevier Ltd.

OERLIKON METCO. **An Introduction to Thermal Spray.** Caderno informativo do fabricante. V.6, Suíça, 2016.

OKADA, T.; IWAI, Y. **Resistance to wear and cavitation erosion of bearing.** Wear, v. 110, n. 3-4, p. 331-343, ago. 1986.

PADILHA, H. **Desenvolvimento “in situ” de intermetálicos Ni-Al em superfícies de aço inoxidável AISI 304 através da aplicação por aspersão térmica de mistura de pós de níquel e alumínio.** Tese de Doutorado. Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2011.

PAWLOWSKI, L. **The science and engineering of thermal spray coatings,** 2nd Ed. England: John Wiley& Sons, Ltd, Chichester, 2008.

PINTAÚDE, G. **Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo utilizando Ensaios Instrumentados de Dureza.** Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2002 230 p.

POLYDORO, P. H. G. **Modelos matemáticos para cálculo de rigidez de rolamentos de esferas,** Rio de Janeiro 1995, Dissertação de Mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 102p.

PRATT, G. C. **Bearing materials: plain bearings.** Encyclopedia of materials: science and technology, 2005. p. 488-496.

RODRIGUES, S. M. M. B.; **Desenvolvimento de novos produtos em estanho**. Porto 2009, Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia da Universidade de Porto, 166p.

RUSSELL, A.E. **Some bearing tests made with a machine producing impulsive loading** Proc., Inst. Mech. Eng., London, (172), p. 1047, 1958

SAINT GOBAIN, Coating solutions. **Thermal Spray Flexicords**. Disponível em: <[www.coatingsolutions.saint-gobain.com/](http://www.coatingsolutions.saint-gobain.com/)>. Acesso em: jul. 2015.

SCHIEFLER FILHO, M. F. O., **Estudo microestrutural e eletroquímico de revestimentos metálicos depositados por aspensão térmica**. Tese de Doutorado, 313f. Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

SERBINO, E. M. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar**. São Paulo 2005, Dissertação de Mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 123p.

SILVA, R.C. L. **Desgaste de polímeros estruturais de engenharia em contato de deslizamento com cilindros metálicos**. Natal 2010, Tese de Doutorado, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 183p.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 2. ed. Austrália: Butterworth-Heinemann, 2000.

STURGEON, A. J.; PERRIN, C.; MCCARTNEY, D., G. **Development of thermal sprayed plain bearings for automotive engine applications**. Surface Engineering & Tribology for Future Engine and Drivelines, IMech E, London, UK, 12-14 July 2006.

STURGEON, A. J.; REIGNIER, C.; LAING, I.; PERRIN, C. **Development of HVOF sprayed aluminium alloy engine bearings**. International Thermal Spray Conference & Exposition, Orlando, FL, USA, 5-8 May 2003.

SUCHARSKI, G., B. **Estudo da erosão por cavitação sobre diferentes morfologias de revestimentos de FeMnCrSiB aplicados por aspensão térmica chama FS e HVOF com tratamento de shot peening**. Curitiba 2016, Tese de Doutorado, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, 144p.

TAVAKOLI, A.; LIU, R.; WU, X., J. **Improved mechanical and tribological properties of tin-bronze journal bearing materials with newly developed tribology alloy additive**. Materials Science and Engineering A. v 489, p. 389-402, 2007.



TREVISAN, R., LIMA, C. C. **Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações**. Editora Artliber, São Paulo. 2001.

VANAT, K, J., **Influência da temperatura de pré-aquecimento sobre a morfologia e ciclos térmicos de revestimentos YSZ**. Ponta Grossa 2015, Dissertação de Mestrado, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 117p.

VILODRES, M, C., **Estudo sobre a vida útil de rolamentos fixos de uma carreira de esferas**. São Paulo 2008, Dissertação de mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 122p.

XUEPING, G.; ZHANG, G.; LI, W.; GAO, Y.; LIAO, H.; CODDET, C. **Investigation of the microstructure and tribological behavior of cold-sprayed tin-bronze-based composite coatings**. Applied Surface Science, v. 255, n. 10, p. 3822-3828, 2008.

YONGYONG, H.; ZHONGKAI, Z.;TIANYU, L.; XINCHUN, L.; JIANBIN L.; **Failure analysis of journal bearing used in turboset of a power plant**. Materials & Design,v. 52, n. 6, p. 923-931, 2013.

ZEREN, A. **Embeddability behaviour of tin-based bearing material in dry sliding**. Materials & Design, v. 28, n. 8, p. 2.344-2.350, 2007.

ZEREN, A.; FEYZULLAHOGLU, E.; ZEREN, M. **A study on tribological behaviour of tin-based bearing material in dry sliding**. Materials & Design, v. 28, n. 1, p. 318-323, 2007.

ZHANG, B., YANG, Z.Y.Y., FU, D.X., LI, X.F., CHEN, W., **Preparation of the wire of ZChSnSb11-6 used for remanufacturing thermal spraying**. Physics Procedia, v. 50, n. 10, p. 231-237, 2012.

ZHANG, H.; ZHANG, D. Y.; HUA, M.; DONG, G. N., **A Study on the Tribological Behavior of Surface Texturing on Babbitt Alloy under Mixed or Starved Lubrication**. Tribol Lett, v. 56, p. 305-315, 2014.

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

**ANEXO A** - Estudo da Viabilidade da Aspersão Térmica Arco Elétrico na Deposição de Metal Patente em Mancais de Deslizamento.



**XLI CONSOLDA – CONGRESSO NACIONAL DE  
SOLDAGEM**  
**SALVADOR - BA – 12 A 15 DE OUTUBRO DE 2015**

## **Estudo da Viabilidade da Aspersão Térmica Arco Elétrico na Deposição de Metal Patente em Mancais de Deslizamento**

*Paulo Roberto Campos Alcover Junior<sup>1</sup>, Anderson Geraldo Marenda Pukaszewicz<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup>Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Ponta Grossa, Departamento de Engenharia Mecânica, Ponta Grossa, Paraná, Brasil  
alcover\_jr@hotmail.com<sup>1</sup>; anderson@utfpr.edu.br<sup>1</sup>*

### **Resumo**

Ligas de metal patente são basicamente ligas à base de estanho ou chumbo, largamente utilizadas para fins de deslizamento entre componentes, de modo que a maior aplicação destas ligas está nos mancais deslizantes. Estas oferecem vantagens de aplicação devido ao baixo coeficiente de atrito, alta ductilidade e boa tenacidade, que ao longo da operação, absorvem a energia gerada pelo rolamento do eixo, assim como as ondas de choque provenientes das flutuações do sistema, atribuindo assim ao sistema maior vida útil e confiabilidade. Neste trabalho avaliou-se a viabilidade da deposição destes materiais por meio da aspersão térmica arco elétrico por meio de análises metalográficas por microscopia ótica, observando-se a microestrutura formada e a porosidade, por microscopia eletrônica de varredura, avaliou-se os microconstituintes formados, a composição química por mapeamento EDS em cada amostra. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaio de microdureza. Os revestimentos obtidos pelo processo de aspersão térmica a arco elétrico apresentaram porosidade superior à das amostras processadas de forma convencional. Verificou-se que a porosidade da amostra aspergida variou com a corrente empregada. A microdureza de todas as amostras depositadas por arco elétrico foram semelhantes e ligeiramente inferiores à das amostras processadas por centrifugação e gravidade.

**Palavras-chave:** *Metal Patente; Aspersão Térmica; Microestrutura.*

**Abstract:** Low melting alloys are basically alloys ate tin or lead based alloys, used in anti-friction components. The higher application of these alloys are in bearings. These alloys offer some advantages because their low friction coefficient, high ductility and good toughness. In this work the arc spraying deposition was evaluated using these materials. Microstructure and porosity were evaluated using optical and electron microscopy, chemical composition was evaluated with EDS Mapping. The mechanical properties were evaluated with microhardness test. The coatings obtained by arc thermally sprayed process showed higher porosity than conventionally processed samples. It was found that the porosity of sprayed sample varied with the arc current. The hardness of all as samples deposited with ASP process were similar and slightly lower on the samples processed for centrifugation and gravity.

**Key-words:** *Babbit Alloys, Thermal Spray, Microstructure.*

### **1. Introdução**

Mancais são elementos de máquinas utilizados entre duas peças rígidas, tendo como principal função separá-las evitando o contato e conseqüentemente o atrito entre ambas, substituindo assim o atrito seco pelo atrito viscoso. Estes componentes possibilitam a operação do equipamento com menor temperatura e menor atrito atribuindo maior vida útil e maior confiabilidade de operação [1].

Existem dois tipos principais de mancais, os mancais de rolamento e os de deslizamento. Mancais de rolamento são largamente utilizados em equipamentos onde o regime de operação é caracterizado por altas

velocidades aliadas a cargas inferiores aos que os mancais deslizantes superam, sendo este o tipo mais utilizado devido à menor complexidade construtiva, assim como facilidade de manutenção, e baixo custo.

Quanto aos mancais de deslizamento podemos salientar que estes são empregados quando o regime apresenta cargas mais elevadas, menores velocidades de operação proporcionando assim uma redução de atrito mais significativa, evidencia-se ainda que os custos destes elementos são maiores, tal como a complexidade construtiva, normalmente são utilizados em máquinas de grande porte e a manutenção é considerada mais complexa devido principalmente à necessidade de remetalização.

Mancais deslizantes utilizam normalmente aço-carbono ou ferro fundido como metal base, sendo os aços-carbono os mais utilizados na atualidade devido principalmente à sua melhor usinabilidade, menor oxidação e maior aderência que os componentes feitos de ferro fundido. O metal anti-fricção é depositado na superfície interna do mancal, sendo esta a superfície de contato viscoso pois estes atuam com um filme de óleo que separa a superfície interna do mancal, da superfície do eixo, podendo esta ser este estático, quando se faz o uso de uma bomba externa para a pressurização, ou dinâmico, quando o mancal é autopressurizável [1].

As ligas mais utilizadas como metal patente tem como base o estanho e o chumbo, endurecidas pela adição de antimônio e cobre, conhecidas por *babbitt*. Estas ligas são caracterizadas pela baixa dureza, elevada ductilidade associadas ao baixo ponto de fusão. Estas ligas apresentam uma estrutura característica com baixo coeficiente de atrito que quando assistida pela lubrificação gera níveis significativamente baixos de atrito [2].

Quanto aos processos de deposição de metal patente, a centrifugação se mostra como o de maior eficiência, pois neste processo, o metal patente adere ao substrato sob ação da força centrífuga, dando origem assim a revestimentos com baixo teor de poros, melhor aderência e baixo teor de óxidos, sendo este realizado em ambiente controlado, utilizando como gás de proteção argônio.

Na metalização por gravidade, faz-se o uso de coquilhas aliadas ao substrato de modo que o corrimento do metal patente é feito manualmente, normalmente em ambiente não controlado, obtendo-se assim revestimentos com propriedades inferiores às obtidas por centrifugação, entretanto, a vantagem deste método pode ser verificada quando se trabalha com bases com geometrias planas, ou complexas, que dificilmente se fariam possíveis por centrifugação. O eletrodepósito é um método de deposição de metal patente que visa a aplicação em equipamentos de porte menor, como no caso de bronzinas e casquilhos automotivos, quando se faz o uso de uma delgada camada de metal patente [3].

