

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

RODRIGO METZ GABRIEL PAES

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC
OBTIDOS PELO PROCESSO DE PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO

CURITIBA

2015

RODRIGO METZ GABRIEL PAES

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC
OBTIDOS PELO PROCESSO DE PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica do Curso de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Adriano Scheid

CURITIBA
2015

P126m

Paes, Rodrigo Metz Gabriel

Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrWC obtidos pelo processo de plasma com arco transferido/ Rodrigo Metz Gabriel Paes. – Curitiba, 2015.

73 f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2015.

Orientador: Adriano Scheid .

Bibliografia: p. 65-69.

1. Jato de plasma. 2. Cobalto - Ligas. 3. Revestimentos de metal. I. Universidade Federal do Paraná. II.Scheid, Adriano. III. Título.

CDD: 671.53

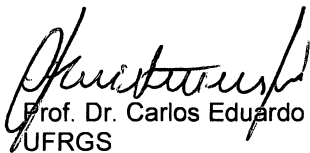
TERMO DE APROVAÇÃO

RODRIGO METZ GABRIEL PAES

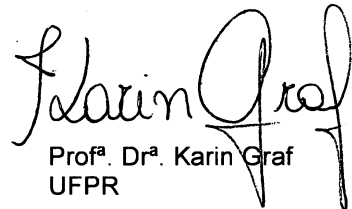
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC
OBTIDOS PELO PROCESSO DE PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO

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

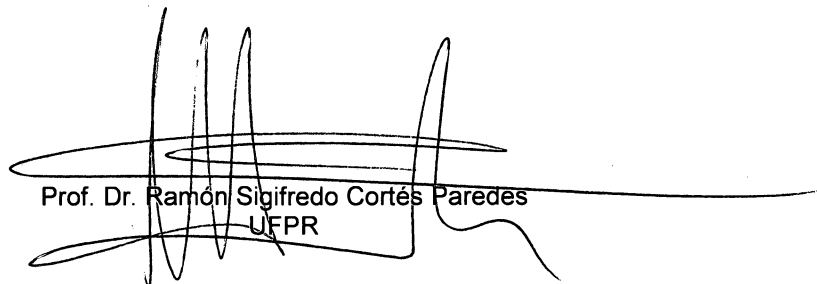
Banca Examinadora:



Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski
UFRGS



Prof^a. Dr^a. Karin Graf
UFPR



Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes
UFPR

Curitiba, 22 de maio de 2015.

À minha esposa Salete de Paula,
À meus pais José Gabriel Paes e Sirlei Metz pelo
apoio e amor incondicional, e a todos os brasileiros
que, devido aos seus altos impostos pagos,
pude realizar esse mestrado de forma “gratuita”.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por me conceder saúde, sabedoria, paz para com que dedicação e humildade eu possa chegar aonde sempre quis estar.

À minha mãe e meu pai que sempre trabalharam e trabalham duro debaixo de sol e chuva, são exemplos a ser seguidos de dignidade, humildade força de vontade e amor. Aos meus irmãos por todo o apoio e amor concedido.

Ao meu amigo, colega, professor e orientador, Prof. Dr. Adriano Scheid, exemplo de profissional a ser seguido pois é objetivo, focado e determinado, e mesmo nos momentos mais difíceis sempre veio com soluções não deixando que a moral caísse. Obrigado por acreditar na minha capacidade e confiar esse trabalho a minha pessoa, claro que sem o seu apoio esse trabalho não teria a mesma contribuição técnica e científica.

À minha amiga Prof(a). Karin Graf por me apoiar e incentivar na condução desse trabalho e também por suas contribuições valiosas no desenvolvimento dessa dissertação.

Ao Colega Dérik Werner Fagundes, por nos ajudar nos depósitos do PTA ao LAMATS e a Prof(a): Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira por disponibilizar a infraestrutura dos laboratórios.

A todos os colegas da Universidade Federal do Paraná que de uma forma ou outra me apoiaram. Ao Departamento de Física, pois passamos algumas horas fazendo difrações de raios-X e ao Centro de Microscopia Eletrônica da UFPR.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PG-MEC) da Universidade Federal do Paraná pela oportunidade, em especial ao secretário do programa Sr. Marcio Brandani Tenório que trabalha, no mínimo, por dois.

A mente que se abre a uma nova idéia
jamais voltará ao seu tamanho original

Albert Einstein

RESUMO

Ligas de cobalto são largamente aplicadas em componentes que operam em condições agressivas envolvendo desgaste, corrosão e elevadas temperaturas. As ligas deste grupo são conhecidas por seu excelente desempenho quando sujeitas a ambientes agressivos, que podem atuar individual ou sinergicamente. São amplamente aplicadas na forma de produtos fundidos e na forma de revestimentos obtidos por soldagem. O processamento de revestimentos pela técnica de plasma com arco transferido (PTA) vem sendo estudado para a obtenção de revestimentos com diversas vantagens sobre os processos de soldagem convencionais. O sistema de ligas endurecidas por carbonetos (CoCrWC), conhecido como da família “Stellite”, apresenta notável soldabilidade e facilidade de fabricação, entretanto, mostra desafios quanto ao processamento decorrentes da interação com o substrato (a ser revestido), o que leva à modificação das propriedades dos revestimentos obtidos e, conseqüentemente, no seu desempenho. Desta forma, o objetivo deste trabalho foi o de avaliar revestimentos da liga CoCrWC (Stellite #6) processados por PTA sobre substrato de aço inoxidável AISI 316L para cinco diferentes níveis de corrente de deposição: 100, 120, 150, 180 e 200 A. O impacto das condições de deposição sobre os revestimentos foi avaliado inicialmente a partir da geometria dos cordões e da diluição. A caracterização dos revestimentos foi realizada por microscopia ótica, laser Confocal e eletrônica de varredura e difração de raios-X. O desempenho foi avaliado por meio da determinação da dureza Vickers e da taxa de perda de massa em ensaios de desgaste abrasivo por deslizamento do tipo pino sobre disco. Observou-se que a diluição aumentou com a corrente de deposição, variando entre 11,8 a 56,6 %. Os revestimentos apresentaram uma microestrutura de solidificação hipoeutética, contendo dendritas de solução sólida em cobalto e estrutura interdendrítica com carbonetos eutéticos lamelares. A dureza foi fortemente influenciada pela condição de deposição, mostrando variação entre 492 e 310 HV_{0,5}. A maior corrente de deposição induziu a elevação na taxa de perda de massa em desgaste, em decorrência da redução da fração de carbonetos e redução das soluções sólidas em cobalto (diluição) e formação de estrutura dendrítica com maior espaçamento de braços dendríticos (DAS).

Palavras-chave: Plasma com Arco Transferido (PTA). Liga de Cobalto. CoCrWc. Relação Microestrutura-Propriedades.

ABSTRACT

Co-based alloys are largely applied to produce components which operate under aggressive environments involving wear in different conditions, corrosion and high temperature. This alloy group is known because their excellent performance, right associated to that failure mode mentioned. The alloys are utilized as cast products and welded coatings. Many researchers have been investigating Plasma Transferred Arc (PTA) as a way to produce coatings with better features when compared to other welding processes. CoCrWC alloys strengthened by carbides, known as stellite family, show high weldability and is easy to produce, although, there are many processing challenges when considering the interaction between alloy and substrate steel to be coated, which induce chemical composition modification and, therefore properties and performance properties change. This work aims to evaluate CoCrWC alloy coatings (Stellite #6) by PTA on AISI 316L steel substrate for five different deposition current levels: 100, 120, 150, 180 e 200 A. The deposition parameters impact on tracks geometry and dilution was firstly evaluated. Characterization was carried out by optical, laser Confocal and scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis. Performance was measured throughout Vickers hardness and mass loss rate by way of pin-on-disc sliding wear tests. Dilution increased linearly with deposition current, ranging from 11,8 and 56,6 %. Coatings developed hypoeutectic solidification microstructure, composed by Cobalt solid solution dendrites and interdendritic region composed by lamellar eutectic carbides. Hardness was deeply altered by deposition current, ranging from 492 to 310 HV_{0,5}. Higher deposition current induced higher wear mass loss rate, as a result of the lower carbide fraction and cobalt solid solution alloying and also due to the higher dendrite arm spacing (DAS).

Keywords: Plasma Transferred Arc (PTA). Cobalt-based Alloy. CoCrWC. Relation Microstructure-Properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Estrutura típica da Sellite 6 com ampliação de 1000x estrutura.....	23
Figura 2 - Componentes do sistema de deposição por PTA.....	27
Figura 3 - Desenho esquemático de uma tocha de PTA.....	29
Figura 4 - Diluição vs Corrente de soldagem em diferentes vazões de pó e de gás de plasma.....	31
Figura 5 - Marcação e corte do substrato durante a preparação para a deposição por PTA.....	33
Figura 6 - Substratos com a superfície preparada por lixamento para a deposição.....	34
Figura 7 - Fluxograma experimental adotado para a avaliação dos revestimentos de liga CoCrWC.....	35
Figura 8 - Desenho esquemático mostrando a localização dos corpos de prova adotados para a caracterização da geometria dos cordões e da microestrutura.....	36
Figura 9 - Esquema mostrando os parâmetros geométricos avaliados para os cordões.....	36
Figura 10 - Esquema mostrando o parâmetro escolhido para avaliar o grau de refino (espaçamento de braços dendríticos ou DAS).....	37
Figura 11 - Esquema mostrando a região utilizada para a análise da microestrutura dos revestimentos.....	38
Figura 12 - Esquema mostrando a metodologia e localização das medidas de dureza vickers nos revestimentos.....	39
Figura 13 - Fotografia mostrando o equipamento utilizado nos ensaios de desgaste tipo pino sobre disco.....	40
Figura 14 - Macrografia dos cordões em seção transversal, microscopia ótica.....	41
Figura 15 - Relação entre a corrente de deposição e a largura dos cordões.....	43
Figura 16 - Relação entre a corrente de deposição e a espessura de reforço...	44

Figura 17 - Relação entre a corrente de deposição e o ângulo de molhamento.....	44
Figura 18 - Variação da diluição com a corrente de deposição (A).....	45
Figura 19 - Comparação dos difratogramas de raios x para as condições de deposição avaliadas.....	46
Figura 20 - Microestrutura dos revestimentos depositados com correntes de 100 A.....	47
Figura 21 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 120 A.....	47
Figura 22 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 150 A.....	48
Figura 23 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 180 A.....	48
Figura 24 - Microestrutura dos revestimentos depositados com correntes de 200 A.....	48
Figura 25 - Mricroestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 100 A.....	49
Figura 26 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 120 A.....	50
Figura 27 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 150 A.....	50
Figura 28 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 180 A.....	50
Figura 29 - Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 200 A.....	50
Figura 30 - Fração da microestrutura correspondente à região interdendrítica eutética.....	51
Figura 31 - Fração de carbonetos de cromo dos revestimentos.....	52
Figura 32 - Fração de carbonetos de tungstênio dos revestimentos.....	52

Figura 33 - Fração total de carbonetos versus corrente de deposição.....	53
Figura 34 - Distribuição dos principais elementos de liga (Cr e W) e do teor de ferro nas dedritas de solução sólida em cobalto.....	55
Figura 35 - Espaçamento de braços dendríticos da estrutura dos revestimentos.....	56
Figura 36 - Dureza dos revestimentos CoCrWC por PTA.....	57
Figura 37 - Dureza média dos revestimentos CoCrWC por PTA.....	57
Figura 38 - Curvas de desgaste para os revestimentos da liga Stellite #6.....	59
Figura 39 - Comparativo dos coeficientes de desgaste para os revestimentos da liga Stellite #6 sobre AISI 316L.....	60
Figura 40 - Ilustração das diferenças entre (a) abrasão a dois corpos, (b) abrasão a três corpos e (c) erosão.....	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Composição nominal e propriedades físicas da liga Stellite 6.....	22
Tabela 2 -	Especificação de composição química para o aço SAE/AISI 316L..	25
Tabela 3 -	Parâmetros de deposição utilizados para a produção dos revestimentos CoCrWC.....	33
Tabela 4 -	Composição química da liga utilizada e do substrato revestido.....	35
Tabela 5 -	Características geométricas dos cordões obtidos para a deposição da liga CoCrWC.....	42
Tabela 6 -	Distribuição de elementos nas diferentes fases por EDS.....	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society Materials
CFC	Cúbica de Face Centrada
Co	Elemento Químico Cobalto
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
HV	Dureza Vickers
I(A)	Unidade de intensidade de corrente elétrica o Ampère
S _i	Elemento Químico Silício
S#6	Liga Stellite #6
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mo	Elemento Químico Molibdênio
N ₂	Elemento Químico Nitrogênio
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i> (Soldagem a Arco Plasma)
PTA	Plasma a Arco Transferido : processo de soldagem a plasma
Ta	Elemento Químico Tântalo
Ti	Elemento Químico Titânio
TIG	Tungsten inert <i>gas</i> – processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e gás
UFPR	Universidade Federal do Paraná
UNS	<i>Unified Numbering System</i> (Sistema de Numeração Unificado)
W	Elemento Químico Tungstênio
Zr	Elemento Químico Zircônio
ZTA	Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	16
2	OBJETIVOS.....	18
2.1	OBJETIVO GERAL.....	18
2.2	OBJETIVO GERAL ESPECÍFICOS.....	18
3	REVISÃO BIBLIGRÁFICA.....	19
3.1	COBALTO.....	19
3.2	LIGAS COM FASES LAVES.....	21
3.3	LIGAS COM CARBONETOS.....	21
3.3.1	A liga Stellite 6.....	22
3.3.2	Substrato a ser Revestido.....	23
3.3.3	Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L.....	24
3.4	O PROCESSO DE PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO (PTA).....	26
3.4.1	Histórico.....	26
3.4.2	Componentes de um sistema PTA.....	27
3.4.3	A Tocha do PTA.....	28
3.5	INFLUÊNCIA DA CORRENTE SOBRE A DILUIÇÃO E SUAS PROPRIEDADES.....	29
3.5.1	Parâmetros do Processo PTA.....	29
3.5.2	Vazão dos Gases no Processo PTA.....	30
3.5.3	Alimentação de Material em Pó.....	30
3.5.4	Gases do Processo PTA.....	32
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	33
4.1	PRODUÇÃO DOS REVESTIMENTOS.....	33
4.2	MATERIAIS.....	34
4.3	FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL.....	35

4.4	CARACTERIZAÇÃO DA DILUIÇÃO E GEOMETRIA DOS CORDÕES.....	36
4.5	CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA.....	37
4.6	AVALIAÇÃO DA DUREZA E DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRAVISO.....	37
4.7	TÉCNICAS ADOTADAS PARA A AVALIAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO.....	38
4.7.1	Introdução.....	38
4.7.2	Análise Metalográfica.....	38
4.7.3	Dureza Vickers.....	39
4.7.4	Análises por Difração de Raios-X.....	39
4.7.5	Desgaste Abrasivo Tipo Pino Sobre Disco.....	39
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	41
5.1	INTRODUÇÃO.....	41
5.2	GEOMETRIA DOS CORDÕES.....	41
5.3	MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS.....	46
5.4	PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS.....	56
6	CONCLUSÃO.....	61
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTURO.....	63
	REFERÊNCIAS.....	65
	APÊNDICE A.....	70
	APÊNDICE B.....	71

1 INTRODUÇÃO

A aplicação de revestimentos em componentes para a obtenção de melhores propriedades superficiais é uma prática amplamente adotada na engenharia de superfícies. Estes revestimentos podem ter diversas finalidades, como proteção contra a corrosão, redução da taxa de desgaste ou mesmo resistência a ambientes mais agressivos de operação com diversos fatores envolvidos simultaneamente. Várias são as técnicas utilizadas para a produção destes revestimentos, incluindo processos mecânicos como o “cladding” ou cladeamento (ex. por colaminação de chapas), por aspensão térmica ou ainda por diversos processos de soldagem.

O desenvolvimento da engenharia de superfícies apresenta um grande interesse para diversos segmentos industriais, como: siderurgia, indústria química e petroquímica, celulose e papel e indústria de alimentos entre outros. Componentes frequentemente estão sujeitos a ambientes extremamente complexos de operação, expostos a processos que levam à falha ou degradação a partir de desgaste, corrosão, corrosão-desgaste, corrosão-fadiga, corrosão sob-tensão, dentre muitos outros. Um excelente exemplo de ambiente complexo de operação é encontrado na indústria de galvanização por imersão a quente. Dentro do pote de galvanização, buchas de rolos-guia operam imersas em liga líquida de galvanização e estão sujeitas, simultaneamente, a desgaste, a temperaturas entre (460 - 600⁰C) e corrosão em metal líquido.

Neste contexto, uma opção atrativa para a proteção de componentes é a técnica de deposição de revestimentos metálicos por plasma com arco transferido (PTA). Nesta técnica, o material de adição apresenta-se na forma de pó atomizado (partículas da liga de interesse) com granulometria controlada. O pó cai por gravidade e é arrastado por fluxo de gás a partir de um sifão (reservatório de pó) e abastece uma tocha, passando pelo plasma existente entre o eletrodo e o substrato de aço a ser revestido. Desta forma, o pó atomizado funde junto com o substrato formando o revestimento sobre o substrato.

As características superiores dos depósitos obtidos por este processo, quando comparado a outros processos de soldagem, têm sido atribuídas à utilização do material de adição na forma de pó. Neste processo, a baixa energia entregue ao

substrato possibilita a obtenção de revestimentos com baixa distorção, reduzida porosidade e diluição que pode ser controlada tão baixa quanto na faixa entre 5 e 15 %, controle da microestrutura formada, flexibilidade da composição química do revestimento aplicado e homogeneidade das propriedades dos depósitos obtidos.

Tendo em vista o interesse no desenvolvimento de componentes revestidos com superligas de cobalto, o objetivo geral deste trabalho foi estudar o efeito das condições de processamento sobre revestimentos CoCrWC obtidos por PTA sobre substrato de aço inoxidável AISI 316L. Buscou-se determinar a influência da corrente de deposição sobre a geometria dos cordões, grau de interação com o substrato (diluição), microestrutura e fases formadas. O impacto das diferenças observadas sobre a dureza e o desempenho em desgaste dos revestimentos foi avaliado.