A aspersão térmica vem sendo utilizada como um método alternativo na deposição de metal patente, usualmente na recuperação de mancais deslizantes devido principalmente à sua mobilidade quanto aos tipos construtivos, à facilidade de operação e boa produtividade que este método proporciona.

A aspersão térmica é o nome dado a um grupo de processos onde se faz possível a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em diversos tipos de substrato, incluindo desde aços até polímeros. Nestes processos o material em forma de arame ou pó é fundido por uma fonte de calor química ou elétrica e impulsionado por ar comprimido ou outros gases na direção axial à superfície do substrato, ocorrendo assim aderência do revestimento. A aderência do revestimento pode ocorrer por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica e física, dependendo dos parâmetros utilizados, gerando assim uma estrutura tipicamente lamelar com a presença de óxidos e poros que são minimizados usualmente com a posterior refusão do revestimento [4].

O processo de aspersão térmica se mostra eficiente devido principalmente à diversificação que esta proporciona quando se faz o uso de geometrias complexas, obtém-se ainda taxas de aderência que dificilmente são observadas em outros processos, assim como baixas tensões residuais, e teores de óxidos e poros significativamente baixos, todavia com relação às limitações deste método de deposição, cita-se a espessura da camada depositada, sendo esta limitada dependendo do tipo de aspersão térmica e da liga de metal patente utilizada, ocorrendo assim a presença de poros e óxidos quando elevada.

O objetivo deste trabalho é a avaliação da viabilidade da deposição do metal patente ASTM B23-2 por aspersão térmica a arco elétrico, avaliando-se a influência da corrente, na morfologia, microestrutura e microdureza dos revestimentos depositados.

## 2. Matérias e Métodos

Utilizou-se chapas de aço carbono ABNT 1045, como substrato, com aproximadamente 10 mm de espessura, 100 mm de comprimento, e 40 mm de largura, realizou-se o jateamento abrasivo prévio, obtendo assim um substrato com rugosidade de 6.0 a 10.0  $\mu\text{m Ra}$ .

O metal patente utilizado na forma de arame maciço, foi a liga ASTM B23 – 2, cuja composição química é descrito na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química da liga ASTM B23 - 2.

Elemento	Sn	Sb	Cu	Pb	Outros
(%)	restante	7,0 – 8,0	3,5 – 4,5	0,35 máx	0,25

A deposição foi realizada através do método ASP *Arc SprayProcess*, Aspersão Arco Elétrico, utilizando equipamento da marca TBA modelo 300. Foram realizadas um total de 8 camadas de deposição de revestimento para as amostras, mantendo-se constante a distância da tocha ao substrato em aproximadamente 300 mm, assim como a pressão do gás de arraste, variando-se os parâmetros primários do equipamento conforme ilustrado na Tabela 2.

Tabela 2. Parâmetros utilizados na deposição por Aspersão Térmica Arc Spray.

Amostra	Corrente (A)	Tensão (V)
Amostra 1	80 ± 5	31.3 ± 0.5
Amostra 2	100 ± 5	33.0 ± 0.5
Amostra 3	120 ± 5	33.0 ± 0.5
Amostra 4	130 ± 5	35.2 ± 0.5
Amostra 5	140 ± 5	35.2 ± 0.5
Amostra 6	150 ± 5	37.1 ± 0.5

## 2.1. Preparação das Amostras para Ensaio Metalográfico

Realizou-se análise metalográfica das amostras após corte na transversal e longitudinal em uma cortadeira de precisão Buehler ISOMET 4000 com disco abrasivo específico, embutimento a frio com resina epóxi de cura a frio garantindo assim que não haja nenhuma mudança microestrutural durante o embutimento. A preparação por meio de lixamento utilizou lixas de carbetto de silício (SiC) de 320 a 1200 mesh, em equipamento automatizado Buehler Vector com aplicação de carga de 10 N. O polimento foi realizado com suspensão de diamante com granulometria de 3.0 até 0.25  $\mu\text{m}$ , e por fim o polimento vibratório em uma politriz vibratória Buehler Vibromet em sílica coloidal 0.04  $\mu\text{m}$  por duas horas, de modo a garantir uma superfície sem riscos e não conformidades.

## 2.2. Microscopia Ótica (MO)

Utilizou-se a microscopia ótica para análise da morfologia das amostras obtidas por aspersão térmica, onde analisou-se a porosidade dos revestimentos. Esta análise foi realizada a partir de imagens obtidas em Microscópio Ótico Olympus BX60, por meio do software de análise de imagens AnalySIS 5.0. Foi realizado o tratamento das imagens, com alteração para tons de cinza e controle de contraste, e por meio da técnica de “*threshold*”, que caracteriza as fases pelo limite do tom de cinza de cada microconstituente, possibilitando assim o cálculo da fração em área da porosidade para cada imagem, a Figura 1 ilustra a ferramenta “*threshold*”, para a Amostra 4, com aumento de 500x.

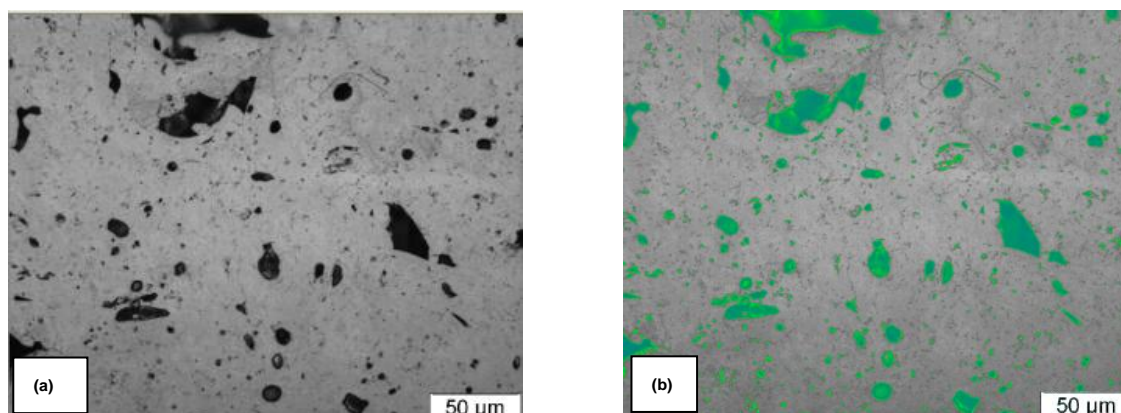


Figura 1. Transformação de tons de cinza para cálculo da porosidade através da ferramenta “*threshold*”. (a) Tons de cinza, (b) RGB para contagem de fases

Por meio da contagem de fases em área na imagem, calculou-se a porcentagem de poros para cada revestimento por meio da ferramenta “*phaseanalysis*”, conhecendo-se então a relação percentual em área para cada fase presente.

### 2.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Realizou-se análise de microscopia eletrônica em Microscópio Eletrônico de Varredura TESCAN VEGA 3, de modo a identificar a morfologia, microestrutura e análise de composição química das amostras.

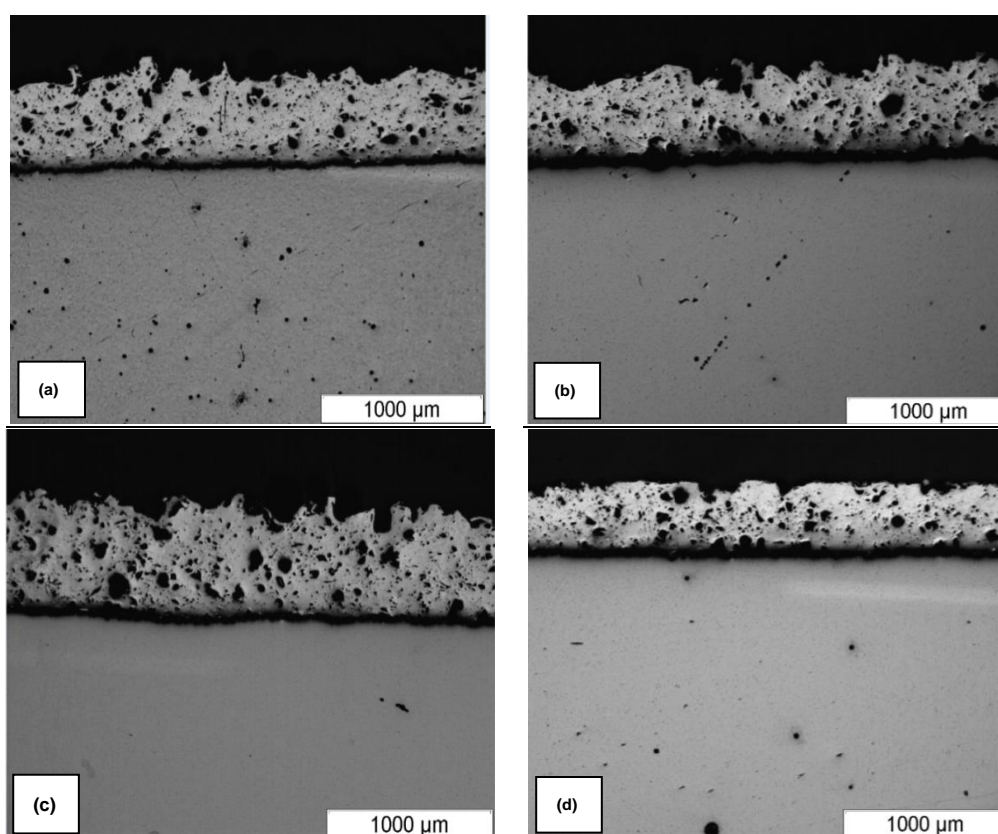
### 2.4. Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de Microdureza foi realizado em um Microdurômetro Shimadzu HMV-G, segundo a norma ASTM E384, *Standard Test Method for Microindentation Hardnesses of Materials* [5], por meio de carregamentos de 50gF (~ 0.5 N), e 100 gF (~ 1.0 N) na escala Vickers, durante um período de 15 segundos de modo a se obter maior precisão nos resultados pois baseando-se em estudos anteriores verifica-se que ligas a base de estanho apresentam valores de dureza notoriamente baixos, possibilitando-se assim uma comparação entre os resultados obtidos por meio das distintas cargas empregadas.

## 3. Resultados e Discussão

### 3.1. Microscopia Ótica

Inicialmente realizou-se a medição da espessura da camada aspergida por meio de imagens obtidas por microscopia ótica em três diferentes pontos para cada amostra, a espessura média dos revestimentos para cada amostra é apresentada na Tabela 3. A morfologia geral para cada amostra pode ser observada na Figura 3.





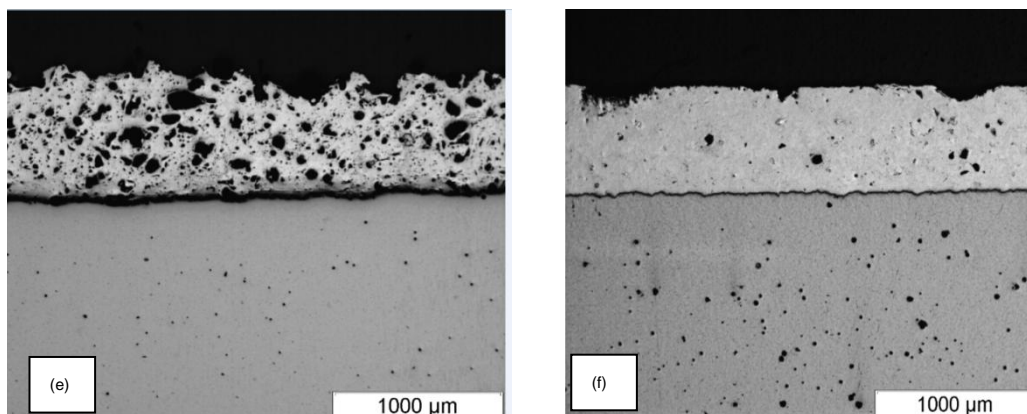


Figura 2. Morfologia geral das amostras aspergidas (a) Amostra 1, (b) Amostra 2, (c) Amostra 3, (d) Amostra 4, (e) Amostra 5, (f) Amostra 6.

Tabela3. Espessura média dos revestimentos para cada amostra.

Amostra	Espessura ( $\mu\text{m}$ )	Espessura/ Passe( $\mu\text{m}$ )
Amostra 1	$364.5 \pm 2.0$	$45.5 \pm 0.5$
Amostra 2	$371.5 \pm 2.0$	$46.5 \pm 0.5$
Amostra 3	$428.5 \pm 2.0$	$53.5 \pm 0.5$
Amostra 4	$380.0 \pm 2.0$	$47.5 \pm 0.5$
Amostra 5	$546.5 \pm 2.0$	$68.3 \pm 0.5$
Amostra 6	$455.0 \pm 2.0$	$56.9 \pm 0.5$

Segundo Sturgeon et. al, 2003 [6], revestimentos de metal patente depositados por aspersão térmica tendem a apresentar maior porosidade quando comparados aos métodos convencionais de deposição, entretanto quando utilizados os parâmetros adequados aliados ao tratamento térmico posterior característico neste processo obtêm-se revestimentos com propriedades mecânicas superiores aos métodos convencionais, a Figura 3 ilustra a morfologia geral de revestimentos depositados pelos métodos convencionais, sendo estes, por centrifugação (a) e por gravidade (b).

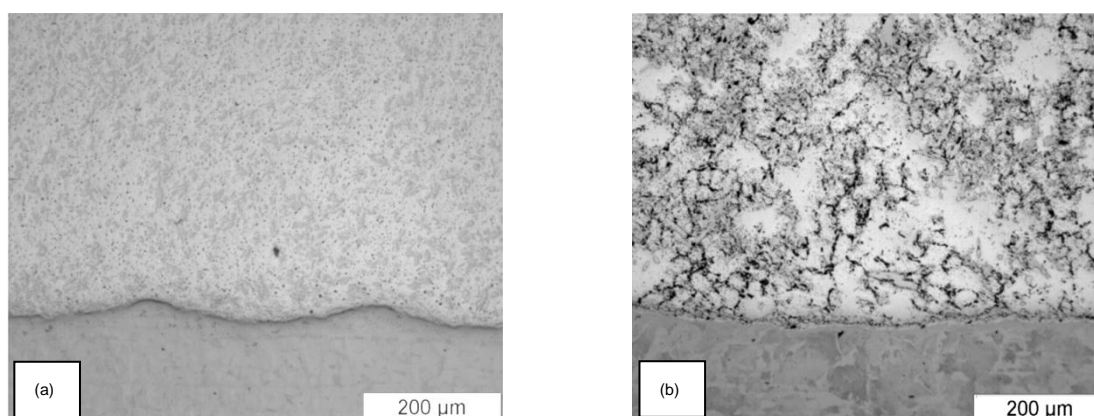


Figura 3. Morfologia geral dos revestimentos depositados por centrifugação (a), e por gravidade (b), com aumento de 200 x.

É possível observar que o revestimento obtido por gravidade apresenta uma microestrutura mais grosseira que a do revestimento obtido por centrifugação, além de apresentar uma menor porosidade. Os revestimentos apresentaram-se mais densos que os revestimentos obtidos por aspersão térmica com exceção da amostra depositada com 160A. A Figura 4 apresenta as microestruturas dos revestimentos aspergidos termicamente com maior ampliação.

Observa-se que o tamanho dos poros também aumenta com o aumento da corrente empregada, de modo que para a amostra 1 verifica-se poros menores e alongados, enquanto que para a amostra 5 pode-se identificar poros maiores e mais arredondados. A amostra 6 apresenta a maior homogeneidade, sendo que a microestrutura desta amostra se assemelha às amostras obtidas pelos processos convencionais. Neste caso pode-se atribuir o maior aquecimento do substrato o uma provável refusão do revestimento mesmo durante a deposição.

Pode-se atribuir à amostra 1 (80 A – 31,3 V) a condição de parcialmente fundida durante o processo de deposição, pois verifica-se valores de porosidade inferiores aos encontrados nas amostras 2 (100 A) e 3 (120 A) ambas com tensão de 33,0 V, assim como para 4 (130 A) e 5 (140 A) com tensão de 35,2 V de modo que a porosidade aumenta substancialmente com o aumento da corrente, porém quando se utilizou da maior corrente, na amostra 6 (150 A – 37,1 V), a porosidade foi a menor obtida entre as demais amostras, devido provavelmente à fusão do revestimento durante a deposição, aliada a menores taxas de resfriamento provenientes do maior aporte térmico nesta condição. No trabalho conduzido por Sturgeon et. al, 2006 [7], o aporte térmico empregado no processo está diretamente relacionado com a porcentagem em área de poros e o teor de óxidos formados no revestimento, devido principalmente à temperatura gerada no processo.

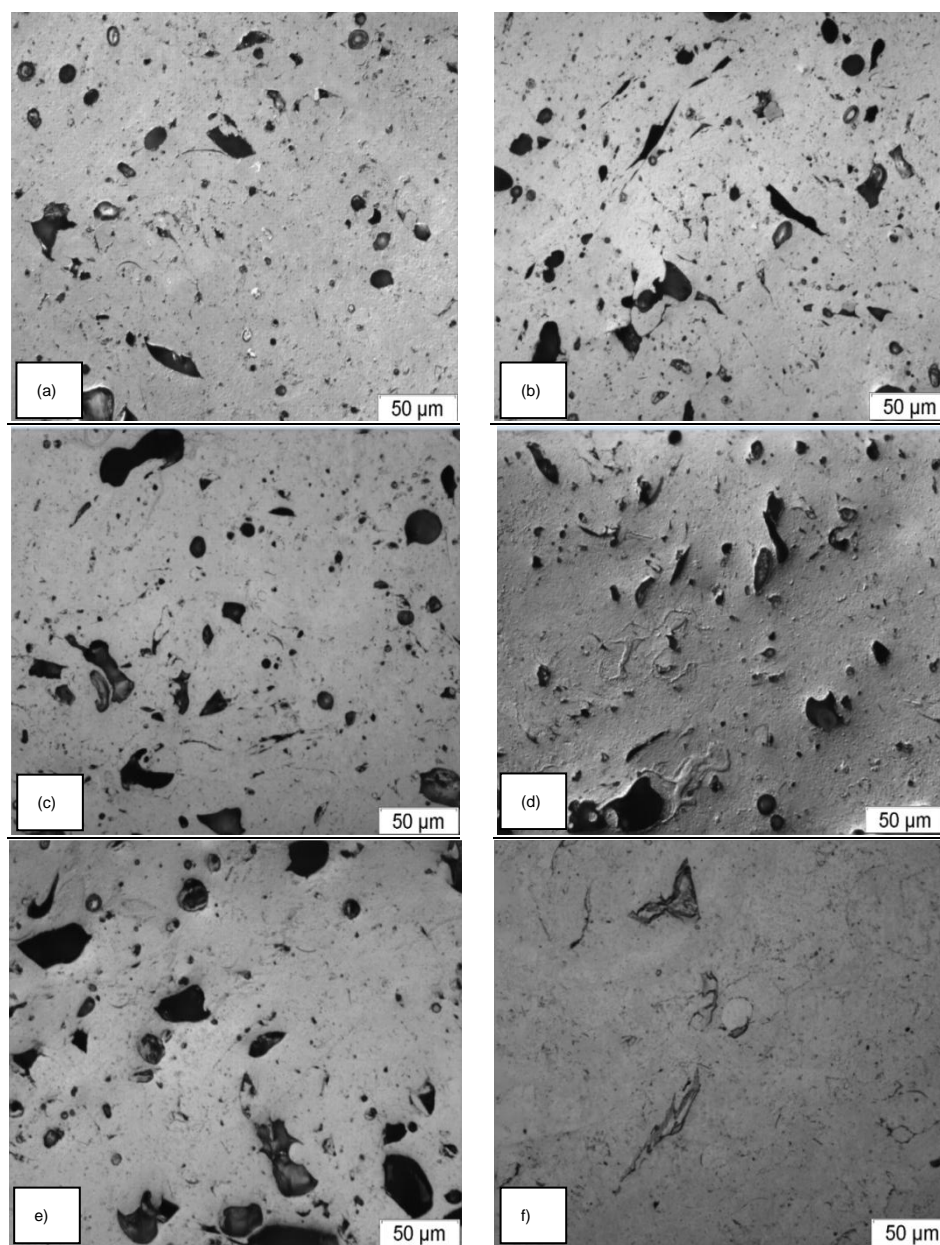


Figura 4. Microestrutura das amostras aspergidas (a) Amostra 1, (b) Amostra 2, (c) Amostra 3, (d) Amostra 4, (e) Amostra 5, (f) Amostra 6.

### 3.1.1. Análise da Porosidade

Realizou-se a análise da porosidade por análise de imagem em três diferentes pontos em cada amostra, possibilitando-se assim a obtenção de um valor médio por amostra, conforme observado na Tabela 4.

Tabela 4. Percentual de porosidade em área dos revestimentos.



Amostra	1	2	3	4	5	6	Grav.	Centr.
Porosidade (%)	5,9 ± 0,6	10,9 ± 3,2	11,2 ± 1,5	13,6 ± 4,4	13,5 ± 1,3	3,8 ± 0,9	2,1 ± 0,2	< 1,0

*Nota: % média em área.*

A partir dos dados observados na Tabela 4 é possível verificar que o aumento da corrente gerou um aumento da porosidade dos revestimentos, sendo que este comportamento foi alterado com a amostra 6, de maior valor de corrente. Este comportamento ainda deve ser melhor avaliado, pois o aumento do aporte térmico na amostra 6 deve ter gerado um processo de refusão do revestimento. Entretanto deve-se avaliar com mais cuidado porque as amostras com correntes entre 80 e 140A apresentaram um comportamento oposto.