Para tal, a liga CoCrWC (Stellite #6) foi depositada por PTA sobre substrato de aço AISI 316L utilizando-se cinco diferentes níveis de corrente de deposição: 100, 120, 150, 180 e 200 A. Os revestimentos foram produzidos a partir de cordões únicos e caracterizados quanto à geometria e diluição desenvolvida. O efeito da corrente de deposição sobre a microestrutura foi avaliado a partir de microscopia ótica, laser Confocal e eletrônica de varredura e análises por difração de raios X. Ao final, as diferenças foram correlacionadas com o desempenho, a partir de ensaios de dureza e de desgaste por deslizamento pela determinação da taxa de perda de massa.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho foi estudar o efeito da corrente de deposição sobre as características e propriedades mecânicas dos revestimentos CoCrWC (Stellite #6) obtidos por PTA sobre substrato de aço AISI 316L.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho teve como objetivos específicos:

- a) Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a geometria dos cordões e diluição para a liga CoCrWC (Stellite #6).
- b) Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a microestrutura da liga CoCrWC.
- c) Determinar como a microestrutura desenvolvida influencia a dureza dos revestimentos processados por PTA.
- d) Determinar a influência da microestrutura sobre a dureza e resistência ao desgaste dos revestimentos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 COBALTO

O Cobalto é um elemento de peso atômico 58,93 o ferro 55,85 e o níquel 58,69 na tabela periódica, apresentando propriedades similares a estes dois metais da família de transição ferro e cobalto. Uma vez que o raio atômico do ferro é de 0,124nm e o do cobalto é de 0,125nm, camada de valência 2+ para ambos e a tempera de fusão do ferro 1.538⁰C e a do cobalto de 1.495⁰C, o que facilita muito a solução solida entre os dois elementos. Com densidade de 8,85Kg/m, coeficiente de expansão térmica 69,0 W/m.K e módulo de elasticidade (210000MPa), as ligas de cobalto mostram valores muito próximos aos do ferro e níquel. Os três são ferromagnéticos, mas a temperatura de Curie (1123⁰C) é significativamente maior que a do ferro (770⁰C) ou níquel (358⁰C). A estrutura cristalina, propriedades químicas e mecânicas diferem suficientemente a ponto de conferir espaço comercial por si só ao cobalto (ASM, 1992, BROOKS, C.R.,1992).

As ligas à base de cobalto podem ser genericamente descritas como resistentes ao desgaste, à corrosão e a altas temperaturas. Muitas de suas propriedades se devem à natureza cristalográfica do cobalto, além do efeito do aumento da dureza e da resistência ao desgaste que pode ser obtida por solução sólida com o cromo, tungstênio e molibdênio, formação de carbonetos metálicos, fases intermetálicas e pela resistência à corrosão conferida pelo cromo.

Segundo CROOK (1992), a aplicação mais comum das ligas de Cobalto está voltada à resistência ao desgaste. Em aplicações onde há calor envolvido, o Cobalto pode entra como elemento de liga adicional em ligas a base de Níquel.

O Número de ligas à base de cobalto disponível é mais limitado do que o de ligas à base de níquel. Nota-se que a maioria das ligas à base de cobalto apresenta teores de cromo em torno de 20 – 30%, (ASM, 1992) e pouco ou nenhum alumínio ou titânio. Nas ligas a base de cobalto, um número grande de carbonetos pode ser formado, dependendo da composição química da liga e da sua velocidade de

resfriamento durante a solidificação. A composição química pode ser ajustada para favorecer a distribuição e estabilidade dos carbonetos, visando melhores propriedades como, por exemplo, resistência à fluência (ASM, 1992).

De acordo com (SULLIVAN et al.1970) e (WU et al.1994), as propriedades que conferem as características de resistência ao desgaste em altas temperaturas são a baixa energia de falha de empilhamento (EFE), a elevada temperatura de recristalização, e a estrutura CFC metaestável. A baixa EFE deixa as discordâncias parciais mais separadas, o que dificulta os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento (que ocorrem na fluência). Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste (SULLIVAN et al., 1970 e ZUM GAHR, 1987).

O Cobalto encontra diversas aplicações, tais como:

- Materiais magnéticos permanentes e macios
- Superligas de resistência à fluência a alta temperatura
- Revestimento duro e ligas resistentes ao desgaste
- Ligas resistentes à corrosão
- Aços rápidos e aços ferramenta
- Materiais para ferramentas a base de cobalto (compósitos)
- Ligas de resistência elétrica
- Coeficiente de expansão especial e constante
- Materiais biocompatíveis, para uso como implantes ortopédicos ou materiais dentários.

3.2 LIGAS COM FASES LAVES

Ligas que apresentam estruturas topologicamente compactas como as fases de Laves apresentam esta como principal fase que promove o endurecimento e conferem resistência ao desgaste abrasivo. As fases intermetálicas devem ser controladas porque por um lado elevam a resistência ao desgaste e por outro lado trazem a fragilização à liga (SCHEID, 2010, SCHEID, 2011). Incluem-se neste grupo as ligas resistentes ao desgaste da família Tribaloy como, por exemplo, as ligas Tribaloy T400 e Tribaloy T800, onde os elementos molibdênio e silício são adicionados em níveis maiores que o limite de solubilidade com o intuito de produzir a precipitação de uma fase dura, chamada de fase de Laves (CoMoSi ou $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$). O carbono é mantido tão baixo quanto possível para evitar a formação de Carbonetos (ASM, 1992).

Devido à grande quantidade da fase intermetálica de Laves (35-70 do volume), a sua presença dita as propriedades do material (SCHEID, 2013). É reconhecido que o efeito da composição da matriz sobre as propriedades mecânicas do material é menor nestas ligas se comparada às ligas de cobalto com carbonetos (tipo Stellite). Entretanto, segundo SCHEID, 2013, a interação com o substrato afeta significativamente a resistência ao desgaste deste grupo de ligas.

3.3 LIGAS COM CARBONETOS

A partir da análise da relação entre os diâmetros atômicos para o cobalto e seus elementos de liga e, adicionalmente, sua solubilidade, surgem alguns elementos promissores para o efeito de endurecimento por solução sólida em ligas Co-Cr, como o molibdênio e o tungstênio (ASM, 1992).

Nas ligas de cobalto, um grande número de carbonetos pode ser formado dependendo dos elementos de liga presentes, que são adicionados a fim de conferir adequada distribuição e estabilidade aos mesmos. Carbonetos M_7C_3 e M_3C_2 são raramente encontrados e, quando presentes, se decompõe com a temperatura, afetando a estabilidade em alta temperatura.

A presença de cromo leva à formação de $M_{23}C_6$, que são os carbonetos mais encontrados nas ligas de cobalto. A adição de Zr, Ti, Nb e Ta promove a formação de carbonetos M_7C_3 e MC, e adições de Mo e W favorecem a formação de carbonetos do tipo M_6C (ASM 2004).

(ANTOSZCZYSZYN, et. al.2014) e (RAFAEL,et.al 2012) relataram a formação de carbonetos do tipo MC e M_7C_3 , respectivamente, em estudos realizados sobre a deposição de superligas por PTA sobre aços.

3.3.1 A liga Stellite 6

A liga a base de cobalto CoCrWC comercialmente chamada de Stellite 6 é largamente utilizada como material para a fabricação de buchas que suportam rolos guia e estabilizador na indústria da galvanização, assim como na indústria petroquímica devido a sua elevada resistência ao desgaste e à corrosão (SCHEID, 2010, SCHEID, 2012, ZHANG, 2002, ZHANG, 2005). São aplicadas no revestimento de pás de turbinas hidráulicas sujeitas à cavitação, já que, nessa condição, a liga apresenta uma excelente resistência a este mecanismo de desgaste-fadiga (SIMS, C.T, 1987). A liga Stellite 6 apresenta, adicionalmente, excelente acabamento de cordões depositados pelo processo PTA, boa molhabilidade ao substrato, facilitando a produção de revestimentos. A tabela 1 apresenta a composição nominal e propriedades da liga stellite 6.

Tabela 1 - Composição nominal e propriedades físicas da liga Stellite 6.

Composição Química – wt%					Características		
Co	%Cr	%W	%C	Outros	Dureza	Densidade	Temperatura de fusão (°C)
Bal.	27-32	4-6	0,9-1,4	Ni, Fe, Si, Mn, Mo	400-490HV	8.46 g/cm ³	1.285 – 1.395

A liga Stellite 6 apresenta uma estrutura tipicamente hipoeutética composta por carbonetos complexos dispersos com uma matriz dúctil Cobalto-Cromo, onde os pontos mais claros são carbonetos de tungstênio, figura 1 (Apêndice B).

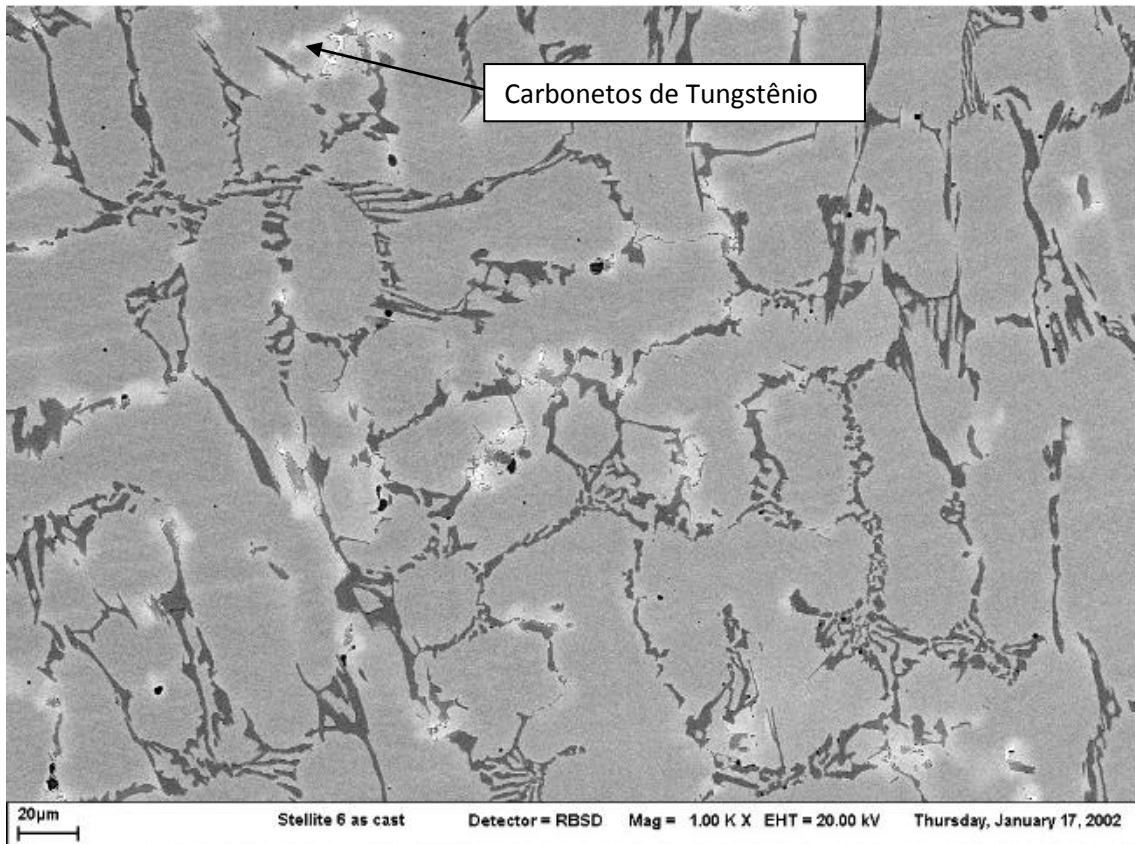


Figura 1 – Estrutura típica da Sellite 6 com ampliação de 1000x estrutura.

Esta microestrutura proporciona excepcional resistência ao desgaste com os carbonetos duros proporcionando desgaste por deslizamento e resistência à abrasão e a matriz de Co-Cr proporcionando a resistência à cavitação, erosão e corrosão. A principal desvantagem da estrutura fundida é o aparecimento dos carbonetos frágeis na forma de uma rede contínua (ASM, 1992).

3.3.2 Substrato a ser Revestido

Largamente utilizados na engenharia, os aços são escolhidos devido ao baixo custo, a facilidade de obtenção, a disponibilidade e a possibilidade de ampla variação da resistência mecânica, obtidos por meio da mudança na composição química e adequado processamento termomecânico e por meio de tratamentos térmicos.

Neste trabalho, revestimentos foram produzidos sobre substrato de aço inoxidável AISI 316L (apesar do custo relativo não tão baixo). Entretanto, estes aços são largamente utilizados na indústria de galvanização, de processamento de alimentos, do Petróleo, dentre outras e demandam a proteção da superfície. Considerando a composição química do substrato, as características dos revestimentos devem ser afetadas de forma significativa em decorrência da diluição.

Outro aspecto relacionado ao substrato e que influencia as características dos revestimentos depositados é a condutividade térmica. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam baixa condutividade térmica (24,9 J/m²sK), o que deve implicar em aumento da diluição (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014). Assim, considerando um determinado aporte térmico, aços de menor condutividade térmica devem apresentar maior aquecimento durante o processamento dos revestimentos, acentuando os níveis de interação (diluição).

Neste trabalho, a discussão está voltada para o efeito da composição química do substrato sobre as características dos revestimentos. Não foram discutidas as alterações que ocorrem na interface dos revestimentos com os substratos nem mesmo as alterações ocorridas na microestrutura do substrato na zona termicamente afetada (ZTA). Mesmo assim, um breve descritivo do substrato é apresentado a seguir.

3.3.3 Aço Inoxidável Austenítico AISI 316L

O aço inoxidável austenítico encontra aplicação onde há necessidade de melhor desempenho frente à corrosão. Por seu custo mais elevado, a aplicação deve ser analisada com critério. Ainda assim, um desempenho superior pode ser requerido, por exemplo, quando houver necessidade de associar a resistência à corrosão e ao desgaste, o que justifica a aplicação de revestimentos de superligas em determinadas regiões de um componente mecânico.

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas com teor de Cromo acima de 11 % em peso. Existem diversas séries dentro desta classe, classificadas de forma geral de acordo com a microestrutura à temperatura ambiente. A série de aços inoxidáveis austeníticos apresenta microestrutura austenítica (FCC) em temperatura ambiente. A

estrutura é obtida pela adição de elementos estabilizadores da austenita, como: Manganês, Nitrogênio e Níquel (WOLFART JUNIOR, 2002).

A principal propriedade desta série (300) de aços é a disponibilização do Cromo para a formação de uma película de óxidos que promovem a redução da taxa de corrosão, o que é assegurada pela manutenção do teor de carbono baixo. Quando o teor de Carbono é elevado, a formação de carbonetos de Cromo pode levar à redução do desempenho quanto à corrosão além de causar, muitas vezes, outros fenômenos que degradam o material, como a “Sensitização” (WOLFART JUNIOR, 2002).

Na série 300, o teor de Níquel está na faixa de 3,5 a 37%, enquanto o teor de Cromo está na faixa de 15 a 26%. O Manganês normalmente é de 2,00% e os teores de Fósforo e Enxofre encontram-se desde 0,04 a 0,20% e 0,03 a 0,15%, respectivamente. Esta série pode apresentar elementos como: Molibdênio, Cobre, Titânio, Nióbio, Tântalo e Nitrogênio. As principais aplicações do aço AISI 316L envolvem a resistência à corrosão em componentes que requerem a fabricação por conformação mecânica (por sua elevada ductilidade). Neste projeto, o substrato utilizado para revestimento foi o aço inoxidável AISI 316L, normalmente utilizado na indústria de galvanização para componentes de pote de processamento de chapas, que operam imersos em liga líquida de galvanização, tabela 2.

Tabela 2 – Especificação de composição química para o aço SAE/AISI 316l

SUBSTRATO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO (% EM PESO)								
	C_{máx.}	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
AISI 316L	0,03	2,0	0,75	0,045	0,03	16 - 18	10 - 14	2 - 3	0,1

FONTE: SAE J405 (1998)

3.4 O PROCESSO DE PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO (PTA)

3.4.1 Histórico

O processo PTA foi apresentado publicamente no início da década de 60 e apresenta a Union Carbide Co como empresa criadora. A empresa demonstrou o processo na 42ª Reunião Anual da sociedade americana de soldagem (AWS), o qual foi patenteado em 03/11/1961, sob a denominação “Procedimento e Aparato para Aporte de Pó Metálico, Depositado e Soldado com Plasma de Arco Transferido” conforme (GONÇALVES, 2013).

Porém, segundo (Sun e Huang 1998), a criação do processo remete à década de 50 e sua comercialização ocorreu apenas nos anos 60. É provável que essa fonte tenha se baseado na primeira patente de tocha Plasma, de 1953. Já no Japão, a empresa Daido Steel foi quem obteve a patente do processo PTA, em 1973, denominado por esta companhia de Plasma Powder Welding, PPW. As primeiras aplicações envolveram revestimentos soldados de alta qualidade na indústria nuclear. A partir de então, o processo se difundiu amplamente, conforme relatos de (Dultra e Silva 2012).

A designação mais usada é PTA (Plasma Transferred Arc – plasma com arco transferido), provavelmente advinda de uma abreviação não criteriosa da denominação supracitada “Procedimento e Aparato para Aporte de Pó Metálico, Depositado e Soldado com Plasma de Arco Transferido”. Pode-se encontrar a denominação PTA-P para o mesmo processo o (P) advém do pó. A razão para isto reside em uma tentativa de melhor distinguir o processo de seu similar, o PAW (Plasma Arc Welding), visto que este, na maioria absoluta de suas aplicações, este também opera com arco transferido. Ou seja, o nome PTA (Plasma Transferred Arc) não promove, absolutamente, distinção entre o processo conhecido como tal e o PAW, com ou sem material de adição. Esta distinção deve ocorrer, pois, apesar da similaridade construtiva dos processos PAW e PTA, suas aplicações e parametrização são diferentes (GONÇALVES, 2013).