### 3.2. Microscopia Eletrônica de Varredura

Utilizando-se microscopia eletrônica de varredura pode-se analisar a microestrutura e composição química presente em cada amostra, a Figura 5 ilustra as imagens obtidas por MEV para as amostras com aumento de 500x.

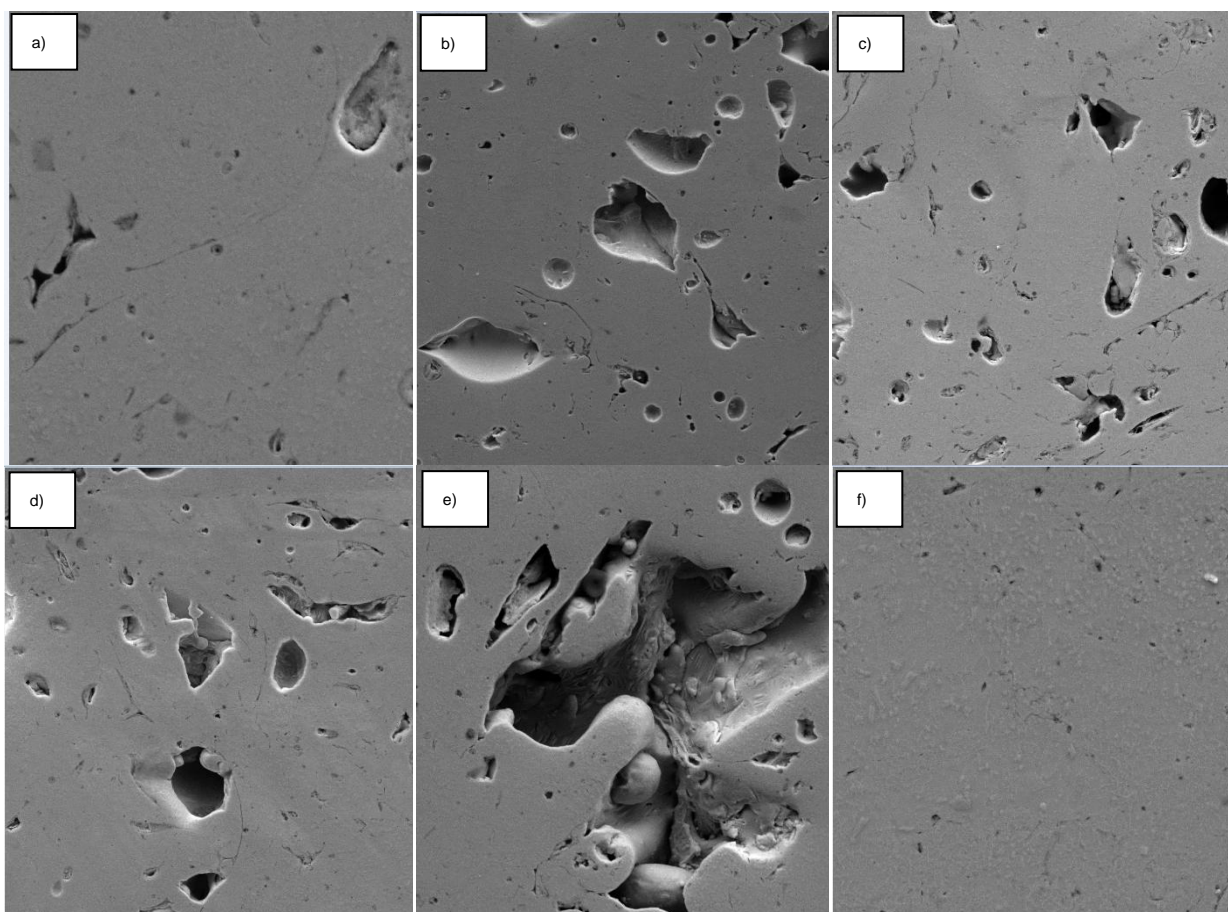


Figura 5. Micrografia das amostras, (a) Amostra 1, (b) Amostra 2, (c) Amostra 3, (d) Amostra 4, (e) Amostra 5, (f) Amostra 6, obtidas por MEV, com aumento de 1000 x.

Por meio da análise das imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura verifica-se a correlação entre a corrente utilizada e a porosidade para as amostras aspergidas. Podendo-se relacionar às amostras 3 e 5 valores ligeiramente menores quando em comparação com as amostras 2 e 4, devido provavelmente ao aumento da corrente. A amostra 1 apresenta porosidade inferior às citadas, o que pode ser relacionado à espessura desta, pois foi a menor obtida entre as demais, aliada a menor taxa de deposição, pois quando se trabalha com ligas com baixo ponto de fusão, a taxa de deposição está diretamente relacionada, de modo, que quando se têm maior espessura por passe o gradiente térmico gerado ao longo do perfil leva à formação de imperfeições pontuais. No que diz respeito à amostra 6, os níveis de porosidade foram os menores obtidos frente às demais amostras, devido provavelmente à corrente utilizada, dando origem assim a fusão completa do arame durante o processo de deposição.

Na Figura 5, também verifica-se o tamanho dos poros entre as amostras, onde observa-se que o formato dos poros é influenciado pela corrente, sendo a amostra 6 a que apresenta maior homogeneidade microestrutural, assemelhando-se assim às amostras obtidas pelo processo convencional, conforme verifica-se na Figura 6.

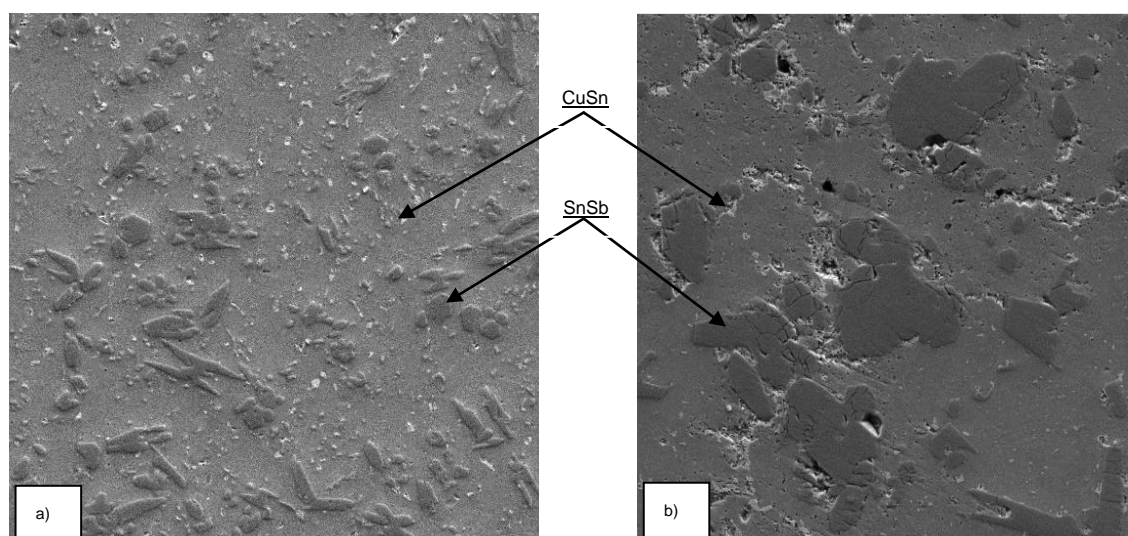


Figura 6. Micrografia dos revestimentos depositados por centrifugação (a), e por gravidade (b), obtidas por MEV, com aumento de 1000 x.

Ligas de *Babbitt* obtidas pelo processo convencional são caracterizadas normalmente por agulhas finas e quebradiças provenientes da formação de compostos de CuSn, e por compostos intermetálicos formados por SnSb no formato geralmente de cubos imersos em uma matriz mole de Sn [8]. Verifica-se ainda que na deposição por gravidade a porosidade é maior, assim como a fase SnSb devido aos menores níveis de resfriamento alcançados por meio deste processo. Comparativamente as amostras depositadas por aspersão térmica não geraram estas fases de CuSn e SnSb na mesma quantidade e tamanho, provavelmente em virtude da elevada taxa de resfriamento encontrada nestes revestimentos.

Avaliou-se ainda a composição química da liga por microscopia eletrônica de varredura por meio do método de espectrometria de energia dispersiva de raios-x, EDS (*Energy dispersive x-ray detector*) de modo que obtivesse a composição química para ambas as amostras. A Figura 7 ilustra o método de mapeamento da composição química por EDS.

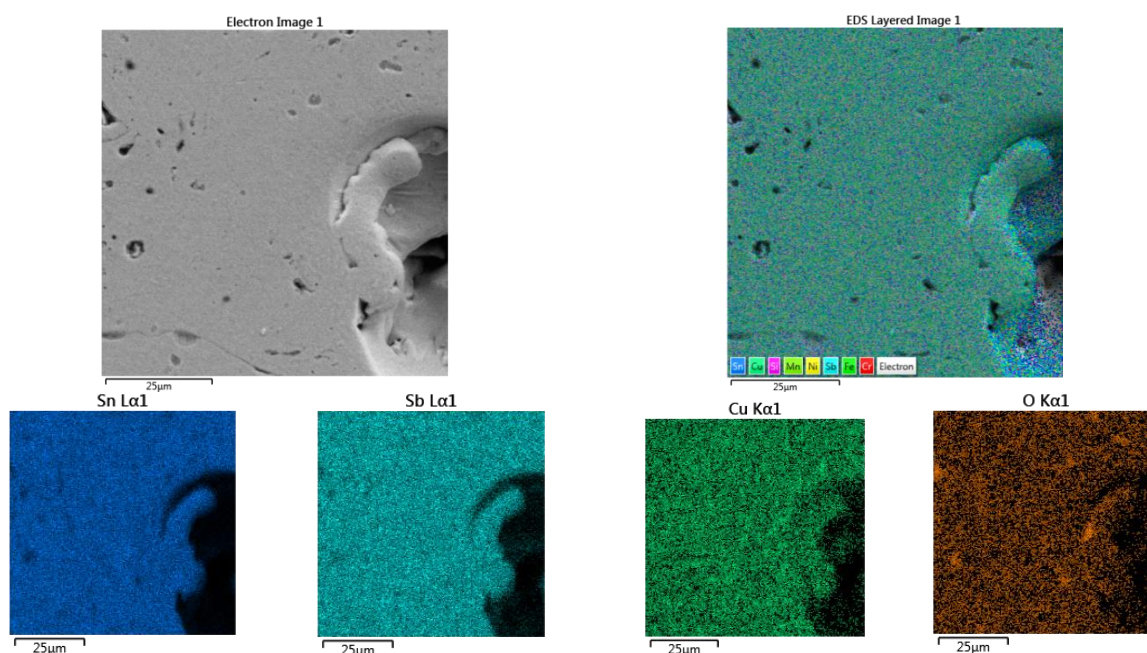


Figura 7. Método EDS para análise da composição química – Amostra 1, com aumento de 2000 x.

A composição química média obtida entre todas as amostras é ilustrada na Tabela 5.

Tabela 5. Composição química média entre as amostras aspergidas.

Elemento (%)	Sn	Sb	Cu	O	Ni	Outros
	84,25	7,85	4,50	3,05	0,25	0,10

O revestimento depositado atende a especificação equivalente a da SAE 12 e ASTM B23 - 2, não verificou-se variação significativa dos elementos principais da liga, sendo estes Sn, Sb e Cu, com a variação dos processos de deposição, de modo que a variação que foi verificada dentre as amostras foi na composição de oxigênio, decorrente dos poros e óxidos formados em cada amostra.

### 3.3. Microdureza

Os ensaios de microdureza indicaram valores bastante semelhantes entre as amostras, porém verifica-se que as amostras onde o teor de poros é maior a microdureza é subitamente superior, os valores de distância são considerados à partir da superfície do revestimento em direção ao substrato, no caso das amostras depositadas pelos processos convencionais, arbitrou-se em iniciar as indentações à distância de aproximadamente 0,4 mm do substrato, sendo esta, equivalente à espessura média dos revestimentos depositados por aspersão térmica. Os dados obtidos nos ensaios de microdureza podem ser verificados na Figura 8.

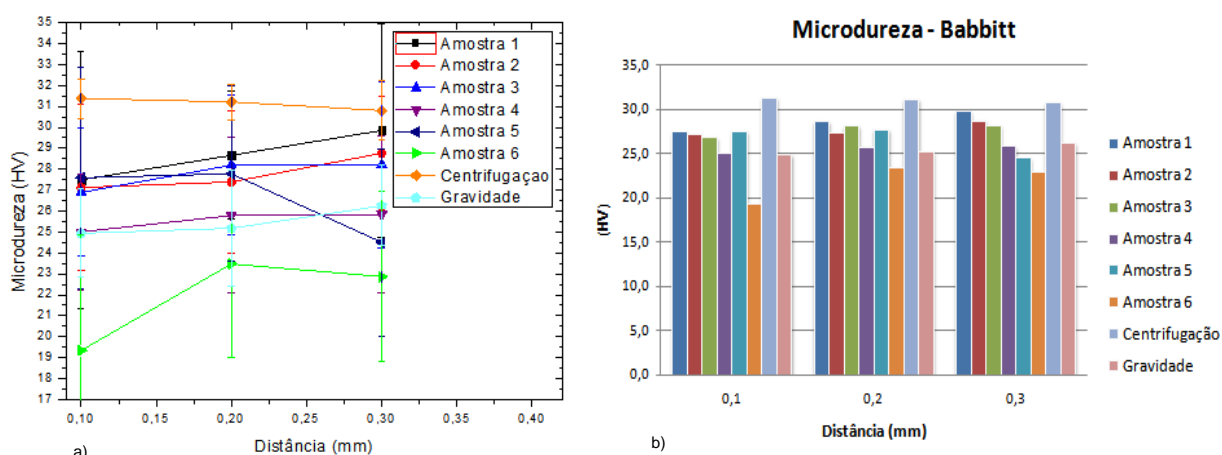


Figura 8. Gráficos de Microdureza das amostras, (a) linhas, (b) colunas.

Nota-se ainda que a amostra 6 apresentou valor inferior de microdureza quando em comparação às demais, devido provavelmente à menor porosidade apresentada pela mesma, aliada à maior homogeneidade do substrato como pode-se verificar na Figura 8 (a) que esta apresentou menor desvio padrão entre as amostras aspergidas.

Verifica-se ainda que na distância de 0,3 mm da superfície, ou seja, quanto mais próxima do substrato existe uma tendência de quanto maior a corrente menor a dureza do revestimento, provavelmente devido à temperatura gerada no processo, promovendo assim a fusão incompleta, conforme a amostra 1, ou completa do material, como pode ser verificado na amostra 6. Evidencia-se ainda os valores obtidos pelos processos convencionais, sendo que por meio da centrifugação obteve-se os maiores perfis de dureza devido a formação dos compostos CuSn.

### 4. Conclusões

Os revestimentos obtidos pelo processo de aspersão térmica se mostraram viáveis para aplicação em metais de deslizamento, desde que se obtenha revestimentos com porosidade inferior 5% ABNT (NBR 4378-1/2011), o que ocorreu em duas das amostras aspergidas, verificou-se ainda boa homogeneidade das amostras, assim como os valores de dureza que foram bem semelhantes aos obtidos pelos processos convencionais.

Com relação à influência dos parâmetros do processo de aspersão térmica do metal patente, verificou-se que a porosidade da amostra aspergida variou com a corrente empregada, assim como a espessura do revestimento, conforme foi verificada na amostra 1. Com relação às propriedades mecânicas, como a microdureza os dados obtidos não apresentaram distinção suficiente para se concluir como a variação dos parâmetros do processo interfere na microdureza dos revestimentos, entretanto os dados obtidos assemelham-se aos obtidos pelos processos convencionais, sendo ligeiramente inferiores, o que dependendo do regime de operação pode ser vantajoso em caráter deslizante.

## 5. Agradecimentos

Os autores agradecem à Universidade Tecnológica Federal do Paraná pelo apoio técnico e instrumental durante o desenvolvimento do trabalho e à CAPES pela bolsa de mestrado do autor.

## 6. Referências Bibliográficas

- [1] DUARTE JR, D. Tribologia, lubrificação e mancais de deslizamento. Rio de Janeiro: Editora Ciência Moderna Ltda., 2005.
- [2] ASM METALS HANDBOOKS. Friction, lubrication and wear technology. v. 18. 1992.
- [3] KLAAS, L. S. Estudo da viabilidade de obtenção de metal patente por metalurgia do pó e comparação do desgaste com liga fundida e bronze sinterizado, Joinville 2013, Dissertação de mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, 93p.
- [4] PAWLOWSKI, L. The science and engineering of thermal spray coatings, 2nd Ed. England: John Wiley & Sons, Ltd, Chichester, 2008.
- [5] ASTM E384-11e1, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.
- [6] STURGEON, A. J.; REIGNIER, C.; LAING, I.; PERRIN, C. Development of HVOF sprayed aluminium alloy engine bearings. International Thermal Spray Conference & Exposition, Orlando, FL, USA, 5-8 May 2003.
- [7] STURGEON, A. J.; PERRIN, C.; McCARTNEY, D., G.; Development of thermal sprayed plain bearings for automotive engine applications. Surface Engineering & Tribology for Future Engine and Drivelines, IMechE, London, UK, 12-14 July 2006.
- [8] HERNANDEZ, A. A.; POTHEKIN, B., A.; CASTELLANOS, L., M.; KHRISTOLYUBOV, A., S. Propriedades especiales del babbitt b-83, obtenido por el método de fundición turbulento. 9th Latin American and Caribbean Conference for Engineering and Technology, Medellín, Colombia, 3-5 August 2011.
- [9] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 4378-1, Mancais de Deslizamento – Termos, definições e classificação – atrito e desgaste. Rio de Janeiro, 2011 4p.

**ANEXO B** – Propriedades Mecânicas e Tribológicas de Metal Patente Depositado por Aspersão  
Térmica.





## PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRIBOLÓGICAS DE METAL PATENTE DEPOSITADO POR ASPERSÃO TÉRMICA

Paulo Roberto Campos Alcover Junior, [alcover\\_jr@hotmail.com](mailto:alcover_jr@hotmail.com)<sup>1</sup>  
Anderson Geraldo Marenha Pukasiewicz, [anderson@utfpr.edu.br](mailto:anderson@utfpr.edu.br)<sup>1</sup>  
Gabriel Medeiros Bozza, [bozzagabriel@gmail.com](mailto:bozzagabriel@gmail.com)<sup>2</sup>  
Ricardo Diego Torres, [ricardo.torres@pucpr.br](mailto:ricardo.torres@pucpr.br)<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR – Campus Ponta Grossa, Av. Monteiro Lobato s/n – Km 04

<sup>2</sup>Pontifícia Universidade Católica do Paraná – PUC-PR – Rua Imaculada Conceição, 1155–Prado Velho – Curitiba-PR

**Resumo:** Ligas de metal patente são largamente empregadas para fins deslizantes, são basicamente ligas à base de estanho ou chumbo. Estas oferecem vantagens devido ao baixo coeficiente de atrito, alta ductilidade e boa tenacidade, que ao longo da operação, absorvem a energia gerada pela rolagem do eixo, assim como as ondas de choque provenientes das flutuações do sistema, atribuindo ao sistema maior vida útil e confiabilidade. Neste trabalho avaliou-se as propriedades mecânicas e tribológicas dos revestimentos resultantes de processos de aspersão térmica em comparação aos processos de metalização convencionais, por meio da caracterização da microestrutura formada, dos microconstituintes, composição química, microdureza e propriedades de deslizamento. A aspersão térmica mostrou-se vantajosa, devido principalmente às altas taxas de resfriamento alcançadas pelo processo, ocorrendo assim uma microestrutura mais refinada, com menor desgaste por deslizamento.

**Palavras-chave:** Metal Patente, Aspersão Térmica, Tribologia.

### 1. INTRODUÇÃO

Ligas de metal patente, ou *babbitt* são basicamente ligas à base de estanho e chumbo, endurecidas com cobre ou antimônio, utilizadas em larga escala para a fabricação de componentes deslizantes, tais como mancais de deslizamento. As propriedades de deslizamento são satisfatórias devido à combinação de algumas propriedades mecânicas, tais como: baixa dureza, alta ductilidade, boa tenacidade e elevada resistência ao choque, de modo a absorver energia gerada pelo rolamento do eixo, assim como as ondas de choque causadas pelas flutuações do sistema (Asm Metals Handbook, 1992; Higgins, 1982). As propriedades destas ligas também devem combinar boa resistência ao desgaste, baixo coeficiente de atrito, com elevada tenacidade, resistência ao choque, e ductilidade. Esta combinação de propriedades não é vista em ligas monofásicas, pois neste caso não é possível conciliar as propriedades de dureza, tenacidade e ductilidade (Higgins, 1982; Zeren, 2007 e Duarte Jr, 2005).

Segundo (Duarte Jr, 2005), quanto aos processos de deposição de metal patente, a centrifugação se mostra como o de maior eficiência entre os processos convencionais, pois o metal patente adere ao substrato sob ação da força centrífuga, e o resfriamento é o de maior homogeneidade, originando revestimentos com baixa porosidade e maior aderência. Realizado em ambiente controlado, utilizando como gás de proteção o argônio, entretanto este método se limita somente a peças cilíndricas e simétricas.

No processo de metalização por gravidade, utiliza-se coquilhas aliadas ao substrato, a corrida do metal patente é feita manualmente, normalmente em ambiente não controlado, obtendo-se assim revestimentos com propriedades inferiores, entretanto, a vantagem deste método é a possibilidade de processamento de peças em geometrias planas, ou complexas, que dificilmente se fariam possíveis por centrifugação (Klaas, 2013).