O principal aspecto a ser lembrado é o próprio resultado esperado de cada um: enquanto o PAW surgiu como evolução do TIG exatamente para fornecer maior

constricção do arco e, com isso, maior penetração, para o PTA, as aplicações são fundamentalmente para a deposição de revestimento, nas quais baixa diluição, e baixa penetração é

requerida e, sendo assim sua parametrização, conjuntamente com o metal de adição, convergem no sentido de esperar os resultados apresentados por (Dultra e Silva 2012).

3.4.2 Componentes de um sistema PTA

O processo PTA (pó) pode ser explicado por meio de suas partes constituintes. A fonte de calor utilizada no processo é um plasma térmico, que assume um perfil de temperaturas consideravelmente altas, para o qual se atribuem diferentes valores de temperatura média, por exemplo, aprox. 16700°C (Dultra e Silva). Para controlar essa energia, adequando-a ao processo PTA-P, é necessária uma fonte de corrente para o arco principal e uma fonte de corrente para o arco piloto ou arco não transferido, com ignitor de alta frequência para sua ignição e uma tocha de soldagem refrigerada. Para viabilizar a adição de material, é necessário um aparato para armazenagem e alimentação do pó, além dos gases do processo e seus respectivos reguladores ou controladores. A figura 2 ilustra os componentes do sistema.



Figura 2 – Componentes do sistema de deposição por PTA: 1 – Fonte de energia ou de soldagem, 2 – Unidade de refrigeração, 3 – Painel de controle, 4 – Reservatório de pós, 5 – Tocha PTA, 6 – Cilindro de gás de argônio

3.4.3 A Tocha do PTA

Devido a uma grande gama de aplicações industriais possíveis do plasma, não temos um desenho único para a tocha que atenda todas as necessidades industriais, (Dutra e Silva 2012). Uma tocha plasma industrial é um aparato eletroquímico e térmico capaz de transformar energia elétrica em energia térmica, (Vardelle e Fauchais 1997). Segundo (Marconi 2002), as perdas máximas de energia térmica da ordem de 20% para o sistema de refrigeração, e a finalidade essencial do projeto da tocha é produzir um arco estável e perfeitamente centralizado.

O ângulo de injeção de pó afeta a forma do arco. Em alguns trabalhos, é sugerido que o arco é cilíndrico. (Diaz 2005) relata que o arco, originalmente cilíndrico, passa a ter forma de um cone truncado, quando os jatos de gás de arraste convergem antes da peça a ser revestida. Além disso, (Hongying 2002) introduz o conceito de ponto focal da injeção de pó, que é a localização na qual os diversos jatos de injeção de material se interseccionam, sob o bico constritor, independentemente do tipo de tocha. Quanto a essa característica, as tochas podem ser classificadas em três tipos: injeção externa, injeção interna e injeção central de pó.

A injeção externa de pó é a mais difundida comercialmente. Ela se caracteriza pelo fato de os orifícios injetores se encontrarem na superfície inferior do bico constritor. Dessa maneira, o material aportado viaja por determinado tempo fora do arco até adentrar o mesmo. O ponto focal será determinado pelo ângulo dos orifícios injetores em relação ao eixo do arco elétrico e pela distância dos primeiros ao segundo, figura 3.

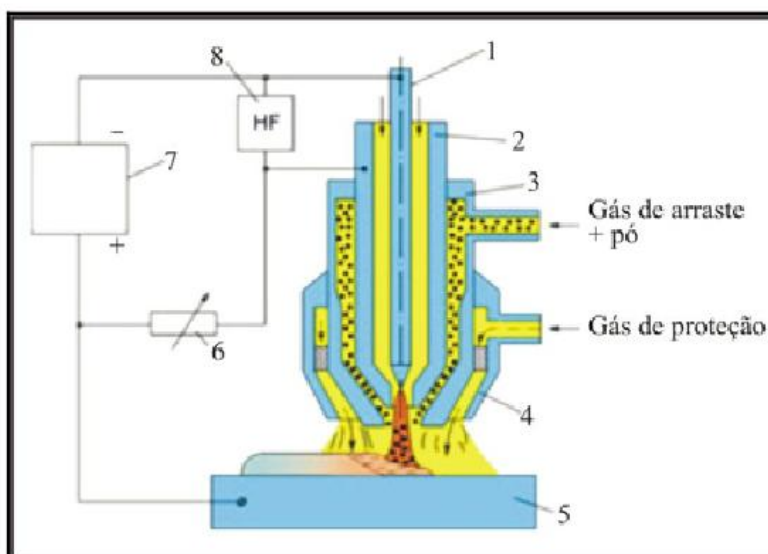


Figura 3 – Desenho esquemático de uma tocha de PTA 1- Eletrodo de tungstênio, 2- Bocal do orifício, 3- Condutor de pó, 4- Bocal do gás de proteção, 5- Substrato ou material base, 6- Circuito do arco piloto, 7- Circuito do arco principal, 8- gerador de alta frequência para início do arco piloto

3.5 INFLUÊNCIA DA CORRENTE SOBRE A DILUIÇÃO E SUAS PROPRIEDADES

3.5.1 Parâmetros do Processo PTA

A potência do arco principal e o calor aportado à peça dependem fortemente da corrente do arco principal. Os defeitos de soldagem advêm essencialmente de irregularidades no calor aportado à poça e à peça fundida, ou seja, dependem da corrente. O trabalho menciona que correntes muito baixas acarretam em falta de fusão nas laterais do cordão e, por outro lado, correntes altas causam excesso de diluição. (MARCONI 2002) mostra uma relação direta entre o aporte térmico à peça e a corrente do arco principal, medido por calorímetro.

O efeito da corrente excessivamente elevada é citado por HUANG, que relata a tendência à formação de trincas, o que pode ser resolvido por oscilação da tocha de soldagem outro efeito nocivo seria a vaporização do pó, que ocorre devido a alta taxa de energia imposta fazendo com que o pó se vaporize e conseqüente redução do rendimento de deposição, informação reforçada por (DEUIS et al 1998).

O valor ótimo de corrente, segundo (DEUIS et al 1998), deve ser a menor possível que resulte em máxima taxa de fusão de pó (e sua adequada deposição) para determinada taxa de alimentação. Um valor menor que este, seria insuficiente para fundir o pó ou a peça e, nesse caso, haveria falha na formação do cordão.

Estas premissas estão de acordo com as de (ZHAO et al 2002) quanto à formação de aglomerados de partículas não incorporadas à poça, devido a molhabilidade insuficiente. Segundo (BOND et al 2005), valores de corrente do arco principal demasiadamente altas (cerca de 250 A) causam maior oxidação sobre o cordão, redução da dureza, devida à maior diluição, e correntes demasiadamente baixas (cerca de 70 A) causam descontinuidades no cordão de solda. Conforme BOND et al 2005 fazem referência à influência da intensidade de corrente no tamanho dos agregados de pó que agem como nucleantes na solidificação.

3.5.2 Vazão dos Gases no Processo PTA

(HUANG, et. al 1998) relata que o aumento de vazão de gás de plasma resulta em maior rigidez do arco, mas o excesso traz maior penetração acompanhada de prejuízo ao acabamento superficial. Já a maior velocidade do jato de plasma gera maior turbulência, causando menor eficiência do gás de proteção, irregularidade no transporte do pó, poros e inclusão de óxidos, segundo DEUIS et al, 1998.

O aumento da vazão de gás de plasma induz maior calor transferido à peça e maior eficiência térmica e maior diluição. (MARCONI E MARCONI), 2005 indicam que a densidade de potência é principalmente dependente da vazão de gás de plasma.

Neste trabalho, foram adotados valores de vazão de gás conforme trabalhos realizados anteriormente para o processamento de superligas por PTA (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014, SCHEID, 2010, SCHEID, 2012, SCHEID, 2013).

3.5.3 Alimentação de Material em Pó

(MATSUDA et al, 1990) relataram que um aumento na vazão de pó constringe e refrigera a coluna do arco, surgindo o efeito trilha térmica, resultando em maior profundidade, devido à maior temperatura e velocidade do plasma. Este mesmo efeito causa maior agitação da poça, expulsando gases e reduzindo porosidade.

Nos aços, quanto maior a taxa de alimentação de pó ao arco vai resultar em menor diluição segundo, conforme relatos de (DIAZ et al, 2005). Segundo (MILLIGAN E NARASINHAM, 1999), a poça tem um efeito isolante térmico entre o

arco e o substrato, pois no PTA, o arco se concentra sobre a poça e não sobre o material sólido, a maior quantidade de pó alimentado retira mais calor da poça ao se incorporar a ela.

Já (MARCONI E MARCONI, 2005), têm outro ponto de vista sobre essa correlação: quanto maior a taxa de alimentação de pó, maior corrente do arco principal requerida e maior a diluição. A figura 4 apresenta a correlação entre a diluição e a corrente do arco principal, sob diferentes condições de taxa de alimentação, quanto maior a corrente, maior a diluição.

Estudos mostram uma relação linear encontrada entre a corrente de deposição e a diluição ao substrato, considerando uma taxa de alimentação constante em volume (GONÇALVES, 2012, ANTOSZCZYSZYN, 2014), figura 4. O efeito da corrente de deposição sobre a diluição e características dos revestimentos é de interesse direto neste trabalho.

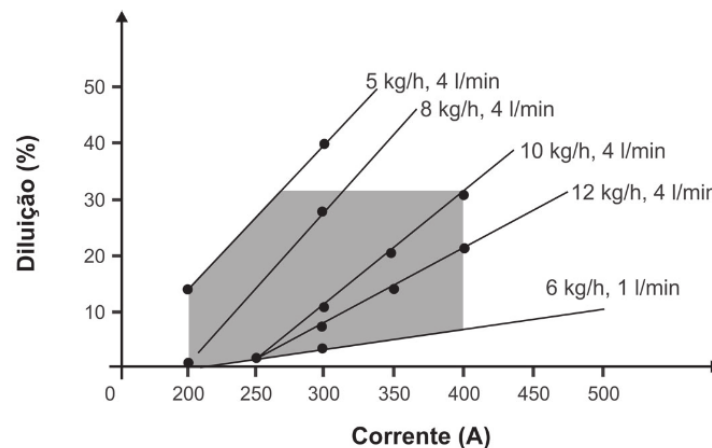


Figura 4. Diluição vs Corrente de soldagem em diferentes vazões de pó e de gás de plasma (hallen et al, 1980 e gonçalves, et al, 2012)

Conforme o gráfico acima pode verificar que na corrente de 300A o que interfere na diluição é a taxa de alimentação pois para 12kg/h com 4l/min a diluição é menor que para 10kg/h com 4l/min. O mesmo ocorre com a corrente de 200 A aonde a taxa de alimentação maior tem a menor diluição sendo ambas com o mesmo fluxo de gás de 4 l/m, a parte hachurada é a região aonde encontraremos a maior parte da diluição VS corrente.

3.5.4 Gases do Processo PTA

Para o processo de revestimento por soldagem PTA, são necessários três fluxos de gás: o gás do plasma, o gás de proteção e o gás de arraste do pó até a peça.

A escolha dos gases de mistura a ser utilizado no processo PTA deve levar em conta os materiais envolvidos e a tarefa a ser realizada. O gás de plasma deve ser inerte, sendo usualmente escolhido o Argônio (Ar). (TUR, 2007), recomenda a mistura Ar (60%) + He (40%) para proteger as superfícies inferiores à tocha.

Argônio e misturas de argônio e hidrogênio são comuns para o gás de proteção, (DEUIS, 1998). (MARCONI e MARCONI), 2005 reportam que uma porcentagem de 2% a 8% de H₂ é responsável por promover uma solda esteticamente mais limpa, devido à propriedade redutora deste gás. HUANG et al, 1998, sugere o uso de Argônio a fim de reduzir a perda de elementos de liga no depósito.

Como gás de arraste, o mais citado é Argônio, mas também se utilizam N₂, He e misturas de Argônio e H₂. Misturas com H₂ e He ou He puro são recomendadas quando melhor acabamento for desejado.

Neste trabalho, foi adotado Argônio como gás de processamento, tendo em vista os resultados positivos encontrados em trabalhos anteriores para ligas de Cobalto (SCHEID, 2010, SCHEID, 2012, SCHEID, 2013).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 PRODUÇÃO DOS REVESTIMENTOS

Revestimentos de liga CoCrWC foram depositados sobre substrato de aço inoxidável AISI 316L, a fim de avaliar o efeito da corrente de deposição, tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros de deposição utilizados para a produção dos revestimentos CoCrWC.

Parâmetro	Valor
Vazão do Gás de Plasma (l/min)	2
Vazão do Gás de Proteção (l/min)	15
Vazão do Transporte (l/min)	2
Corrente do Arco Principal (A)	100, 120, 150, 180, 200
Taxa de Alimentação	Constante em volume
Velocidade de Avanço (mm/min)	100
Distância Tocha / Substrato (mm)	10
Diâmetro do Eletrodo (mm)	3,125

Os revestimentos da liga CoCrWC foram produzidos por PTA sobre AISI 316L na forma de cordões únicos sobre chapas com dimensões de 100 mm x 100 mm x 12,5 mm, figura 5. Não foram adotados procedimentos de pré-aquecimento da chapa. Após a deposição de cordões com 100 mm de comprimento, o conjunto (chapa + revestimentos) resfriou ao ar.



Figura 5 – Marcação e corte do substrato durante a preparação para a deposição por PTA.

A liga de Cobalto Stellite #6 foi fornecida pela empresa Deloro-Stellite, na forma atomizada com tamanho de partícula entre 53 e 150 μm . Para a deposição, a liga atomizada foi levada à estufa para secagem por 24h. A superfície das chapas (substrato) foi preparada a partir de lixamento para remoção da oxidação superficial, que dificulta as deposições, prejudicando a abertura de arco elétrico e gerando defeitos nos cordões soldados, conforme mostra a figura 6.



Figura 6 – Substratos com a superfície preparada por lixamento para a deposição.

4.2 MATERIAIS

O substrato de aço AISI 316L foi escolhido por sua ampla utilização na engenharia e excelente resistência à corrosão. Por outro lado, a liga utilizada para produzir o revestimento foi adotada por sua capacidade de aliar resistência à corrosão e ao desgaste abrasivo. A composição dos materiais utilizados está conforme tabela 4

Tabela 4 – Composição química da liga utilizada e do substrato revestido.

Composição Certificada - Liga CoCrWC Atomizada									
Liga / Elemento	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
CoCrWC* (Stellite #6)	Bal.	27,9	4,7	0,2	1,3	1,8	2,1	1,2	0,4
Composição Certificada - Substrato Revestido									
Substrato	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Al
AISI 316L**	0,02	1,3	0,4	0,03	0,008	16,8	10,1	2,1	0,002

* Certificado Deloro-Stellite: 251123019.

**Certificado Acesita nº 66019, corrida do aço 4406981.

4.3 FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL

Os revestimentos foram caracterizados quanto à geometria dos cordões obtidos, diluição, microestrutura e fases formadas por difração de raios-X. Ensaios de dureza Vickers e de desgaste por deslizamento tipo pino sobre disco foram realizados, a fim de prever como o efeito da diluição com o substrato influencia o comportamento em serviço de revestimentos. A figura 7 mostra um fluxograma detalhando a metodologia aplicada.

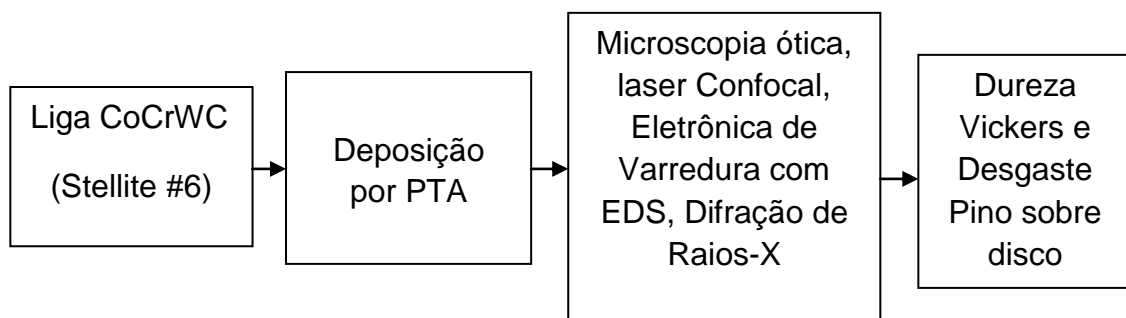


Figura 7 – Fluxograma experimental adotado para a avaliação dos revestimentos de liga CoCrWC.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DA DILUIÇÃO E GEOMETRIA DOS CORDÕES

A diluição foi calculada a partir da razão entre a área do substrato fundida e a área total fundida, medidas na seção transversal dos depósitos. As áreas foram medidas por meio de microscopia ótica realizada para três cordões diferentes, sendo apresentada a média encontrada. A extremidade dos cordões foi descartada em 20 mm de cada lado e a região central foi utilizada para as caracterizações deste trabalho, conforme figura 8.

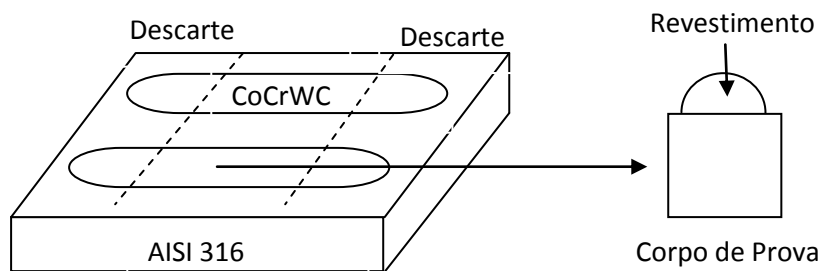


Figura 8 – Desenho esquemático mostrando a localização dos corpos de prova adotados para a caracterização da geometria dos cordões e da microestrutura.