A aspersão térmica vem sendo utilizada como um método alternativo na deposição de metal patente, regularmente na recuperação de mancais de deslizamento devido principalmente à sua mobilidade quanto aos tipos construtivos, à facilidade de operação e boa produtividade (Alcover Junior, 2015; Pawlowski, 2008; Marrocco, 2006; Pukaszewicz, 2008 e Capra, 2005). Conforme trabalho conduzido por Marrocco *et al.* (2006), os processos de aspersão térmica de metal patente destacam-se pela elevada aderência que estes proporcionam, baixa complexidade de operação e elevada mobilidade.

Dentre os processos de aspersão térmica, têm-se o arco elétrico ASP - *Arc Spray Process*, onde a fonte de calor é proveniente da abertura de um arco elétrico entre dois arames que são continuamente alimentados, dando origem à fusão integral ou parcial do material que é então projetado pelo ar comprimido em direção ao substrato, propiciando boa aderência, superior ao processo por chama, entretanto o teor de óxidos e a poros neste processo tende a ser maior (Pukaszewicz, 2008 e Capra, 2005).

No processo de aspersão por chama oxiacetilênica FS - *Flame Spray*, a fonte de calor é proveniente da combustão de uma mistura de gases, oxigênio e acetileno, promovendo assim a fusão do arame que é projetado na direção do substrato por ar comprimido, este processo distingui-se dos demais pela baixa complexidade do equipamento e custo de operação (Capra, 2005).

O objetivo deste trabalho é a avaliação da deposição do metal patente ASTM B23-2 por diferentes processos de aspersão térmica, verificando-se a influência do processo, na morfologia, microestrutura, formação de microconstituintes, microdureza dos revestimentos e desgaste do revestimento em ensaio pino sobre disco.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Chapas de aço carbono ABNT 1045, com dimensões de 100 x 40 x 10 mm, foram utilizadas como substrato. Realizou-se o jateamento prévio à deposição, obtendo rugosidade entre 6,0 e 10,0  $\mu\text{m Ra}$ . A liga de metal patente utilizada na forma de arame maciço foi a ASTM B23-2, cuja composição química é descrita na Tab.I.

**Tabela I. Composição química da liga ASTM B23-2**

Elemento	Sn	Sb	Cu	Pb	outros
(%)	restante	7,0 – 8,0	3,5 – 4,5	0,35 máx	0,25

### 2.1. Preparo das amostras

Realizou-se o corte em cortadeira de precisão Buehler ISOMET 4000 com disco abrasivo específico, embutimento com resina epóxi de cura a frio garantindo que não houvesse mudança microestrutural durante o embutimento. No lixamento utilizou-se lixas de carbetto de silício (SiC) de 400 a 1200 mesh, em equipamento automatizado Buehler Vector com aplicação de carga de 10 N, e rotação de 200 rpm. No polimento fez-se o uso de suspensão de diamante, como abrasivo, com granulometria de 3.0 até 0.25  $\mu\text{m}$ , e rotação de aproximadamente 150 rpm, e por fim, em uma politriz vibratória Buehler Vibromet em sílica coloidal 0.04  $\mu\text{m}$  por duas horas.

### 2.2. Deposição dos revestimentos

As deposições foram realizadas para ambos os processos por meio de passes sobrepostos, mantendo-se distância de aproximadamente 300 mm, e pressão do gás de arraste, em 6 bar. No processo arco elétrico utilizou-se o equipamento da marca TBA modelo 300 com bocal e bicos específicos para o material, e arame maciço com diâmetro 2,00 mm. Para o processo chama oxiacetilênica utilizou-se a pistola de metalização do fabricante Sulzer Metco modelo 11E, com arame maciço de diâmetro 3,18 mm e bocal (CH), os parâmetros empregados em ambos os processos de aspersão são listados na Tab. II. Os revestimentos produzidos foram comparados com revestimentos comerciais depositados por gravidade e centrifugação.

**Tabela II. Parâmetros utilizados nas deposições**

Amostra	Corrente (A)	Tensão (V)
ASP	150 ± 5	37,1 ± 0,5
Amostra	Fluxo de O <sub>2</sub> (l/min)	Fluxo de C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> (l/min)
FS	42,00	29,00

### 2.3. Caracterização metalográfica

A análise da morfologia foi realizada com o auxílio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, utilizando o Microscópio Ótico (MO) Zeiss A2.m e o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) TESCAN VEJA 3, respectivamente. Realizou-se a medição porosidade a partir das imagens de microscopia ótica com ampliações de 500x, com o auxílio do software de análise de imagens Axio Vision SE 64, com o tratamento das imagens, alteração para tons de cinza e ajuste de contraste.

Ao longo das análises por microscopia eletrônica de varredura, fez-se o uso de técnicas de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) – Espectroscopia de Energia Dispersiva para a análise de composição química das amostras.

### 2.4. Propriedades mecânicas e tribológicas

O ensaio de Microdureza foi realizado em um Microdurômetro Shimadzu HMV-G, segundo a norma ASTM E384, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, por meio de carregamentos de 50gF (~ 0.5 N), e 100 gF (~ 1.0 N) na escala Vickers, durante um período de 15 segundos.

Para o ensaio de desgaste, seccionou-se amostras com dimensões de aproximadamente 40 x 40 mm, e na sequência foram retificadas e posteriormente polidas com suspensão de diamante e sílica coloidal, obtendo-se assim uma rugosidade de aproximadamente 0.5 µm Ra, segundo a norma ASTM G99, *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin - on - Disk Apparatus*. No ensaio utilizou-se um tribômetro tipo pino sobre disco do fabricante CSM modelo TRB em interface com o Software Tribex. Durante o ensaio realizou-se o desgaste ao longo de uma distância linear de 100 m com velocidade linear constante de 0,1 m/s e carregamento de 5N utilizando esfera de alumina de 6 mm de diâmetro. Fez-se então duas trilhas para cada amostra, com raios de 7 e 14 mm respectivamente.

Por fim, realizou-se as análises dos desgastes através do levantamento topográfico utilizando um perfilômetro ótico sem contato 3D *Talysurf CCI - Lite* do fabricante Taylor Hobson, de modo a quantificar o desgaste para ambas as trilhas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

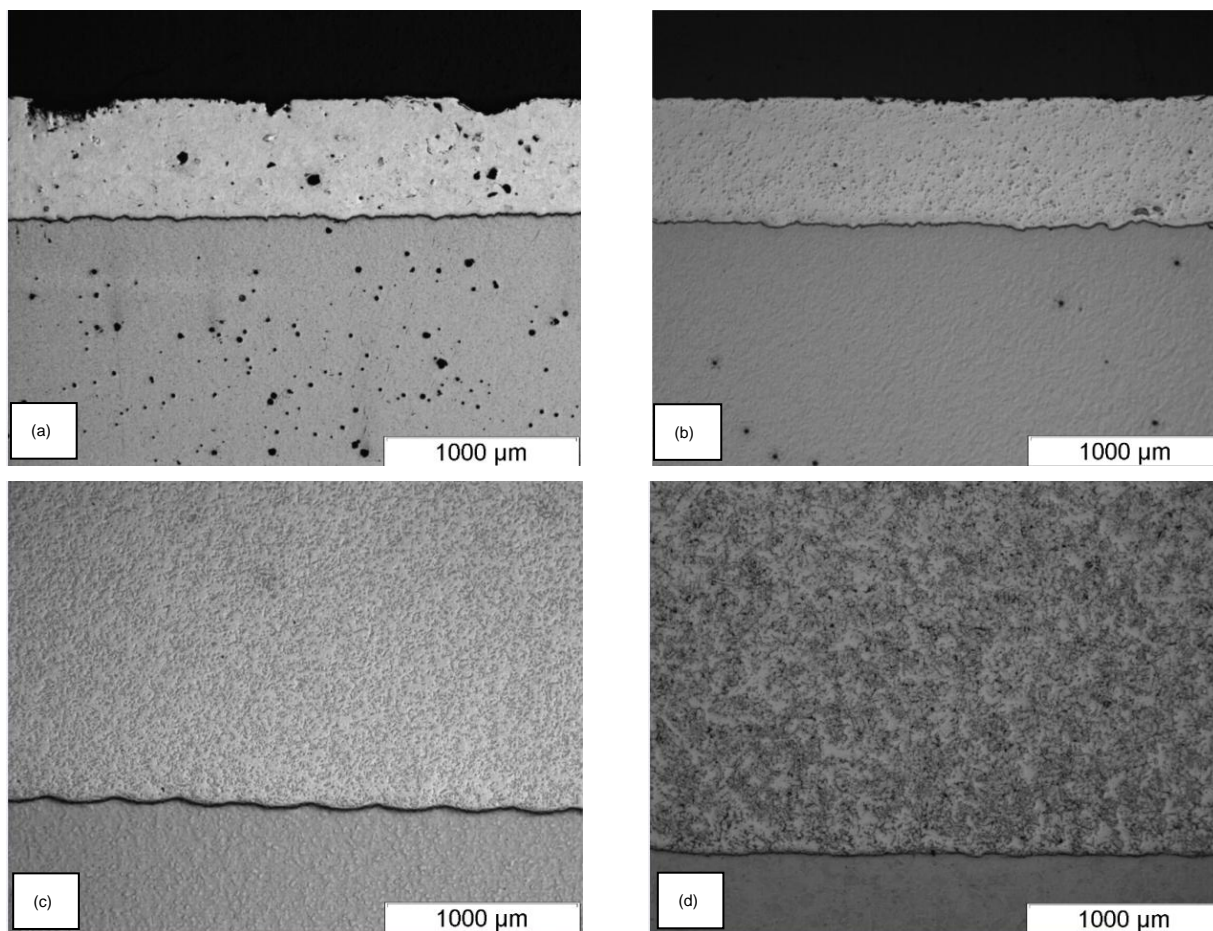
Realizou-se a medição da espessura das camadas aspergidas, possibilitando conhecer a taxa de deposição por passe, conforme ilustra a Tab.III.

**Tabela III. Espessura média dos revestimentos para cada processo**

Amostra	Espessura (µm)	n° de Passes	Espessura/ Passe (µm)
ASP	455,0 ± 2,0	8	56,9 ± 0,5
FS	656,28 ± 2,0	4	164,1 ± 0,5

A morfologia geral dos revestimentos, analisada a partir das imagens obtidas por microscopia ótica pode ser observada na Figura 1.