A geometria dos cordões únicos produzidos foi avaliada e correlacionada à corrente de deposição, a fim de servir de referência para a produção de revestimentos de áreas. Foram determinados o ângulo de molhamento (θ), a largura (W) e a espessura de reforço (t), figura 9.

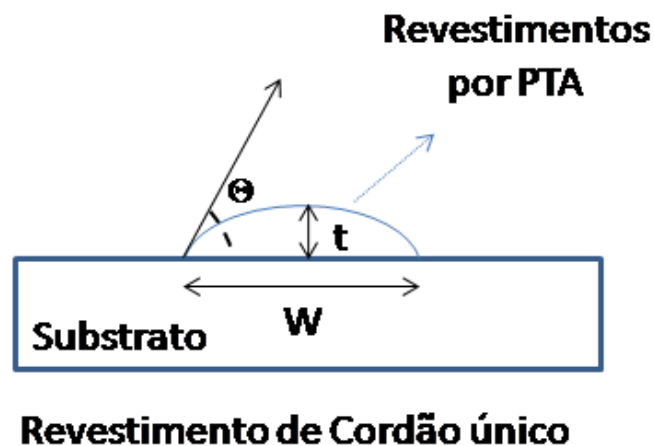


Figura 9 – Esquema mostrando os parâmetros geométricos avaliados para os cordões.

4.5 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA

Em seguida, os revestimentos foram analisados por microscopia laser Confocal e eletrônica de varredura com EDS (espectrometria por energia dispersiva) para a caracterização da microestrutura. A microestrutura foi caracterizada a partir da descrição da estrutura e quantificação de fases por análise de imagens (“Solutions Image Software” – SIS Olympus®). A medição do grau de refino pelo espaçamento de braços dendríticos (DAS) foi realizada, figura 10.



Figura 10 – Esquema mostrando o parâmetro escolhido para avaliar o grau de refino (espaçamento de braços dendríticos ou DAS).

O topo dos cordões foi preparado a partir de lixamento e polimento a fim de permitir a realização de análises por difração de raios X. Assim, as fases formadas nos revestimentos para as diferentes condições de deposição foram analisadas.

4.6 AVALIAÇÃO DA DUREZA E DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO

Ensaio de dureza Vickers com carga de 0,5 kgf foram utilizados para avaliar a uniformidade dos cordões obtidos e a influência da condição de deposição sobre esta propriedade. Adicionalmente, os revestimentos foram avaliados a partir de ensaios de desgaste por deslizamento tipo pino sobre disco, a fim de determinar a taxa de perda de massa e as diferenças de desempenho induzidas pelo processamento.

4.7 TÉCNICAS ADOTADAS PARA A AVALIAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO

4.7.1 Introdução

Neste subcapítulo serão descritas as principais técnicas utilizadas e as condições operacionais adotadas para cada uma.

4.7.2 Análise Metalográfica

Amostras foram preparadas a partir de procedimento metalográficos padrão de corte com intensa refrigeração, lixamento com granulometrias entre #220 e 1200 e polimento com pano de feltro e abrasivo alumina. Para a revelação da microestrutura dos revestimentos, as amostras foram submetidas a ataque eletrolítico com ácido oxálico saturado em água destilada. A microestrutura foi caracterizada a partir de microscopia laser Confocal e eletrônica de varredura na região central dos cordões, figura 11.

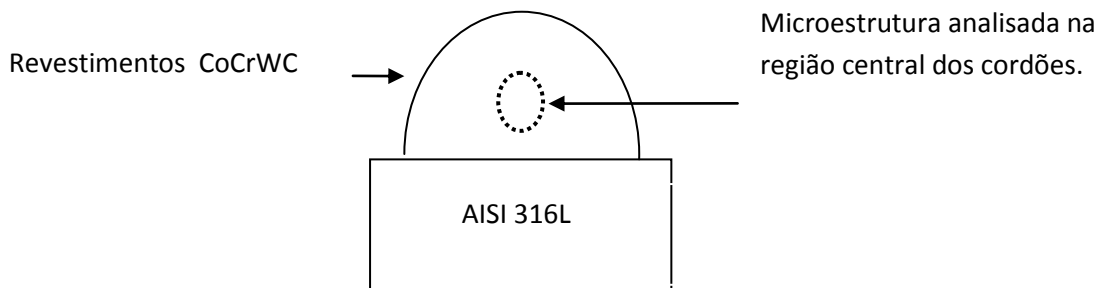


Figura 11 – Esquema mostrando a região utilizada para a análise da microestrutura dos revestimentos.

4.7.3 Dureza Vickers

Ensaio de dureza Vickers com carga de 0,5kgf foram realizados a fim de avaliar a uniformidade dos revestimentos (perfis de dureza) e o efeito do processamento sobre as propriedades em cada condição a partir da dureza média, figura 12.

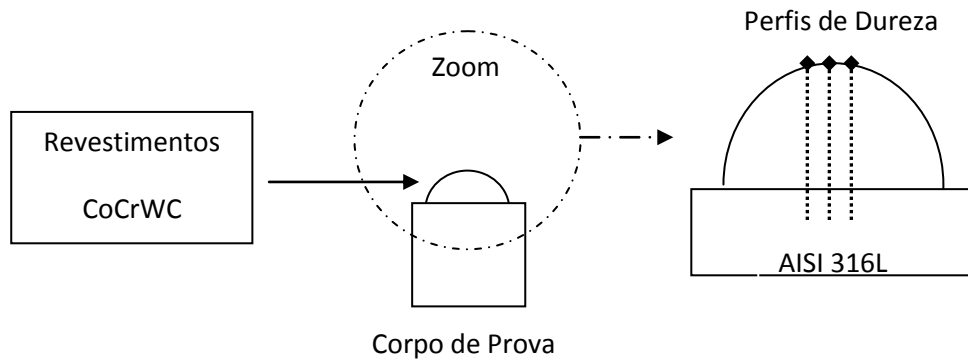


Figura 12 – Esquema mostrando a metodologia e localização das medidas de dureza vickers nos revestimentos.

4.7.4 Análises por Difração de Raios-X

Nesta pesquisa, a técnica de difração de raios-X foi utilizada para a identificação das fases formadas nas diversas condições de deposição. Foi utilizada radiação $K\text{-}\alpha$ Cu com varredura de 0 a 120° , com passo angular de $0,05^{\circ}$ e tempo de exposição por canal de 1 s. As análises foram realizadas em amostras dos revestimentos que tiveram a superfície preparada a partir de lixamento e polimento metalográfico do topo dos cordões.

4.7.5 Desgaste Abrasivo tipo Pino sobre Disco

Ensaio de desgaste por deslizamento tipo pino sobre disco (abrasão a dois corpos) sem lubrificação foi adotado para a avaliação comparativa do desempenho dos revestimentos. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente com carga de 0,5 kgf, deslizando os pinos em velocidade tangencial controlada de 1,5 m/s sobre uma contraface de papel abrasivo (lixa) com granulometria #220 colada sobre um disco de aço temperado com dureza de 60 HRC. Para a determinação da taxa de perda de massa, os pinos com dimensões de 4x4x10mm

foram pesados antes do ensaio e a cada 250 m percorridos sobre trilha de mesmo diâmetro, 200mm. Assim, os pinos tiveram o mesmo número de passagens pelo mesmo ponto, eliminando diferenças de comprimento de trilha ou de consumo do abrasivo da contraface, a parte do pino que esteve em contato com a lixa foi o cordão depositado da liga Stellite#6, esses pino foram confeccionados por eletroerosão. A cada reinício, nova lixa foi posicionada para ensaio. A figura 13 mostra uma fotografia do equipamento utilizado para as avaliações. Informações adicionais sobre desgaste pode ser encontrado no apêndice B desta dissertação.



Figura 13 – Fotografia mostrando o equipamento utilizado nos ensaios de desgaste tipo pino sobre disco.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 INTRODUÇÃO

Os resultados obtidos nesta pesquisa serão apresentados primeiramente em termos de geometria dos cordões, o que indica características associadas à produção prática de áreas revestidas. Em seguida, uma análise do efeito da corrente de deposição sobre a diluição, microestrutura e fases formadas será apresentada. Ao final, apresentar-se-a a correlação entre a microestrutura obtida, a dureza e a resistência ao desgaste dos revestimentos.

5.2 GEOMETRIA DOS CORDÕES

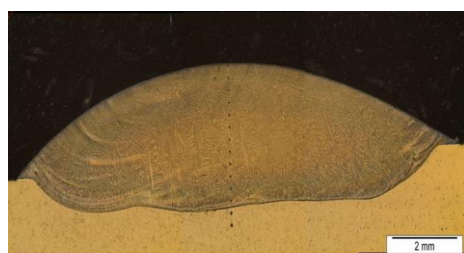
A análise macrográfica dos cordões foi realizada e não foram identificados defeitos de soldagem, tipo mordeduras, porosidades ou mesmo trincas, figura 14.



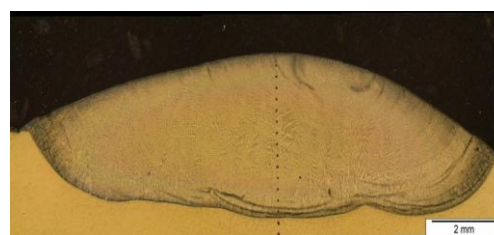
(a) 100A



(b) 120A



(c) 150A



(d) 180A

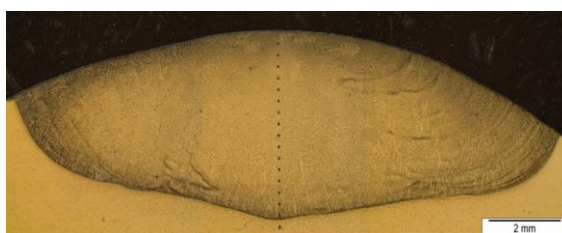


Figura 14 – Macrografia dos cordões em seção transversal, microscopia ótica.

A geometria dos cordões e a diluição foram avaliadas na seção transversal para deposições com único cordão, tabela 5. Observou-se variação na largura dos cordões (W) entre 9,52 e 15,26 mm, apresentando aumento para maior corrente de deposição. A altura de reforço (t) foi reduzida com o aumento da corrente, apresentando valores entre 2,63 e 3,70 mm. A redução da corrente de deposição levou ao aumento no ângulo de molhamento, apresentando variação entre 52,13 e 26,96^o para a faixa de correntes avaliada (100 - 200 A), seguindo a tendência nas correlações apresentadas por (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014).

A geometria dos cordões foi avaliada a partir de um software e as medidas realizadas sobre as macrografias em seção transversal conforme ilustrado anteriormente na figura 14.

Tabela 5 – Características geométricas dos cordões obtidos para a deposição da liga CoCrWC.

Liga CoCrWC – Stellite #6						
Substrato	Parâmetro	100A	120A	150A	180A	200A
Aço Inoxidável AISI 316L	Diluição (%)	11,8	21,7	35,9	49,5	56,6
	Altura t (mm)	3,7	3,4	2,80	2,73	2,63
	Largura W (mm)	9,52	11,87	13,54	14,85	15,26
	Ângulo de molhamento Θ (°)	52,13	42,0	40,66	38,64	26,96

A partir da análise dos dados apresentados na tabela 5, observou-se dependência direta da geometria dos cordões com a corrente de deposição. A largura dos cordões aumentou com o aumento da corrente de deposição, mostrando uma correlação linear com ajuste de 93,81 % e coeficiente de 0,0554 mm/A, figura 15.

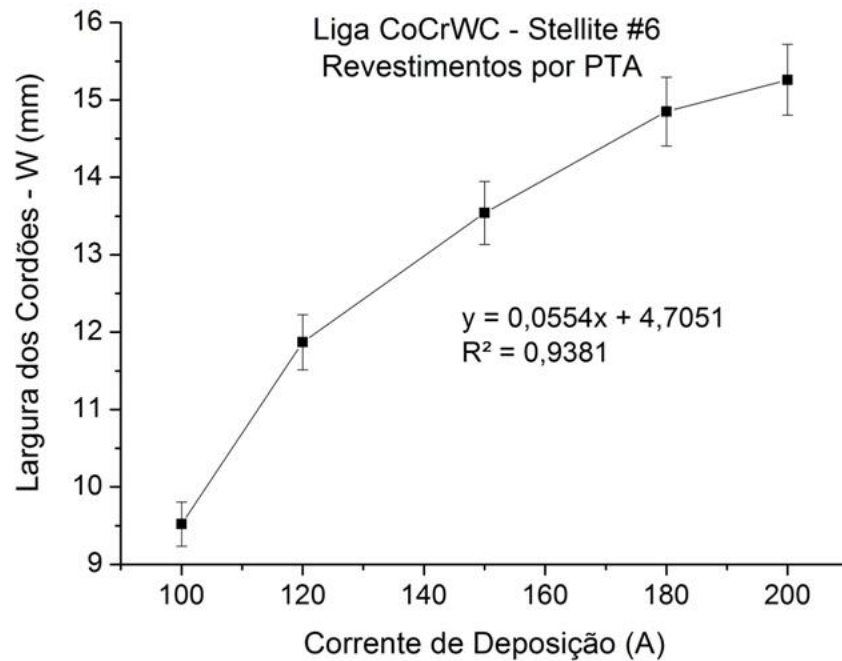


Figura 15 – Relação entre a corrente de deposição e a largura dos cordões.

Por outro lado, a espessura ou altura de reforço foi reduzida com o aumento da corrente de deposição, duas regiões com comportamento linear, mas com curvas de ajuste distintas. O intervalo de corrente entre 100 e 150 A mostrou coeficiente de -0,0182 mm/A. Por outro lado, o coeficiente foi reduzido para a faixa de corrente entre 150 e 200 A (-0,0033 mm/A). Esta análise mostrou que a espessura de reforço reduz mais acentuadamente com o aumento de corrente dentro do primeiro intervalo estudado. A comparação dos coeficientes indica que a sensibilidade no primeiro intervalo é 51 % superior ao do segundo, para ajuste das funções lineares superior a 95 %, figura 16.

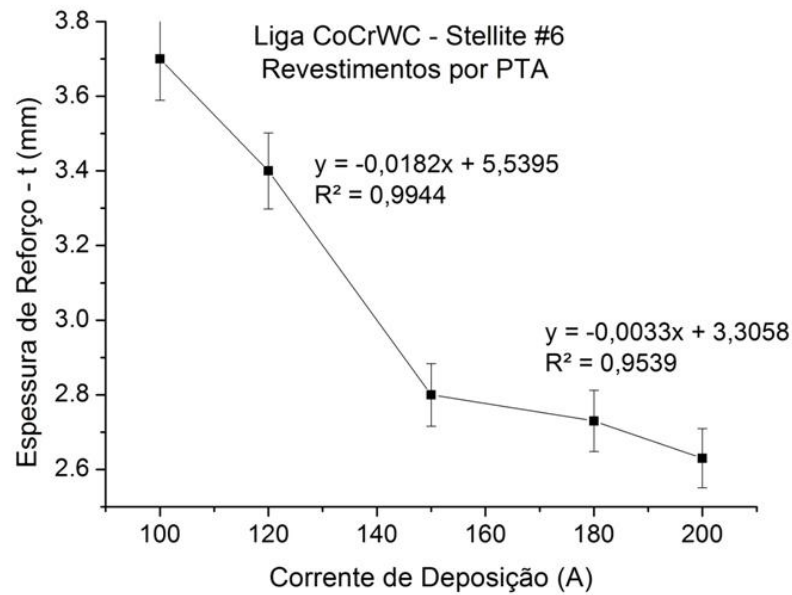


Figura 16 – Relação entre a corrente de deposição e a espessura de reforço.

Finalmente, o ângulo de molhamento foi reduzido com o aumento da corrente de deposição, mostrando uma relação linear com ajuste limitado a 84,01 %. O coeficiente de $-0,1999$ graus/A foi obtido para o intervalo de corrente avaliado, figura 17.

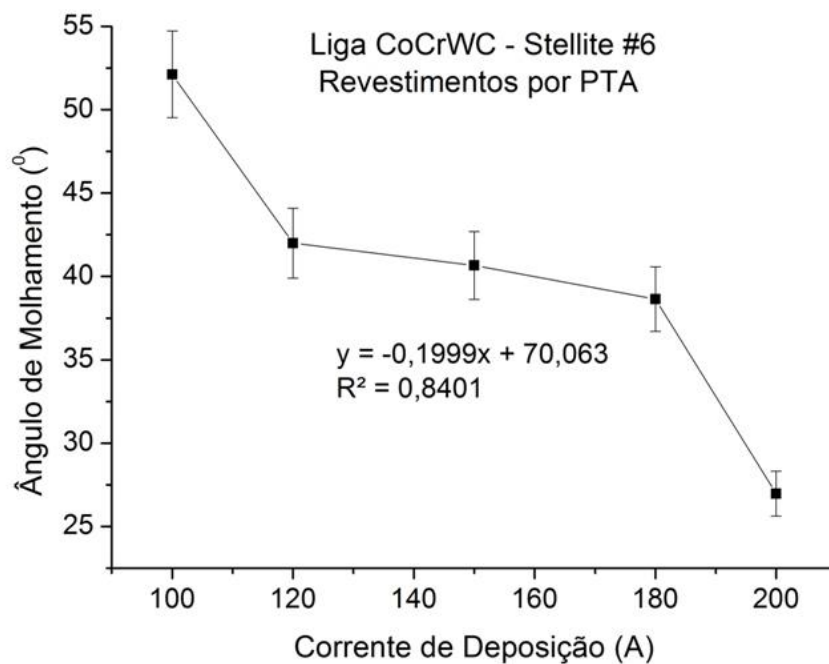


figura 17 – Relação entre a corrente de deposição e o ângulo de molhamento.

Uma vez que a corrente de deposição afeta diretamente a diluição, esta foi determinada para auxiliar na análise da influência da corrente de deposição e do substrato nas características e propriedades dos revestimentos obtidos. A diluição variou entre 11,8 e 56,6% e os revestimentos soldados apresentaram diluição crescente com a corrente de deposição, como consequência do maior aporte térmico na soldagem (maior calor introduzido na solda), já que todos os demais parâmetros de processamento foram mantidos constantes, figura 18. Uma correlação linear foi obtida com coeficiente de aumento da diluição de 0,4521 %/A, com ajuste da curva de regressão linear de 99,78 %. As correlações e tendências observadas para a diluição são coerentes com a literatura (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014)

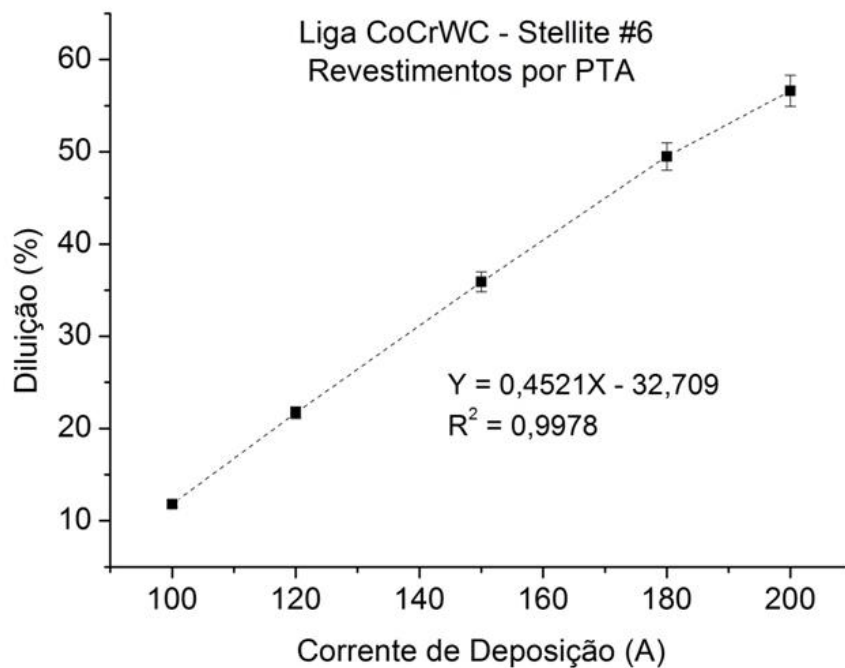


Figura 18 – Variação da diluição com a corrente de deposição (A).

5.3 MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS

A partir dos ensaios de difração de raios-X, foi possível confirmar a formação das fases solução sólida em Cobalto, além de carbonetos de Cromo e Tungstênio, para todas as condições de deposição, conforme previsão da literatura (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014 e RAFAEL et al, 2013), figura19.

É importante destacar que as principais fases presentes nos revestimentos não foram alteradas em decorrência da corrente de deposição usada, mesmo para a maior diluição com o substrato de aço AISI 316L.

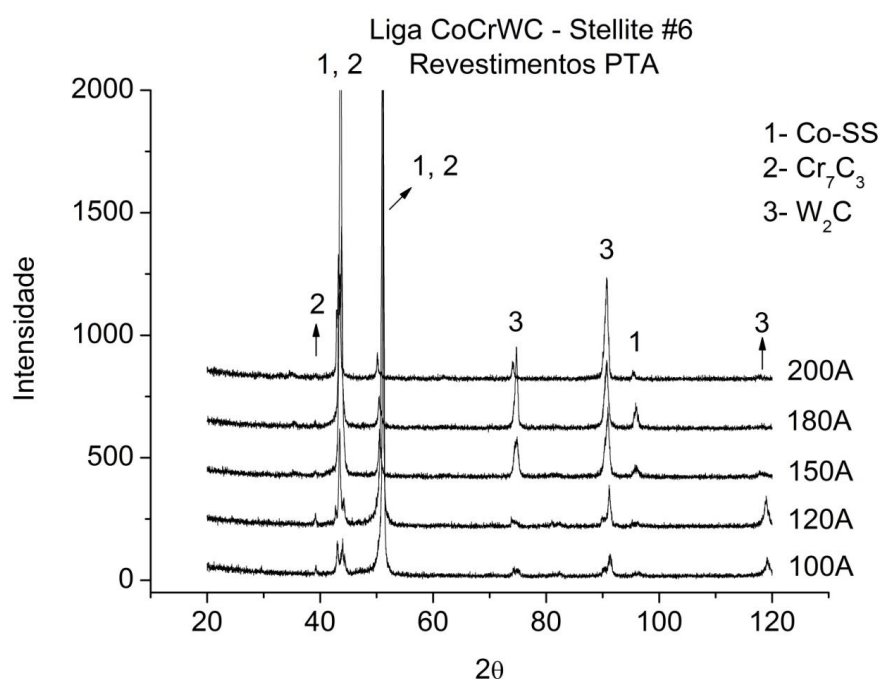


Figura 19- Comparação dos difratogramas de raios x para as condições de deposição avaliadas.

A análise da microestrutura foi realizada por meio de microscopia laser Confocal para os cinco níveis diferentes de corrente utilizados. Observou-se para todas as condições de deposição uma microestrutura formada dendritas de solução sólida em cobalto e regiões interdendríticas com carbonetos eutéticos lamelares, seguindo a previsão da literatura (SCHEID, 2010, SCHEID, 2013), figuras 20 a 24.

Observou-se ainda que quanto maior a corrente de deposição, menor a fração de carbonetos observada figuras 19 a 23. Pode-se verificar que a estrutura de carbonetos mantém-se lamelar eutética entre 100 e 150A, o que já não é possível observar com nitidez para 180 e 200A de corrente de deposição pela técnica de

microscopia laser Confocal, sendo caracterizada posteriormente por microscopia eletrônica de varredura.

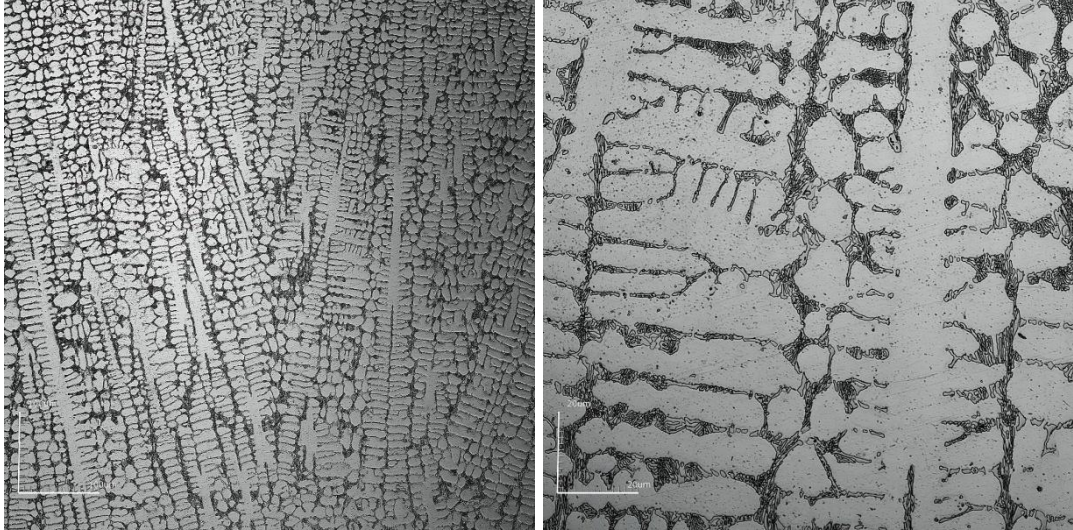


Figura 20 – Microestrutura dos revestimentos depositados com correntes de 100A

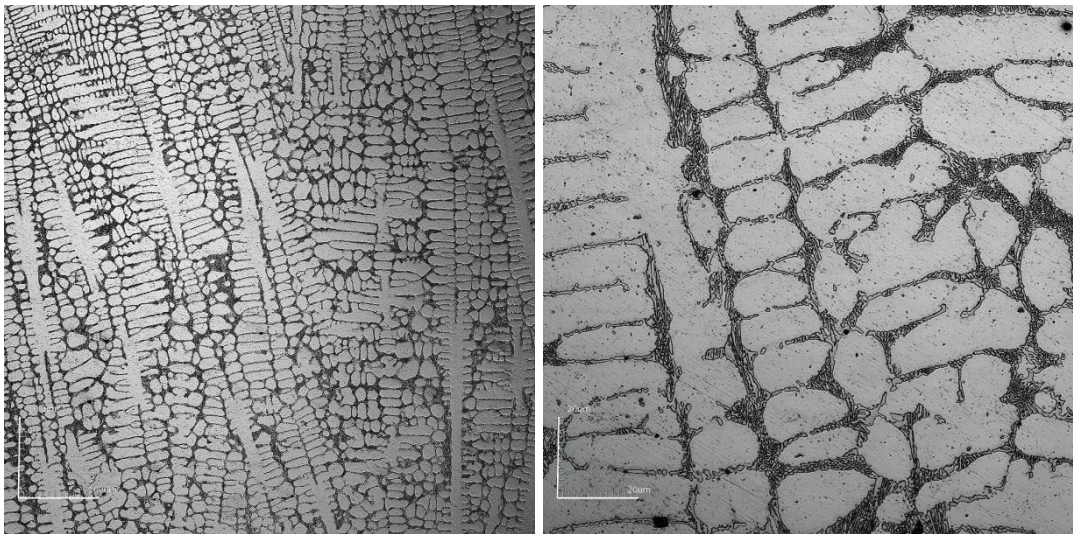


Figura 21 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 120A.

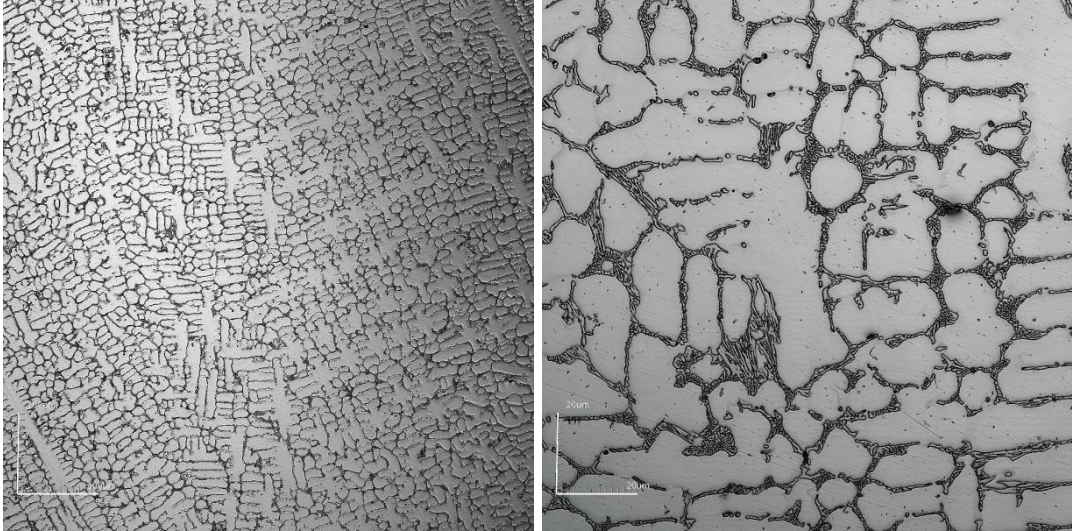


Figura 22 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 150 A

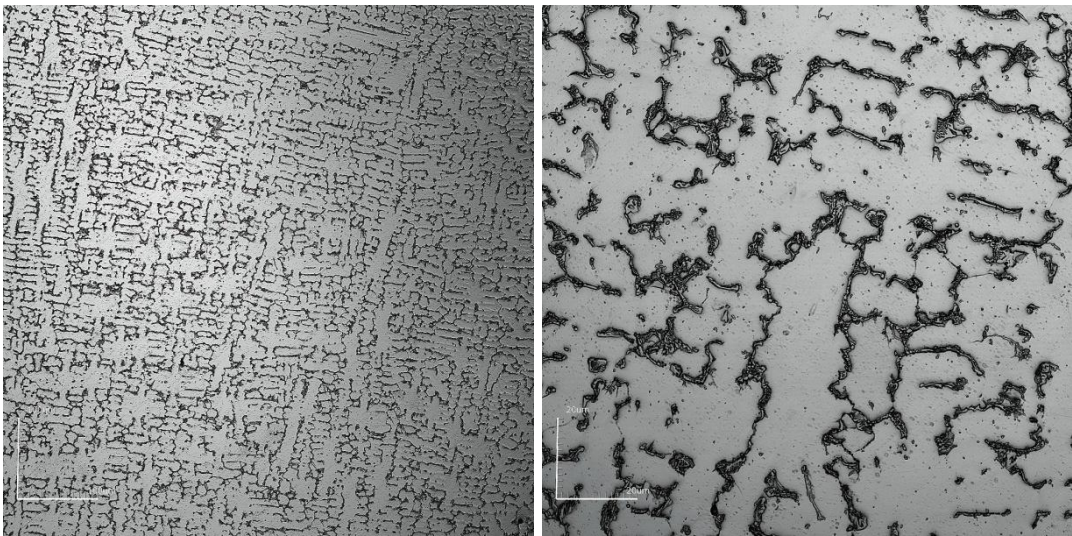


Figura 23 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 180A

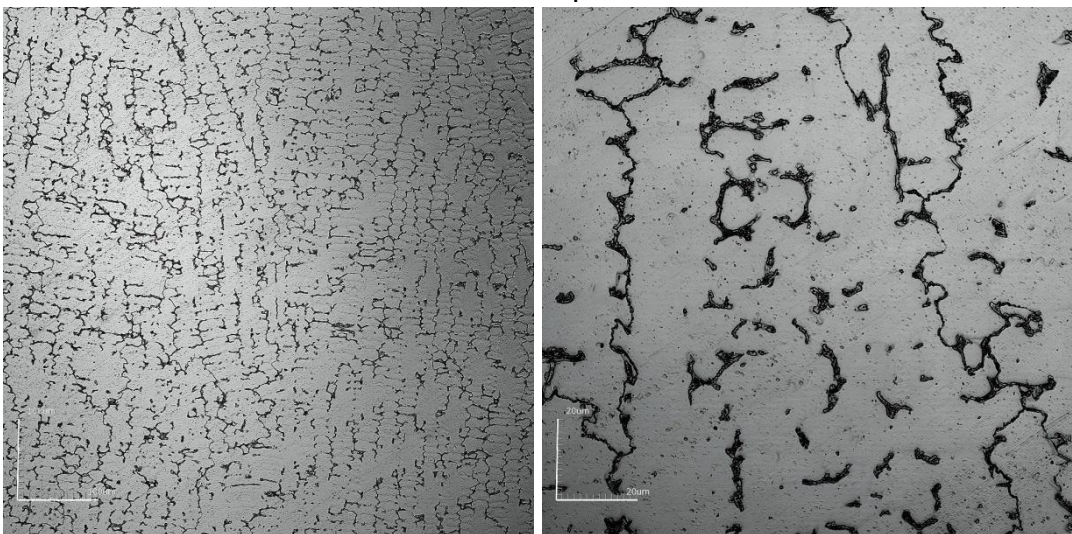


Figura 24 – Microestrutura dos revestimentos depositados com correntes de 200A.

A redução da fração volumétrica de carbonetos é induzida pela maior diluição obtida com o aumento da corrente de deposição, já que o substrato de aço AISI 316L apresenta baixo teor de carbono (0,02 wt%) em comparação ao teor de carbono da liga CoCrWC (1,3 wt%). Adicionalmente, o substrato de aço apresenta menor teor de cromo e não contém tungstênio na composição química. Assim, quanto maior a participação do substrato na composição química do revestimento obtido (decorrente do processamento na deposição por PTA) menor a fração de carbonetos e menor teor de elementos em solução sólida na fase rica em cobalto. A fração de carbonetos presente na microestrutura será quantificada no decorrer do trabalho.

A microestrutura foi caracterizada também a partir de microscopia eletrônica de varredura, a fim de avaliar a morfologia desenvolvida para os carbonetos, especialmente para correntes de deposição de 180 e 200A, e que não puderam ser caracterizadas por microscopia laser Confocal. Observou-se com o auxílio do modo elétrons retroespalhados que, para as cinco diferentes correntes utilizadas os carbonetos desenvolveram morfologia lamelar eutética, figuras 25 a 29, conforme sugere a literatura (RAFAEL, et al, 2013).

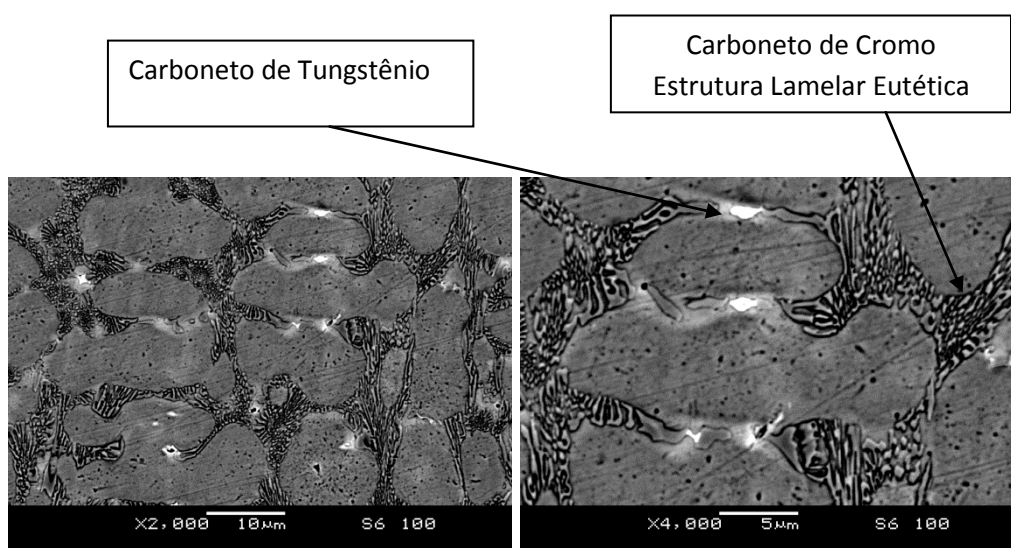


Figura 25 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 100A.