**Figura 1: Morfologia geral dos revestimentos, ASP (a), FS (b), Centrifugação (c) e Gravidade (d).**

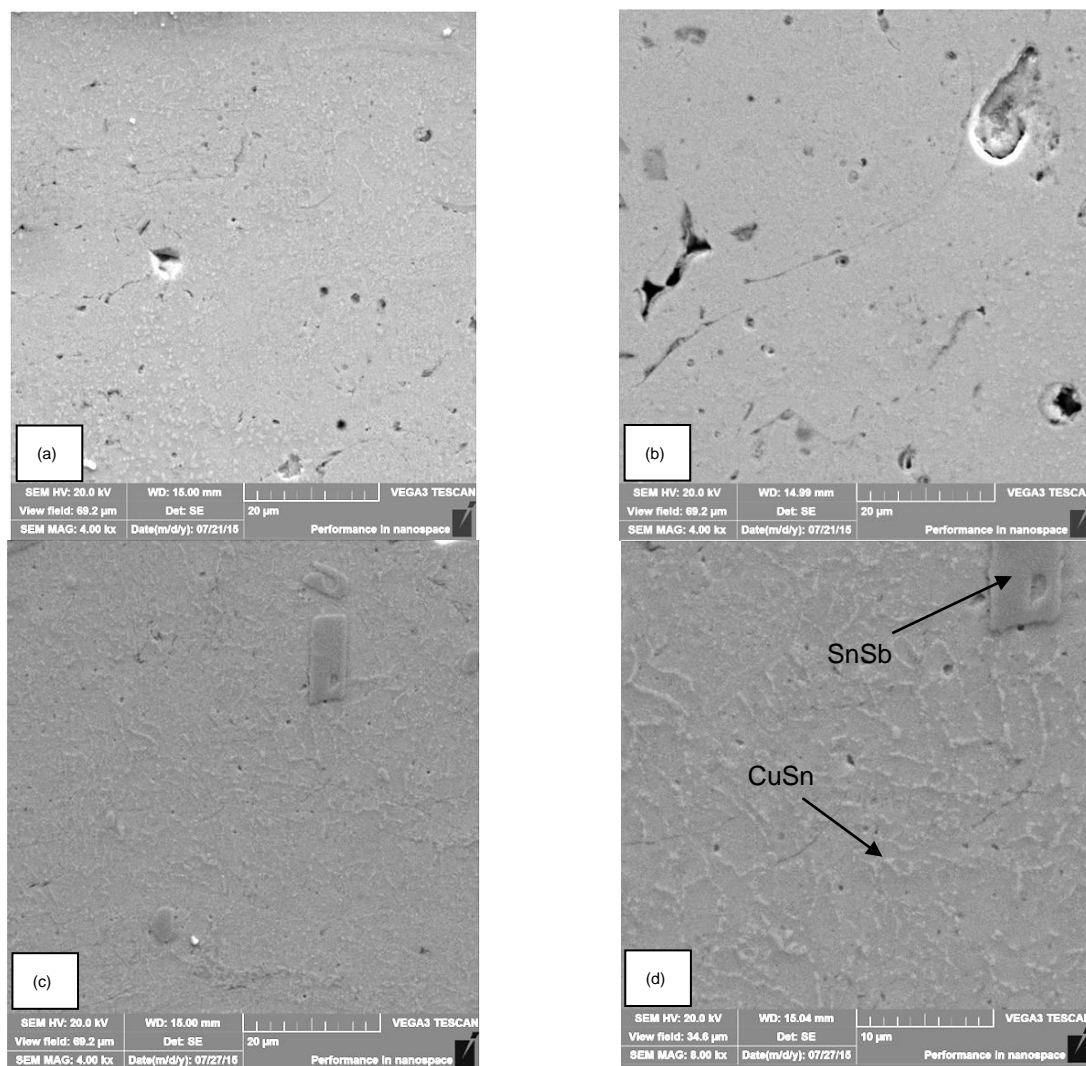
Segundo Sturgeon *et al.* (2003), revestimentos de metal patente depositados por aspersão térmica, tendem a apresentar maior porosidade em comparação aos métodos convencionais de deposição, entretanto observou-se que os revestimentos depositados no presente trabalho apresentaram níveis de porosidade muito próximos aos obtidos por gravidade, por exemplo, Tab. IV.

As microestruturas obtidas pelos processos de aspersão são muito semelhantes entre si, onde o revestimento ASP apresenta maior porosidade. Estas características já foram observadas por Sturgeon *et al.* (2006), onde o maior aporte térmico empregado neste processo está diretamente relacionado com a maior porcentagem em área de poros e o maior teor de óxidos formados no revestimento. Esta característica é decorrente principalmente da maior temperatura gerada no processo ASP, em relação ao processo FS (Paredes, 2002). A Tab. IV apresenta os valores médios, provenientes das medições de porosidade.

**Tabela IV. Percentual de porosidade em área dos revestimentos**

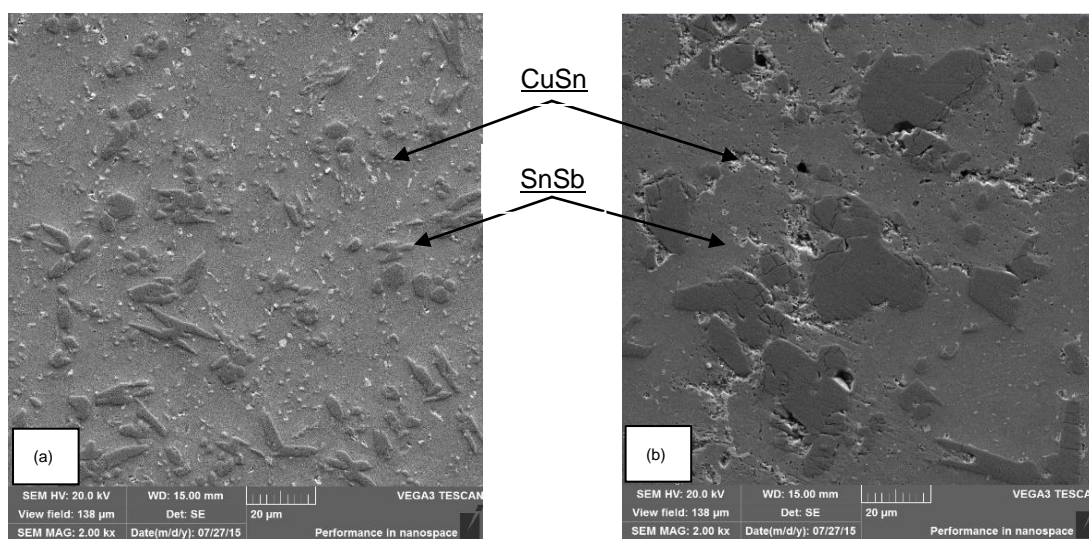
Amostra	ASP	FS	Grav.	Centr.
Porosidade (%)	$3,8 \pm 0,9$	$2,3 \pm 0,7$	$2,1 \pm 0,2$	$< 1,0$

Na Figura 2 é possível observar a formação dos poros, bem como das lamelas do revestimento depositado por ASP, (a) e (b), assim como a presença de precipitados de CuSn e SnSb. A presença destes precipitados foi confirmada em ensaios de DRX e EDS. Observa-se também a maior porosidade do revestimento ASP que o FS, resultado já observado por (Alcover Junior, 2015).



**Figura 2: Micrografia da amostra depositada por aspersão térmica ASP, com aumento de 2000 x (a), 4000 x (b), e FS, com aumento de 2000 x (c), e 4000 x (d).**

Verificou-se também que o revestimento obtido por gravidade (d) apresentou uma microestrutura mais grosseira que por centrifugação (c), além de apresentar uma maior porosidade, Figura 3. Os revestimentos depositados por processos convencionais são ligeiramente mais densos que os obtidos por aspersão térmica. É possível verificar por meio das imagens obtidas por MEV que a microestrutura dos revestimentos aspergidos é muito mais refinada que das ligas depositadas comercialmente, devido provavelmente à maior taxa de resfriamento proveniente do processo. Sendo que no revestimento mais denso, depositado pelo processo FS, identifica-se com maior facilidade os compostos SnSb em formato retangular, e as agulhas de CuSn, imersos na matriz de Sn.



**Figura 3: Micrografia dos revestimentos depositados por centrifugação (a), e por gravidade (b), obtidas por MEV, com aumento de 1000 x (Alcover Junior, 2015).**

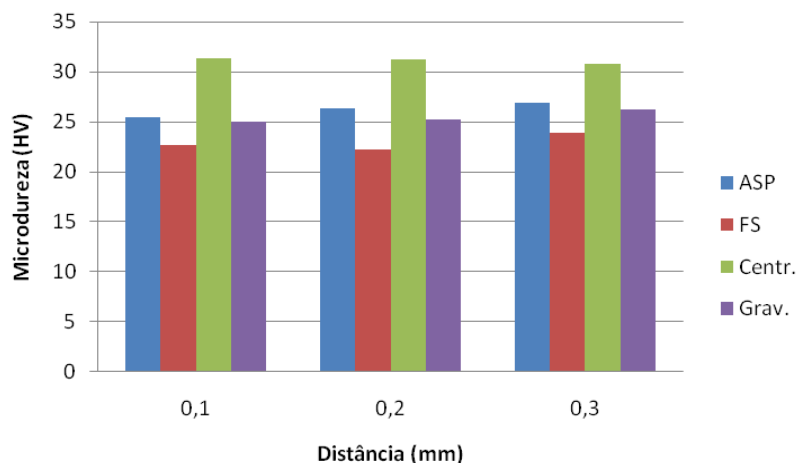
Ligas de *Babbitt* obtidas pelo processo convencional são caracterizadas normalmente por agulhas finas e quebradiças provenientes da formação de compostos de CuSn, e por compostos intermetálicos formados por SnSb no formato geralmente de cubos imersos em uma matriz mole de Sn, conforme já verificado por Sturgeon *et al.* (2003). Comparativamente as amostras aspergidas termicamente não geraram as fases CuSn e SnSb na mesma proporção e tamanho, provavelmente em virtude da elevada taxa de resfriamento.

Na análise de composição química por microscopia eletrônica de varredura por meio do método de espectrometria de energia dispersiva, EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) verifica-se a composição química obtida para as amostras, Tab V.

**Tabela V. Composição química das amostras (%)**

Elemento	Sn	Sb	Cu	O	Ni	Outros
ASP	84,9	7,3	4,7	2,6	0,3	0,2
FS	85,1	7,7	3,3	3,5	0,2	0,2

Os ensaios de microdureza indicaram que o processo ASP detém de dureza ligeiramente superior ao FS. Evidencia-se que a amostra obtida pelo processo de centrifugação apresentou dureza superior às demais, devido à tendência de formação dos compostos intermetálicos CuSn em maior quantidade e à maior densidade proveniente da ação da força centrífuga, compilando os resultados observado por Hernández *et al.* (2011). Revestimentos obtidos por gravidade apresentam precipitados maiores, quando comparados aos revestimentos obtidos por centrifugação, apresentando propriedades inferiores de dureza. A Fig. 4 ilustra os dados de microdureza.



**Figura 4: Microdureza das amostras das ligas de Sn depositadas por diferentes processos.**

As amostras aspergidas revelam valores inferiores de dureza, devido principalmente à menor formação de precipitados CuSn, sendo o processo FS o que apresentou menor dureza, devido provavelmente à maior taxa de resfriamento característica do processo ASP, assim como devido à maior formação de óxidos.