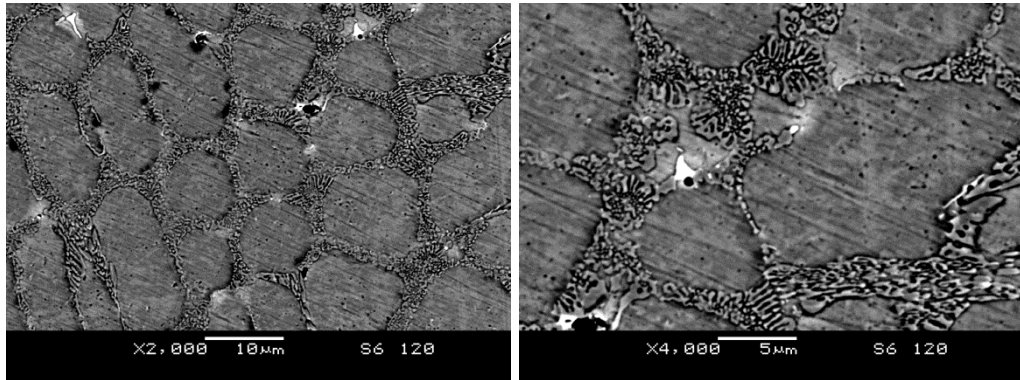


Figura 26 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 120A.

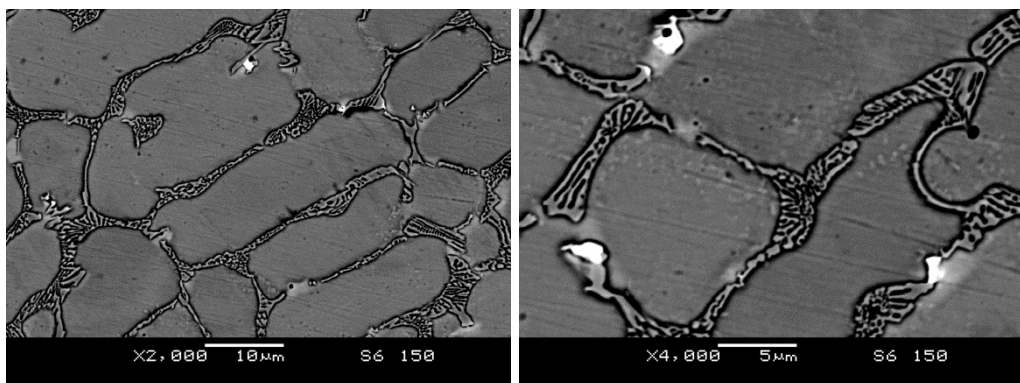


Figura 27 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 150A.

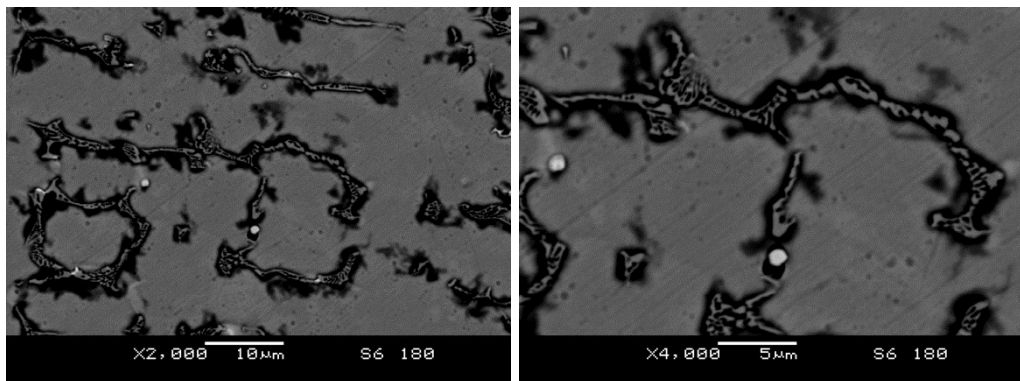


Figura 28 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 180A.

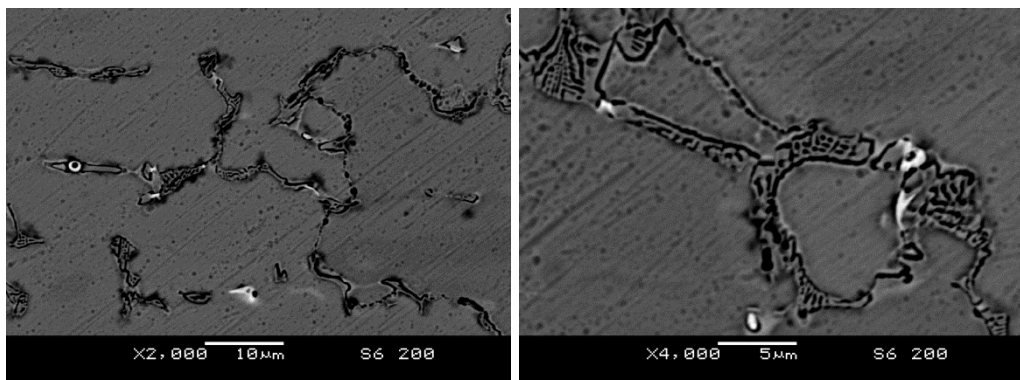


Figura 29 – Microestrutura dos revestimentos depositados com corrente de 200A.

A fração de carbonetos presente na microestrutura foi quantificada a partir da análise das imagens. Para tal, foram analisadas: a fração de eutético lamelar, a fração de carbonetos de cromo no eutético e a fração de carbonetos de tungstênio (coloração branca).

A fração eutética (interdendrítica) consiste de uma estrutura lamelar composta por carbonetos de cromo e solução sólida em cobalto. A fração eutética variou entre 27,46 e 5,04 %, decrescendo à medida que a corrente aumentou, figura 30.

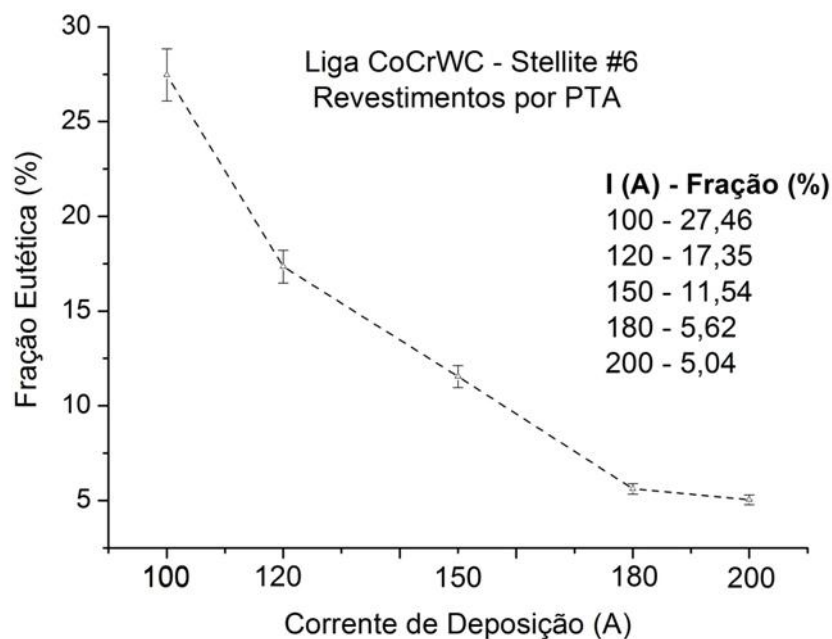


Figura 30 – Fração da microestrutura correspondente à região interdendrítica eutética.

Paralelamente, a fração de carbonetos presente nos revestimentos foi avaliada. Primeiramente, a microestrutura eutética foi analisada e teve a fração de carbonetos de cromo avaliada, figura 31. Observou-se uma fração entre 2,69 e 16,89 % de carbonetos de cromo do tipo M_7C_3 .

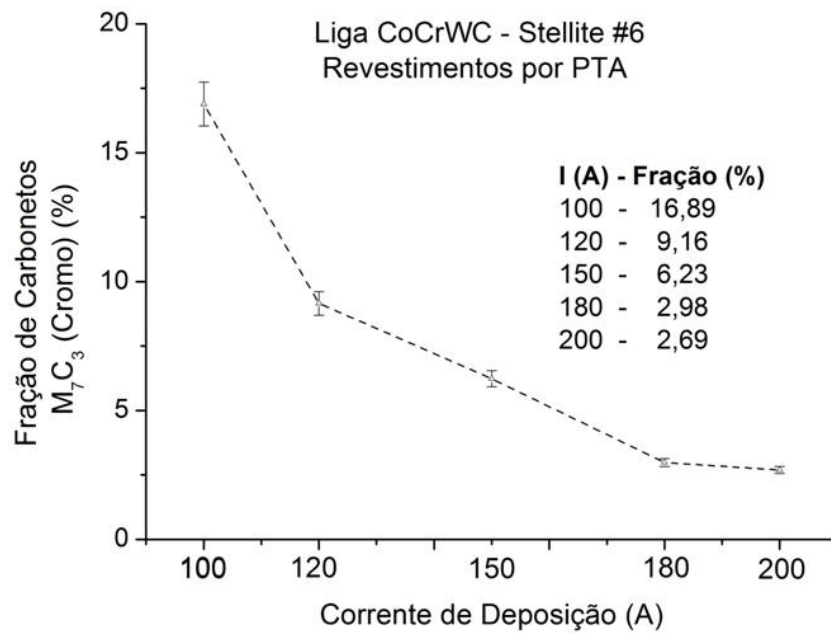


Figura 31 – Fração de carbonetos de cromo dos revestimentos.

Finalmente, uma fração entre 0,23 e 1,40 % de carbonetos de tungstênio do tipo MC foi avaliada, figura 32.

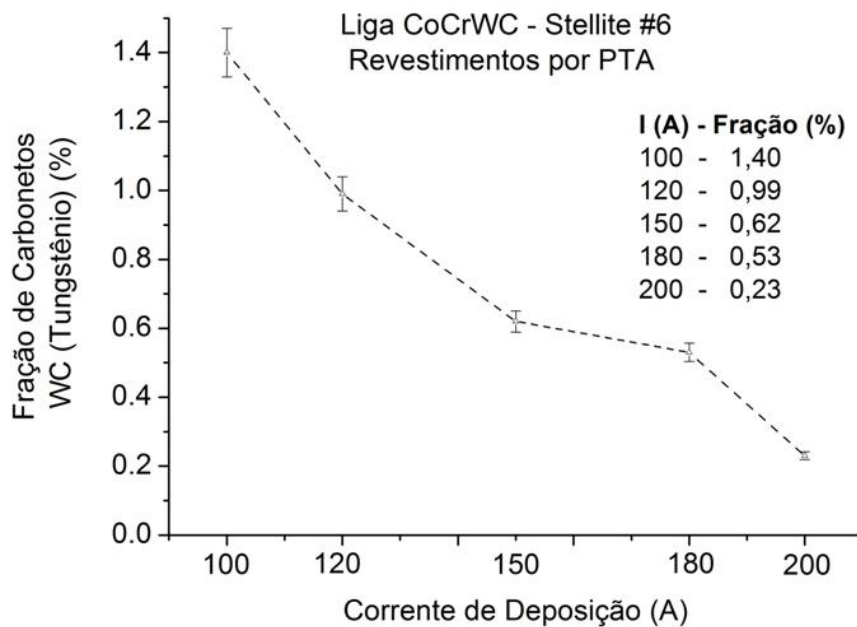


Figura 32 – Fração de carbonetos de tungstênio dos revestimentos.

Observou-se ainda que, à medida que a corrente de deposição aumenta (maior diluição), uma menor fração eutética e de carbonetos de cromo e tungstênio é formada, em decorrência do menor teor de carbono e dos principais elementos formadores de carbonetos (cromo e tungstênio).

Uma análise adicional foi realizada para a fração total de carbonetos em função da corrente de deposição, figura 33. É importante destacar que a maior variação na fração de carbonetos encontrada nos revestimentos foi verificada para a faixa entre 100 e 120 A, onde houve redução de 44,5%. Considerando a importância da fase de reforço (carbonetos) sobre o desempenho da liga Stellite #6, espera-se um impacto diferenciado sobre as propriedades dos revestimentos nesta faixa de corrente estudada.

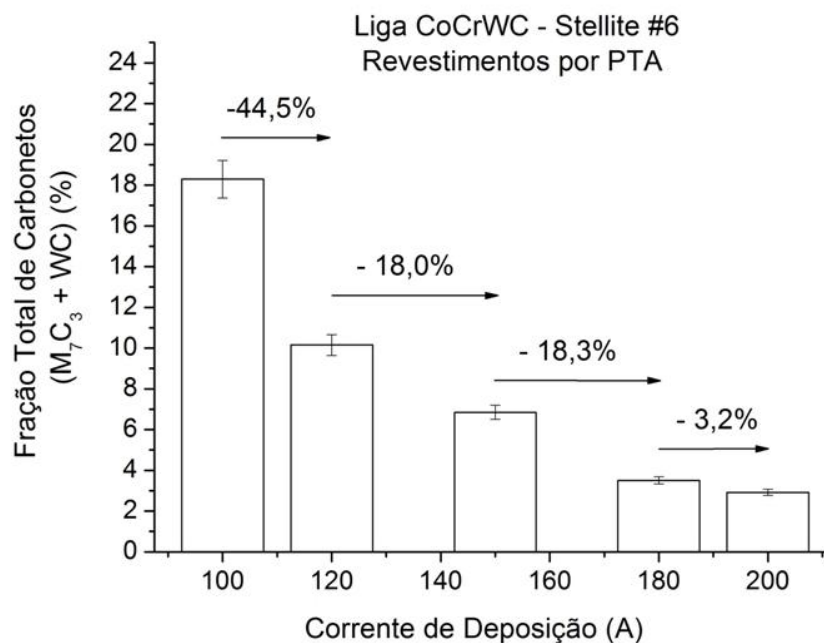


Figura 33 – Fração total de carbonetos versus corrente de deposição.

A partir das análises por espectrometria por energia dispersiva (EDS) realizadas na microestrutura dos revestimentos, observou-se que o teor de ferro da liga aumentou, conforme afirma a literatura (ANTOSZCZYSZYN, et. al, 2014). Confirmou-se ainda, a partir das análises pontuais, que os carbonetos lamelares eutéticos são constituídos predominantemente por carbonetos de cromo, e a microestrutura ainda apresenta o carboneto de tungstênio (em menor fração) com coloração branca.

O cromo é o elemento principal que confere a excelente resistência à corrosão tanto no substrato (teor nominal de 16,8 wt%) quanto na liga de revestimento (Stellite #6 – 27,9 wt%). Pode-se verificar a partir das análises por EDS que o teor de cromo em solução sólida variou entre o valor da liga e do substrato

conforme a diluição foi alterada, apresentando redução no teor com o aumento da diluição, tabela 6.

Tabela 6 – Distribuição de elementos nas diferentes fases por EDS.

Corrente (A)	Região	Composição Química - Wt%				
		Co	Cr	W	Fe	Si
	Liga Atomizada	Bal.	27,9	4,7	1,8	1,2
100	Co-SS	Bal.	23,7	3,9	8,0	0,9
	Carbonetos Eutéticos	Bal.	34,2	7,1	6,6	---
	Carbonetos (brancos)	Bal.	21,2	27,4	4,8	---
120	Co-SS	Bal.	22,6	3,0	15,8	0,7
	Carbonetos Eutéticos	Bal.	40,1	4,9	11,5	---
	Carbonetos (brancos)	Bal.	20,9	31,1	6,8	---
150	Co-SS	Bal.	18,6	0,8	21,7	0,9
	Carbonetos Eutéticos	Bal.	43,1	4,4	17,4	---
	Carbonetos (brancos)	Bal.	18,5	24,8	14,4	---
180	Co-SS	Bal.	18,6	0,6	32,6	0,5
	Carbonetos Eutéticos	Bal.	44,6	6,4	24,5	---
	Carbonetos (brancos)	Bal.	17,2	16,7	19,3	---
200	Co-SS	Bal.	18,2	0,5	38,9	0,6
	Carbonetos Eutéticos	Bal.	45,3	2,8	22,3	---
	Carbonetos (brancos)	Bal.	15,8	13,9	26,6	---

A análise pontual por EDS foi realizada na região de solução sólida em Cobalto (Co-SS) a fim de avaliar a variação do teor de cromo e tungstênio, além da introdução do ferro na composição dos revestimentos, figura 34.

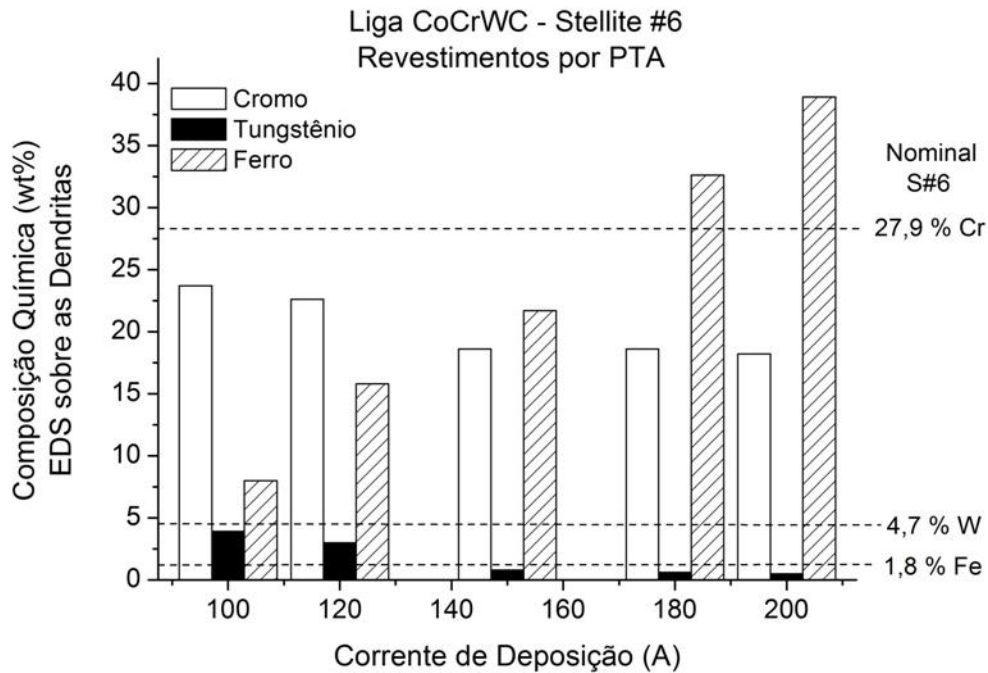


Figura 34 – Distribuição dos principais elementos de liga (Cr e W) e do teor de ferro nas dendritas de solução sólida em cobalto.

Observou-se que o percentual de cromo foi reduzido em relação ao teor nominal da liga Stellite #6 e situou-se entre este e o valor presente no substrato de aço AISI 316L. Queda acentuada foi verificada para o teor de tungstênio, especialmente para correntes acima de 120 A, enquanto o teor de ferro apresentou tendência crescente com a diluição.

Finalmente, foi realizada uma avaliação do grau de refinamento da microestrutura. Esta avaliação foi realizada a partir de medidas do espaçamento de braços dendríticos (DAS), figura 35. As medidas mostraram que o espaçamento variou entre 10,4 a 14,5 μm , representando um acréscimo de 39,4 % para o aumento da corrente de 100 para 200 A. Vale destacar ainda que, um maior acréscimo no espaçamento dendrítico foi verificado para o intervalo entre 150 e 200 A. É importante destacar que o espaçamento dendrítico é fator determinante sobre a distribuição do eutético (ou dos carbonetos eutéticos).

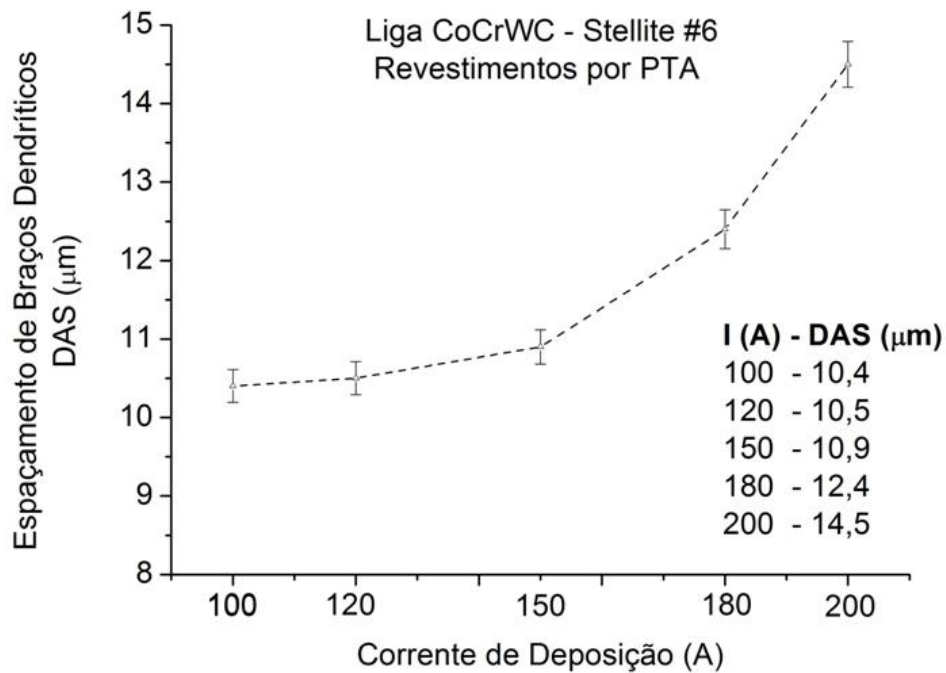


Figura 35 – Espaçamento de braços dendríticos da estrutura dos revestimentos.

Este capítulo de caracterização apresentou uma análise das principais alterações microestruturais que ocorrem nos revestimentos em decorrência da alteração da corrente de deposição ou da diluição ao substrato estudado. A diluição afetou de forma significativa a fração de carbonetos formados e a fração de elementos químicos que promovem o endurecimento por solução sólida (cromo e tungstênio). Adicionalmente, o maior aporte térmico decorrente do aumento da corrente de deposição levou à formação de estruturas mais coalescidas, evidenciadas pelo maior DAS, afetando indiretamente a distribuição da segunda fase carbonetos.

5.4 PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS

Considerando-se as grandes diferenças observadas na microestrutura dos revestimentos, especialmente quanto à fração de segunda fase e soluções sólidas, supõe-se que a dureza e a resistência ao desgaste abrasivo também apresentem diferenças .

A partir dos ensaios de dureza verificou-se que os revestimentos apresentaram dureza uniforme, independente da corrente de deposição, figura 36. A dureza média

variou de 492 HV_{0,5} para os revestimentos depositados com corrente de 100 A para 310 HV_{0,5} para a deposição com 200 A de corrente, representando uma redução de 37%. A redução na dureza foi resultado da maior diluição observada, o que levou à redução da fração de carbonetos interdendríticos, soluções sólidas e também de uma microestrutura com maior DAS.

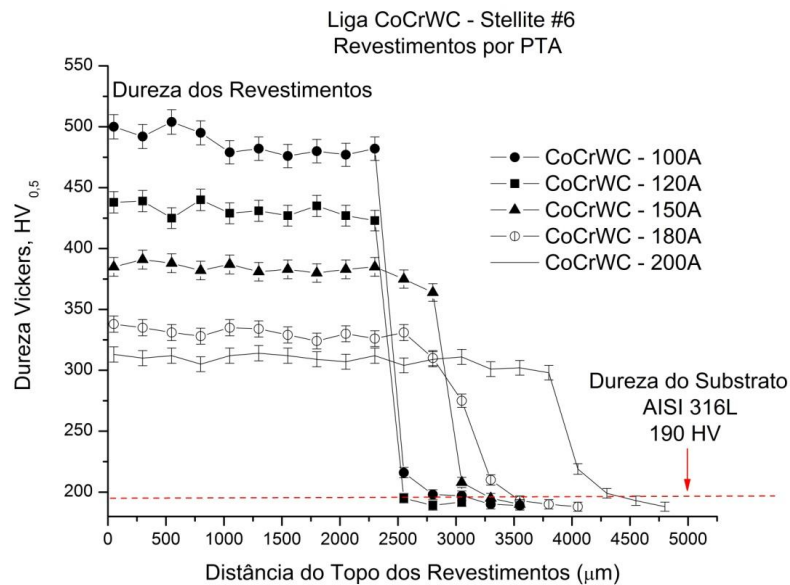


Figura 36 – Dureza dos revestimentos CoCrWC por PTA.

A partir das análises da dureza média, verificou-se um decréscimo na faixa de 12 % para cada intervalo de corrente entre 100 e 180 A, figura 37.

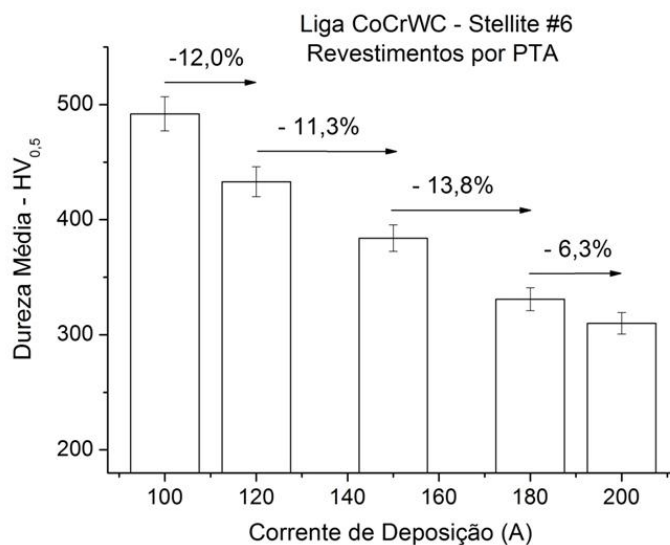


Figura 37 – Dureza média dos revestimentos CoCrWC por PTA.

Conforme dados da literatura (STELLITE, 2014), a liga Stellite #6 pode apresentar dureza para produtos fundidos na faixa de 400 a 490 HV (STELLITE, 2014). É importante notar que a dureza medida para os revestimentos depositados com correntes de 100 a 150 A apresentaram dureza dentro da faixa referida. Entretanto, observou-se que os revestimentos depositados com correntes entre 180 e 200 A (diluição entre 49,5 – 56,6 %), apresentaram uma dureza inferior a 400 HV, o que indica para diluições acima de 50% o efeito é demasiadamente deletério sobre a dureza, levando a níveis abaixo daqueles usualmente referenciados pela literatura.

Visando obter uma correlação entre as condições de processamento por PTA e a resposta dos revestimentos frente ao desgaste abrasivo por deslizamento, foram realizados testes na condição como depositada a partir de um conjunto fixo de parâmetros de ensaio. As alterações observadas na microestrutura e na dureza como consequência do processamento com correntes mais elevadas, levaram a aumento na taxa de perda de massa, figura 38.

Foram obtidas correlações lineares entre a perda de massa e a distância de deslizamento, o que permitiu uma adequada determinação e comparação dos coeficientes de perda de massa. Este comportamento segue a previsão da literatura (FERREIRA, 2015, SCHEID, 2013). Os resultados seguiram a equação de Holm-Archard, que estabelece que o volume desgastado é inversamente proporcional à dureza (RABINOWICZ, 1995).

A composição química dos revestimentos de liga Stellite #6 influenciou a taxa de perda de massa, sendo aqueles processados com corrente de 100 A (menor diluição) foi o que apresentou a mais baixa taxa de perda de massa de 0,2492 mg/m. À medida que a diluição aumentou para 200 A, o coeficiente de perda de massa alcançou 0,3598 mg/m. O comportamento superior observado para os revestimentos depositados com corrente de 100 A pode ser associado à mais alta dureza. Devido à maior fração de carbonetos, maior teor de elementos endurecedores por solução sólida (Cr e W) e menor espaçamento de braços dendríticos (DAS), conforme (Ferreira et al, 2015).

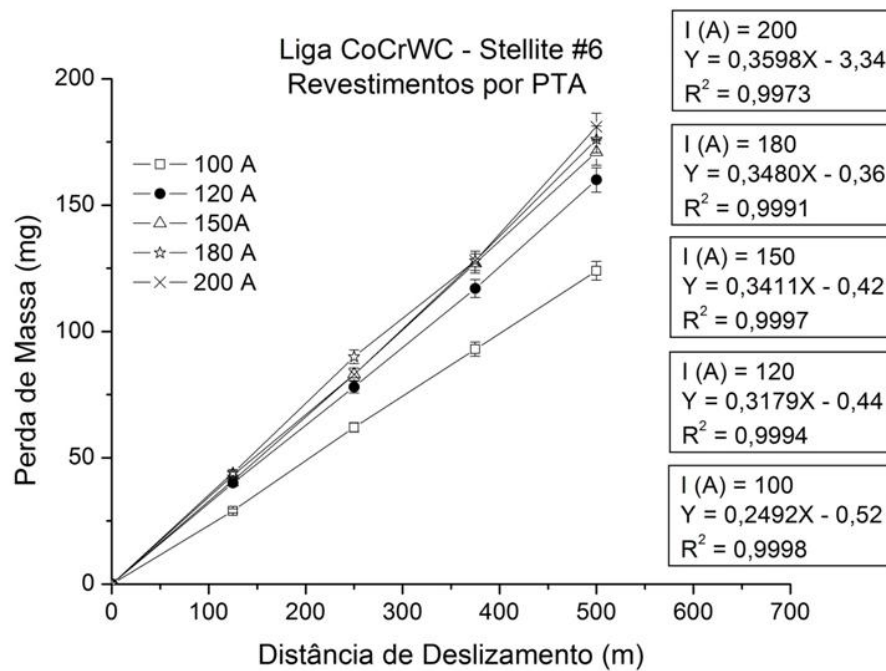


Figura 38. Curvas de desgaste para os revestimentos da liga Stellite #6.

A maior redução na fração de carbonetos foi observada para aumento da corrente entre 100 e 120 A, (que correspondem à diluições de 11,8 e 21,7, respectivamente). Estas condições de deposição apresentaram a maior elevação na taxa de perda de massa (27,56 %) em desgaste, evidenciando a importante contribuição dos carbonetos na resistência ao desgaste.

A análise comparativa dos coeficientes de perda de massa em desgaste indicou acréscimo de até 44,38 % observado em decorrência do aumento da corrente de deposição de 100 para 200 A, figura 39. O acréscimo é decorrente da menor fração de carbonetos (segunda fase de alta dureza) e da redução do teor de elementos que promovem o endurecimento por soluções sólidas (cromo e tungstênio).

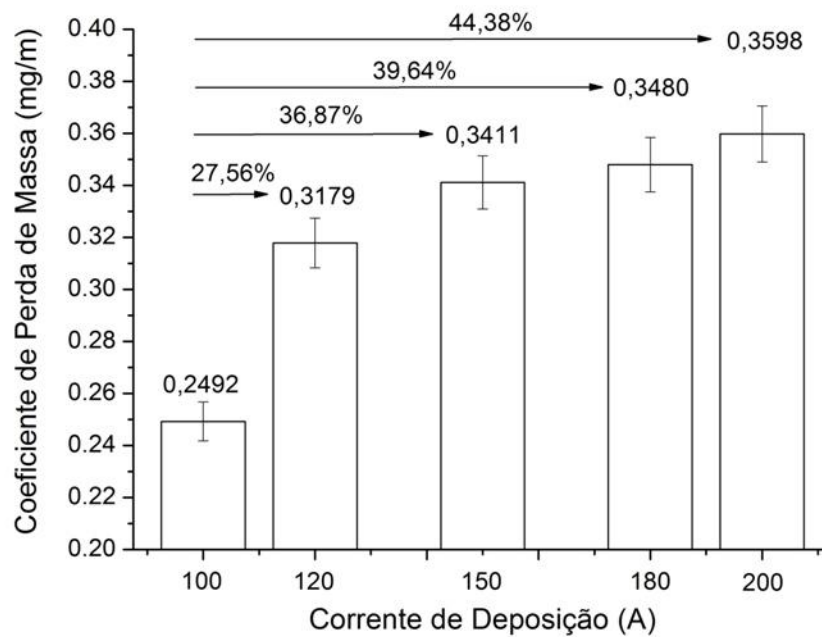


Figura 39. Comparativo dos coeficientes de desgaste para os revestimentos da liga Stellite #6 sobre AISI 316L.

As avaliações em desgaste mostraram que o desempenho dos revestimentos depende de forma direta e mais significativa da fração de carbonetos dos revestimentos. Adicionalmente, o grau de refinamento (DAS) afeta a distribuição dos carbonetos, enquanto a diluição reduz o teor de elementos em solução sólida no cobalto. Ao contrário da dureza, que apresentou redução gradual com a corrente de deposição, o desgaste apresentou dependência direta com a fração de carbonetos. Isto destaca a importância deste tipo de avaliação para a seleção da condição de processamento que traga a melhor relação entre processabilidade e desempenho.

6 CONCLUSÃO

Considerando a proposta deste trabalho de pesquisa, para o estudo de revestimentos CoCrWC por PTA sobre aço AISI 316L, pode-se concluir que:

- a) A corrente de deposição influencia diretamente a geometria dos cordões formados. O aumento da corrente de deposição leva a maior facilidade de fabricação de revestimentos de grandes áreas, uma vez que maior largura foi obtida para os cordões.
- b) A elevação da corrente de deposição promove a redução da espessura de reforço dos revestimentos. Este efeito é mais pronunciado para a faixa de corrente entre 100 e 150 A.
- c) O ângulo de molhamento é reduzido com a redução da corrente, o que pode prejudicar a obtenção de revestimentos livres de defeitos para menores valores de corrente de deposição.
- d) A análise da microestrutura dos revestimentos de liga CoCrWC mostrou uma redução na fração volumétrica de carbonetos com o aumento da corrente de deposição. Redução mais significativa foi observada para aumento de corrente entre 100 e 120 A.
- e) À medida que a corrente de deposição aumenta, um maior teor de ferro é adicionado à composição da liga original, o que induz aumento da fração de fase solução sólida em Cobalto (região dendrítica). O teor de cromo foi mantido em valores intermediários entre 16,8 e 27,9 % (teores certificados para o substrato e liga atomizada de deposição), respectivamente. O teor de tungstênio foi reduzido afetando também o efeito de endurecimento por soluções sólidas.
- f) O aumento da corrente de deposição afeta diretamente a fração volumétrica de carbonetos e, juntamente com o menor teor de elementos em solução sólida e estruturas mais grosseiras, promove a redução da dureza dos revestimentos. A dureza apresentou redução uniforme ao redor de 12 % a cada aumento de corrente avaliado.
- g) O aumento da corrente de deposição levou ao aumento na taxa de perda de massa em desgaste. Ao contrário da dureza, a taxa de perda de massa mostrou dependência mais significativa com a fração de

carbonetos. Apesar disso, soluções sólidas e grau de refinamento também influenciam no desempenho dos revestimentos de liga Stellite #6.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando as importantes contribuições a respeito do efeito do processamento sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos da liga de Cobalto Stellite #6 por PTA sobre aço inoxidável AISI 316L, relacionam-se algumas sugestões para a realização de futuros trabalhos:

- Desenvolver um estudo sobre o revestimento de áreas (peças) a partir da sobreposição dos cordões nas condições estudadas neste trabalho.
- Sugere-se avaliar o efeito da diluição sobre a resistência à corrosão de revestimentos processados com a liga Stellite #6.
- Sugere-se avaliar a deposição por PTA da liga de Cobalto Stellite #6 modificada pela adição de carbonetos sobre o aço AISI 316L com correntes de 180 e 200 A, visando restaurar a resistência ao desgaste, de forma a atingir os resultados obtidos para a menor corrente de deposição e menor diluição.
- Avaliar os revestimentos de liga Stellite #6 quanto à sua estabilidade em elevada temperatura, visando aplicações específicas para turbinas, componentes de fornos industriais, potes de galvanização, etc.
- Os revestimentos estudados poderão ser avaliados quanto a processos de falha relacionados à operação de unidades de produção de galvanização. Nestes, alguns componentes estão sujeitos a desgaste, corrosão e alta temperatura.
- Sugere-se a realização de estudos para avaliar os esforços de usinagem, acabamento ou retífica dos revestimentos por PTA. Este projeto está associado à necessidade de processamento de áreas e está relacionado à usinabilidade destes revestimentos.
- Avaliar a influência da sobreposição de cordões sobre as características microestruturais obtidas durante a fabricação de componentes revestidos com a liga Stellite #6.
- Avaliação do efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos, já que esta característica não foi avaliada.
- Avaliar a produção de revestimentos sobre aços ao carbono, já que apresentam condutividade térmica maior que a do AISI 316L estudado. Estudar as condições de processamento versus geometria dos cordões, diluição e microestrutura.