Após ensaios de desgaste pino sobre disco avaliou-se as pistas de desgaste por Perfilometria Ótica, Figura 5. Deve-se ressaltar que não foi possível realizar este ensaio em amostras obtidas por centrifugação, pois não é possível produzir amostras planas. Observa-se nas imagens obtidas por perfilometria ótica, que na amostra obtida por Gravidade (e, f) e ASP (a, b) observou-se a formação de trilhas de desgaste com elevada oscilação. Na amostra depositada por gravidade, esta oscilação foi acompanhada por extensa deformação plástica nas laterais da pista de rolamento. Na amostra FS (c) e (d) o desgaste ocorreu de maneira uniforme, sem vibrações com menor profundidade de desgaste, na ordem de 8  $\mu\text{m}$ , já na amostra ASP a amplitude foi de aproximadamente 25  $\mu\text{m}$  havendo vibração e pequena quantidade de deformação plástica lateral. A amostra depositada por gravidade apresentou a maior amplitude de desgaste, aproximadamente 50  $\mu\text{m}$  e a vibração ocorreu de maneira acentuada, quando comparada às demais, devido principalmente ao desgaste elevado, e ao amassamento do material, semelhante ao observado por Zhang *et al.* (2014).



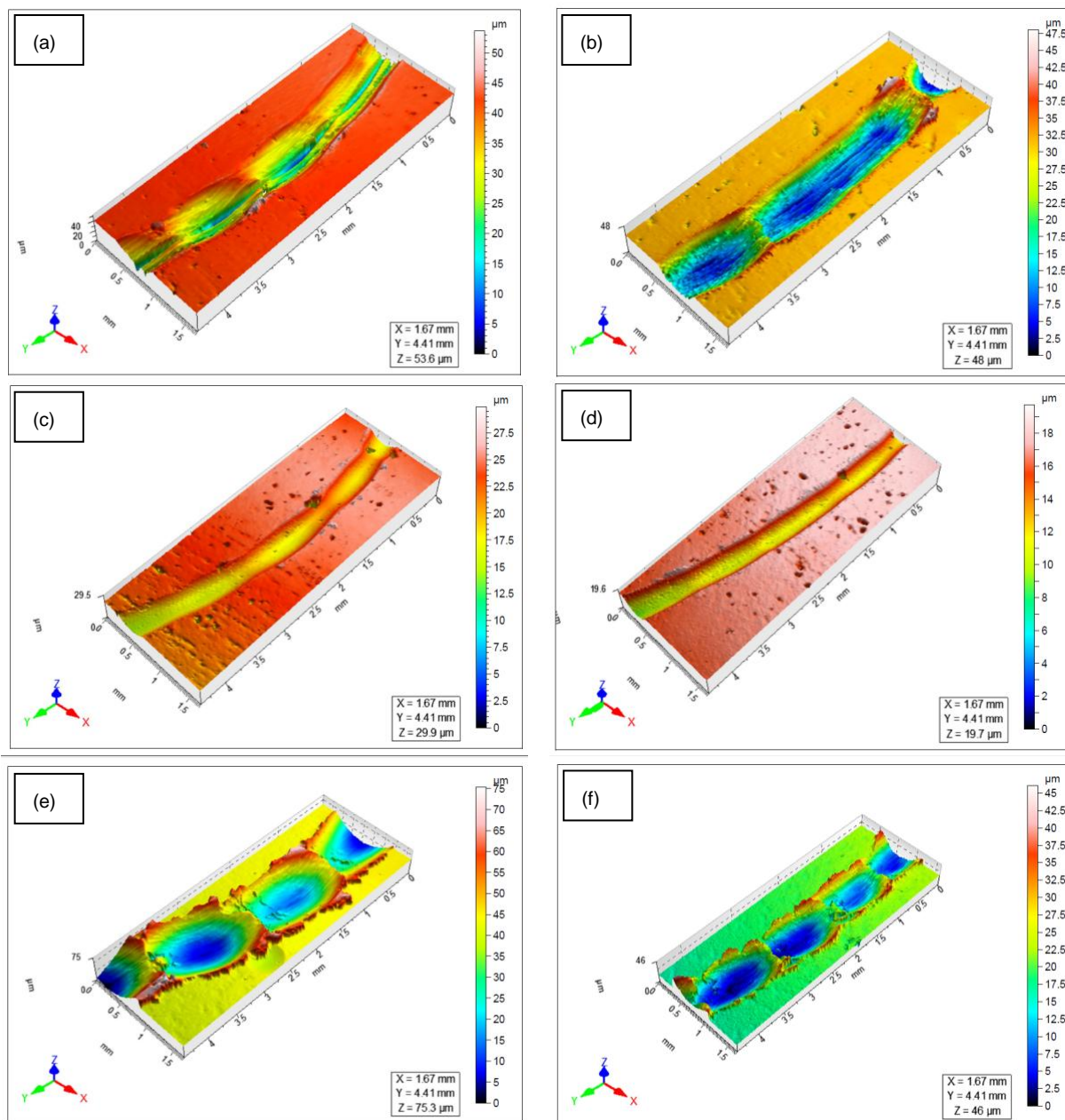


Figura 5: Trilhas de desgaste interna e externa, (a) e (b) ASP, (c) e (d) FS e, (e) e (f) Gravidade.

#### 4. CONCLUSÕES

Os revestimentos termicamente aspergidos mostraram-se eficientes, assim como viáveis, de modo que os percentuais de porosidade encontrados em ambos atendem à norma ABNT (NBR 4378-1/2011). As amostras FS apresentaram menor porosidade, em comparação com as amostras ASP, assim como a formação de precipitados ligeiramente maiores. Nos ensaios de microdureza verificou-se a maior dureza da amostra obtida por centrifugação, em virtude do maior teor de precipitados e menor porosidade. No que diz respeito aos microconstituintes formados, pode-se verificar que a amostra ASP e FS apresentaram microestrutura mais refinada que as demais, devido à maior taxa de resfriamento. As análises de tribologia pelo ensaio de pino sobre disco permitiram concluir que as amostras aspergidas termicamente apresentaram maior resistência ao desgaste e com menor deformação plástica e vibração, com destaque para o revestimento aspergido por chama FS.

## 5. REFERÊNCIAS

- Alcover Junior, P. R. C., Pukasiewicz, A. G. M., “Estudo da Viabilidade da Aspersão Térmica Arco Elétrico na Deposição de Metal Patente em Mancais de Deslizamento”, Congresso Nacional de Soldagem, Salvador, BA, Brazil, 12-15 Oct. 2015.
- Asm Metals Handbook. “Friction, lubrication and wear technology”. v.18, 1746 p., Ohio, 1992.
- ASTM E384-11e1, “*Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*”, ASTM International, West Conshoncken, PA, 2011.
- ASTM G99 – 04, “*Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*”, ASTM International, West Conshoncken, PA, 2004.
- Capra, A. R., “Desenvolvimento de intermetálicos Fe/Al através de aspersão térmica e tratamento posterior” Curitiba 2005, Dissertação de Mestrado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 133p.
- Duarte Jr, D. Tribologia, lubrificação e mancais de deslizamento. Rio de Janeiro: Editora Ciência Moderna Ltda., 2005.
- Hernández, A. A.; Pothekin, B., A.; Castellanos, L., M.; Khristolyubov, A., S. “Propriedades especiales del babbitt b-83, obtenido por el método de fundición turbulento” 9th Latin American and Caribbean Conference for Engineering and Technology, Medellín, Colombia, 3-5 August 2011.
- Higgins, R. A., “Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia” São Paulo: DIFEL, 1982.
- Klaas, L. S. “Estudo da viabilidade de obtenção de metal patente por metalurgia do pó e comparação do desgaste com liga fundida e bronze sinterizado” Joinville 2013, Dissertação de mestrado, Departamento de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, 93p.
- Marrocco, L.C.T. Driver, S.T. Harris, D.G. McCartney, “Microstructure and properties of thermal sprayed Al-Sn based alloys for plain bearing applications” Proceedings of the International Thermal Spray Conference and Exposition (ITSC), May 15-18, 2006.
- Paredes, R. S. C.; Procopiak, L. A.; “Otimização dos reparos de turbinas através da pesquisa em novos processos e materiais de soldagem”, Projeto otimização, Curitiba: Lactec 2002, p.19, Relatório técnico.
- Pawlowski, L. “The science and engineering of thermal spray coatings”, 2nd Ed. England: John Wiley & Sons, Ltd, Chichester, 2008.
- Pukasiewicz, A. G. M. “Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP”, Curitiba 2008, Engineering Doctor Thesis, Departamento de Pós Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná, 173p.
- Sturgeon, A. J.; Perrin, C.; McCartney, D., G.; “Development of thermal sprayed plain bearings for automotive engine applications”, Surface Engineering & Tribology for Future Engine and Drivelines, IMechE, London, UK, 12-14 July 2006.
- Sturgeon, A. J.; Reignier, C.; Laing, I.; Perrin, C. “Development of HVOF sprayed aluminium alloy engine bearings”, International Thermal Spray Conference & Exposition, Orlando, FL, USA, 5-8 May 2003.
- Zeren, A.; Feyzullahoglu, E.; Zeren, M. “A study on tribological behaviour of tin-based bearing material in dry sliding”, Materials & Design, v. 28, n. 1, p. 318-323, 2007.
- Zhang, H.; Zhang, D. Y.; Hua, M.; Dong, G. N.; Chin, K. S. “A Study on the Tribological Behavior of Surface Texturing on Babbitt Alloy under Mixed or Starved Lubrication”, Tribol Lett. 305-315, 2014.

## MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF BABBITT ALLOY DEPOSITED BY THERMAL SPRAY

Paulo Roberto Campos Alcover Junior, [alcover\\_jr@hotmail.com](mailto:alcover_jr@hotmail.com)<sup>1</sup>

Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, [anderson@utfpr.edu.br](mailto:anderson@utfpr.edu.br)<sup>1</sup>

Gabriel Medeiros Bozza, [bozzagabriel@gmail.com](mailto:bozzagabriel@gmail.com)<sup>2</sup>

Ricardo Diego Torres, [ricardo.torres@pucpr.br](mailto:ricardo.torres@pucpr.br)<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Paraná Federal Technology University - UTFPR, Campus Ponta Grossa, Av. Monteiro Lobato s/a, Km 04

<sup>2</sup>Pontifical Catholic University of Paraná – PUC – PR - Rua Imaculada Conceição, 1155 – Prado Velho – Curitiba-PR

***Abstract:** White Metal Alloys are largely employed on sliding purposes, being composed of tin or lead. These offer advantages due to the low friction coefficient, high ductility and high tenacity, which throughout the operation absorb the energy generated by the rolling movement of the shaft, as well as the shock waves from the system's fluctuations, offering the system a longer lifespan and reliability. In this work, we evaluated the mechanical and tribological properties of the coatings resulting from thermal spray process in comparison to conventional casting methods, via characterization of the formed microstructure, microconstituents, chemical composition, microhardness and sliding properties. Thermal Spray showed itself as advantageous, mainly due to the high cooling rates reached with the process, therefore resulting in a more refined microstructure, with less sliding wear.*

***Keywords:** Babbitt Alloy, Thermal Spray, Tribology.*