- Avaliar o processamento de revestimentos com a liga de Cobalto Stellite #6 sobre ferros fundidos nodulares, os quais são substratos de baixo custo e podem representar uma grande oportunidade de alto desempenho e baixo custo de material-base.
- Avaliar e propor modelos para a fração de carbonetos, dureza e desempenho em desgaste para revestimentos sobre ferros fundidos de elevado teor de carbono equivalente.
- Testar o efeito da sobreposição sobre as características dos revestimentos produzidos em função de diferentes graus de sobreposição de cordões.

REFERÊNCIAS

ANTOSZCZYSZYN, T. J., PAES, R. M. G., D'OLIVEIRA, A. S. C. M., SCHEID, A. **Impact of dilution on the Microstructure and Properties of Ni-Based 625 Alloy Coatings.** Soldagem e Inspeção. v. 02, 134-144, 2014.

ASM METAL HANDBOOK. **Metallography and Microstructures: Metallography and Microstructures of Cobalt and Cobalt Alloys**, 9th ed. V.9,p. 1814-1839, 2004.

ASPHAHINI, A. I. **Corrosion of Cobalt-base Alloys.** In: ASM Handbook – Corrosion, vol. 13, 5th ed., p. 658-667, 1987.

BOND, D.: et al. **Efeito da Intensidade de Corrente nas Características de Revestimentos Soldados com Material de Adição Atomizado.** Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação III COBEF. Joinville, 2005.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment of Non-ferrous alloys.**

BERNS, H. **Microstructural Properties of wear-resistant alloys.** Wear, vol. 181-183, p. 271-279, 1995.

BATTELLE MEMORIAL INSTITUT. **Cobalt Monograph.** Centre D'information du Cobalt. Belgiun, 1960.

BLAU, P.J.; YAO, M.; QU, J.; WU, J. **Use of multiple criteria to map the high temperature scuffing behavior of Co-based superalloys.** Wear 267, p. 374-379, 2009.

CROOK, P. **Cobalt and Cobalt Alloys.** ASM Handbook, vol. 02: Properties and Selection: NonFerrous Alloys and Special-Purpose Materials. 10th ed. ASM Metals Park, p. 1404-1407, 1992.

DAI, W. S.; CHEN, L. H.; LUI, T. S. **SiO₂ particle erosion of spheroidal graphite cast iron after surface remelting by the plasma transferred arc process.** Disponível em:<<http://www.sciencedirect.com>>

DEUIS, R. L. et al. **Metal-Matrix Composite Coatings By PTA Surfacing.** Composites Science and Technology, v.58, n.2, p.299-309,1998.

DÍAZ, V. M. V., **Inovação do Equipamento e Avaliação do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para Soldagem Fora de Posição.** 2005, 198 f. Tese de Doutorado em Engenharia- Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis

FAUCHAIS, P.; VARDELLE, A. **Thermal Plasmas.** IEEE Transactions on Plasma Science, v.25, n.6, Dez. 1997.

FERREIRA, L. S., GRAF, K., SCHEID, A. **Microstructure and Properties of Nickel-based C276 Alloy Coatings by PTA on AISI 316L and API 5L X70 Steel Substrates.** Materials Research, 2015. 10.1590/1516-1439.332914

GAO, F.; LIU, R.; WU, X.J. **Triballoy alloy reinforced tin-bronze composite coating for journal bearing applications.** Thin Solid Films 519, p.4809-4817, 2011.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** Ed. da Universidade Estadual de Campinas – Unicamp. Campinas, 2004.

GATTO, A.; BASSOLI, E.; FORNARI, M. **Plasma Transferred Arc deposition of powdered high performances alloys: process parameters optimisation as a function of alloy and geometrical configuration.** Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com>>

GONÇALVES, R.H., DUTRA, J.C. **PTA-P Process – A Literature Review as Basis for Innovations. Part 1 of 2: Constructive Elements.** Soldagem & Inspeção. v.17. p.076-085, 2013.

GONÇALVES, R.H., SILVA, J.C.D. **PTA-P Process – A Literature Review as Basis for Innovations. Part 2 of 2: Powder Thermal and Kinematic Behavior, Process Parameters and Consumables.** Soldagem & Inspeção. v.17. p.173-183, 2012.

GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG X. **Superalloys – Alloying and Performance.** ASM Materials Park, p. 3-25, 2010.

HARRIS, I. D. **Plasma Arc Welding.** In: ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering, vol. 6, 10th ed. ASM Metals Park, p. 195-199, 1993.

HONGYING, W. et al. **Investigation on the Deposition Rate and the Dilution Ratio of Plasma Surface Welding.** China Welding, v.11, n.1,p.55-58, mai.2002.

HUANG, X et al. **Applications of PTA Powder Welding in Petroleum Chemical Industry.** Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, p. 1013-1017. Nice, mai. 1998.

MARCONI, M. I. **Riporti Duri con Poveri Saldate con Ilprocesso P.T.A.** Livro Online (www.plasmateam.com), 320 p.2002.

MATSUDA, F. et al. **Carbide Addition on Aluminium Alloy Surface by Plasma Transferred Arc Welding Process.** Transactions of JWRI, Welding Research Institute of Osaka University, v.20, n.1,p.89.Osaka, 1991.

MILLIGAN, J.; NARASIMHAN, S. **A Powder Fed Plasma Transferred Arc Process for Hard Facing Internal Combustion Engine Valve Seats**. SAE Technical Paper Series, Congress and Exposition Cobo Hall, 12 p. Detroit, fev. 1980.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**, 1995. Second edition. Ed. John Willey and Sons. EUA, 1995.

RAFAEL, G., HENKE, S. L., D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Microstructural control of Co-based PTA coatings**. Materials Research (São Carlos. Impresso). v. 15, 796–800, 2012.

RAGHU, D.; WU, J. B. C. **Recent developments in wear and corrosion-resistant alloys for the oil industry**. Materials performance, vol. 36, n. 11, p. 27-36, 1997.

REIS, B. P. **Influência da Estrutura de Solidificação nas Condições de Solubilização da Liga Al-4,0%Cu**. Dissertação de Mestrado. Porto Alegre: PUCRS, 2009.

ROSA, Daniel M. **Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas Al-cu**. Dissertação de Mestrado. Campinas: UNICAMP, 2004

SALVINO, I. M.; FERREIRA, A.F.; RIBEIRO, C.N. **Simulação da Transição Colunar-Equiaxial na Solidificação de Ligas Binárias Al-Si**. In: COBEF, Itatiaia, 2013.

SANTOS, R. L. C. **Deposição por plasma de arco transferido com corrente contínua pulsada**. Dissertação de Mestrado. Curitiba: UFPR, 2003.

SILVA, R. H. G.; DUTRA, J. C. **Uma Revisão da Literatura como Base para Inovações. Parte 1 de 2: Elementos Construtivos**. Soldag. Insp. São Paulo, Vol.17, N.º. 1, p.076-085, Jan/Mar 2012.

SULLIVAN, C. P.; DONACHIE Jr, M. J.; MORRAL, F. R. **Cobalt based superalloys-1970**. Centre D'information du cobalt, Brussels, 1970.

SCHEID, A. **Estudo dos mecanismos de degradação para o desenvolvimento de ligas para componentes de pote de galvanização**. Tese de Doutorado. PIPE UFPR, 2007.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Effect of Temperature and Reactivity of Molten 55Al-Zn alloy on Co based alloy coatings**. Materials Science and Technology, vol. 26 p. 1487-1493, 2010.

SCHEID, A., SCHREINER, W. H., D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Effect of temperature on the reactivity between a CoCrMoSi alloy and 55 wt% AlZn baths.** Corrosion Science. V. 55, 363-367, 2012.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. **Influence of Aluminum on the microstructure of Co based alloy coatings.** International Heat Treatment and Surface Engineering, vol. 5, p. 83-87, 2011.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. **Analysis of PTA hardfacing with CoCrWC and CoCrMoSi alloys.** Soldagem e Inspeção, vol. 18, p. 322-328, 2013.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Effect of processing on microstructure and properties of CoCrMoSi alloy.** Materials Research, 16 (6), p. 1325-1330, 2013.

SIMS, C.T.; STOLOFF, N.S.; HAGEL, W.C. **Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power.** New York: J. Wiley, p.135-163, 1987.

SUN, Z.; HUANG, Z.H. **Micro-PTA Powder Cladding on a Hot Work Tool Steel.** Int. J. of Materials and Product Technology, v.13, ns. 3-6, p.146-154, 1998.

TUR, M. **Method for Plasma Transferred Arc Welding.** Depósito de patente n.8903522.4. UK Patent Office, ago.1990.

www.stellite.com, Acesso: Dezembro, 2014.

VERGARA, V. D., DUTRA, J. C., D'OLIVEIRA, A. S. C. **Deposição por Plasma com Arco Transferido.** Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 15, No. 1, p.041-051, Jan/Mar 2010.

WOLFART JUNIOR, M. **Nitreção a Plasma do Aço ABNT 316L em Baixas Temperaturas.** Tese de Doutorado. Porto Alegre: UFRGS, 2002.

WU, B. C. J.; REDMAN, J. E. **Hardfacing with cobalt and nickel alloys.** Welding Journal vol. 73, p. 63-68, 1994.

XU, W.; LIU, R; PATNAIK, P.C.; YAO, M.X.; WU, X.J. **Mechanical and tribological properties of newly developed Tribaloy alloys.** Materials Science Engineering A. 452-453, p. 427-436, 2007

ZHANG, K., BATTISTON, L. **Friction and wear characterization of some Cobalt- and iron-based superalloys in zinc alloys baths.** Wear. v. 252: 332-344, 2002.

ZHANG, K. **Effects of test conditions on the tribological behavior of a journal bearing in molten zinc.** Wear. v. 259, 1248-1253, 2005.

ZHAO, C. et al. **Non-transferred Arc Plasma Cladding of Stellite Ni60 Alloy on Steel.** Surface and Coatings Technology, v.155, n.1, p.80-84. Jun2002.

ZUM-GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials.** Tribology Series, 10, Elsevier, pp. 1-6, 1987.

APÊNDICE A

Os resultados obtidos neste estudo foram divulgados através de trabalho técnico apresentado em periódico da área, conforme segue:

PAES, R. M. G., SCHEID, A. **Effect of deposition current on microstructure and properties of CoCrWC alloy PTA coatings**. Soldagem e Inspeção (Impresso), v. 19, p.247-254,2014. DOI: 10.1590/0104-9224/SI1903.07

APÊNDICE B

1 A MICROESTRUTURA EM REVESTIMENTOS DE LIGAS DE COBALTO CoCrWC

Diversos trabalhos tem mostrado que revestimentos soldados se caracterizam por apresentar alterações da composição química da liga de deposição (nominal) e ainda por experimentarem taxas de resfriamento mais elevadas na solidificação, fatores afetam a microestrutura formada (SALVINO, 2013). As variações na composição química são originadas pela interação com o substrato (diluição) durante a soldagem. Já a taxa de resfriamento depende de diversos fatores, como condutividade térmica do aço, pré-aquecimento, aporte térmico utilizado, dentre outros. Desta forma, as condições de resfriamento na solidificação irão influenciar a formação da microestrutura, bem como o grau de refinamento das mesmas.

A diluição pode ser medida e representa a participação do substrato no depósito final obtido. No caso de revestimentos soldados, este parâmetro deve ser controlado, uma vez que importantes mudanças podem ocorrer pela alteração da composição química da liga, decorrente da presença de elementos químicos do substrato no revestimento (SANTOS, 2003).

A solidificação inicia quando uma nova fase sólida se forma. O aparecimento de núcleos e o seu crescimento posterior podem diferir e alterar a microestrutura em metais e ligas metálicas. A estrutura formada depende então de aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos fortemente relacionados (Reis, 2009).

A formação de dendritas de solidificação é uma das diversas morfologias encontradas comumente para ligas fundidas, e o grau de refinamento das dendritas influencia as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. Estas estruturas formam-se com um teor de soluto diferente da média da liga. Essa diferença da concentração de soluto do centro das dendritas para a região interdendrítica é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida (ROSA, 2004).

Adicionalmente, as condições de transferência de calor durante a solidificação alteram a velocidade de solidificação e as taxas de resfriamento (em percentual) e, como consequência, os tempos de solidificação. A velocidade de solidificação refere-se ao deslocamento da interface sólido/líquido com relação ao tempo. A taxa de resfriamento remete a diminuição da temperatura em função do tempo, ou seja, quanto calor está sendo extraído da peça em um determinado instante da solidificação, podendo ser determinada pelo produto da velocidade de solidificação com o gradiente térmico (GARCIA, 2001).

(Gomes *et al.* 2012) e (Scheid *et al.* 2010, 2013) descreveram a microestrutura de solidificação de revestimentos obtidos por PTA para a liga Stellite #6 obtidos na

forma de tarugos e também na forma de revestimentos depositados sobre aço AISI 316L e SAE 1020 e indicam a formação de microestrutura dendrítica de solidificação, independente da corrente de deposição utilizada. Nas regiões interdendríticas, relatam a formação de carbonetos associados aos principais elementos de liga (Cromo e Tungstênio) presentes na composição química do pó de deposição original.

2 DESGASTE POR PARTÍCULAS DURAS

Para o desgaste abrasivo, material é removido da superfície por partículas de elevada dureza ou, em alguns casos, por duras protuberâncias presentes na superfície oposta em contato durante o deslizamento entre duas superfícies. Diversos termos podem ser usados para descrever a abrasão num processo de desgaste. Deve ser feita uma diferenciação entre desgaste abrasivo por dois corpos figura 40 (a) e por três corpos (b) (SCHEID, 2007).

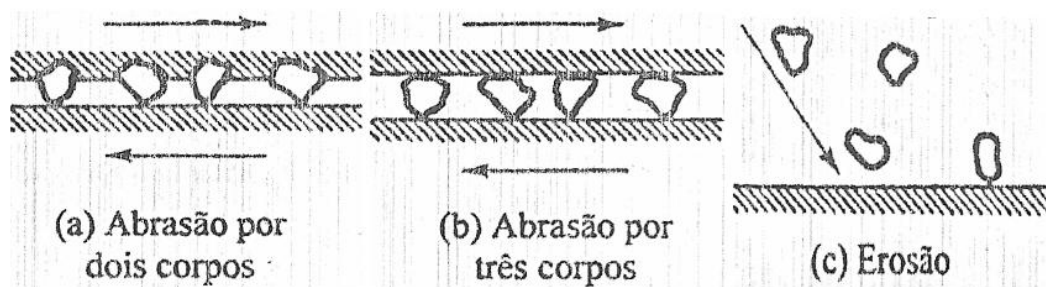


Figura 40 - Ilustração das diferenças entre (a) abrasão a dois corpos, (b) abrasão a três corpos e (c) erosão.

Abrasão a dois corpos é causada por duras protuberâncias na contra-face ou ainda pela diferença de dureza e de rugosidade das superfícies em contato. Já na abrasão a três corpos, partículas duras posicionam-se e rolam entre as superfícies. Estas partículas duras podem estar presentes na forma de contaminantes ou podem ser geradas localmente, por oxidação ou desgaste dos componentes.

Em outros casos, o desgaste pode ser originado pela presença de partículas duras carregadas por um fluxo de gás ou líquido e que atingem a superfície de um componente mecânico, conforme figura 40 (c).

Este tipo de desgaste é chamado de erosão ou erosão por partículas sólidas. As características das partículas, tais como dureza, forma e tamanho influenciam significativamente as taxas de desgaste por abrasão ou erosão.

Quando a dureza das partículas for menor do que a superfície que está experimentando abrasão ou erosão, menor será o desgaste observado. Pode-se dizer que uma partícula abrasiva só será capaz de “riscar” uma superfície se a sua dureza for superior a 1,2 vezes a dureza da superfície. Observam-se ainda maiores taxas de desgaste para partículas angulares em relação a partículas com formato mais arredondado (SCHEID, 2007).

O tamanho das partículas causadoras da maior parte dos fenômenos de desgaste abrasivo e erosivo está na faixa de 5 a 500 μ m. O tamanho das partículas altera as taxas de desgaste abrasivo e erosivo, conforme as condições do teste e natureza das partículas e materiais envolvidos (SCHEID, 2007).

Diversas são as formas de avaliar em laboratório a resistência ao desgaste de materiais e revestimentos. Neste trabalho, foi adotado um sistema de avaliação para o desgaste a dois corpos, tipo pino sobre disco. O disco foi utilizado com um material abrasivo aderido contendo as partículas duras (lixa) e o pino foi confeccionado com a extremidade de deslizamento contendo o revestimento depositado por PTA.