

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

JOÃO PEDRO KUCHANOVICZ

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DA LIGA CoCrMoSi
(TRIBALLOY T400) SOBRE AÇO LIGA SAE 4140

CURITIBA

2017

JOÃO PEDRO KUCHANOVICZ

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DA LIGA CoCrMoSi
(TRIBALLOY T400) SOBRE AÇO LIGA SAE 4140

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, no curso de mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Adriano Scheid

Coorientadora: Prof. Dra. Karin Graf

CURITIBA

2017

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELO SISTEMA DE BIBLIOTECAS/UFPR
BIBLIOTECA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA

K95m Kuchanovicz, João Pedro
Microestrutura e propriedades de revestimentos da liga CoCrMoSi (tribaloy t400) sobre aço liga sae 4140 / João Pedro Kuchanovicz. – Curitiba, 2017.
85 f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2017.

Orientador: Adriano Scheid.
Coorientadora: Karin Graf.

1. Método de elementos de volume. 2. Modelagem matemática. 3. Gabinetes de telecomunicação.
I. Universidade Federal do Paraná. II. Scheid, Adriano. III. Graf, Karin. IV. Título.

CDD: 620.1

Bibliotecária: Romilda Santos - CRB-9/1214



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
Setor TECNOLOGIA
Programa de Pós Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA
Código CAPES: 40001016040P5

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **JOÃO PEDRO KUCHANOVICZ**, intitulada: "**MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrMoSi (TRIBALLOY T400) SOBRE AÇO LIGA SAE 4140**", após terem inquirido o aluno e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua aprovação no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

Curitiba, 29 de Agosto de 2017.

KARIN GRAF
Presidente da Banca Examinadora Avaliador Externo (UFPR)

GELSON BISCAIA SOUZA
Avaliador Externo (UEPG)

CARLOS EDUARDO FORTIS KWIETNIEWSKI
Avaliador Externo (UFRGS)

Aos meus pais, por todo esforço e apoio que me deram, mesmo nas horas mais difíceis com seu exemplo de dignidade, humildade, força de vontade e amor. Em especial ao meu pai, que apesar dele não estar mais entre nós, sua presença é muito forte em minha vida.

AGRADECIMENTOS

A Deus, que se faz presente em todos os momentos da minha vida, manifestando-se até no acaso, por me dar ideias, saúde e forças para superar as dificuldades.

Ao PGMEC –Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, pelo ambiente criativo e amigável que proporcionam e dando a oportunidade da realização desse trabalho.

Ao meu orientador e amigo Professor Adriano Scheid, que sempre me deu apoio necessário e forneceu grandes ensinamentos para a realização deste trabalho com uma visão crítica e estímulo na busca do conhecimento.

À minha coorientadora, Professora Karin Graf pela forma como conduziu este trabalho, motivando, ensinando e, também, pela perspicácia com que realizou suas observações para a melhoria do estudo.

Ao Laboratório de Engenharia de Superfícies da Universidade Federal do Paraná, pelos materiais e equipamentos cedidos.

Ao Departamento de Física, pelo apoio dado na realização das análises de difrações de raios X e ao Centro de Microscopia Eletrônica da UFPR.

Um agradecimento especial a minha esposa Rosely, que me auxiliou nesta caminhada, pela paciência, ajuda e dedicação durante todo este período de trabalho.

Não poderia deixar de agradecer a meu filho, amigo e companheiro, Luan Pedro que esteve sempre presente e não poupou esforços para auxiliar sempre que solicitado.

Ao meu filho e companheiro de classe nas aulas de Mestrado, Alan Henrique, por esta experiência maravilhosa de pai e filho estudarem juntos.

Aos amigos, que direta ou indiretamente contribuíram para execução deste trabalho.

“O conhecimento nos faz responsáveis”.
(Che Guevara)

RESUMO

Aços de baixa liga são muito utilizados em componentes de engenharia que requerem elevada tenacidade. Estes componentes, muitas vezes, estão sujeitos a desgaste ou atuam em meios corrosivos a elevadas temperaturas. Uma alternativa muito promissora para melhorar o desempenho destes componentes é o revestimento obtido através do processo de Plasma com arco transferido (PTA) utilizando a superliga de Cobalto CoCrMoSi. Este trabalho teve como objetivo avaliar o revestimento da liga Tribaloy T400 processados por PTA, sobre um substrato de aço SAE 4140. Para variar o nível de interação com o substrato foram processados cordões únicos com diferentes intensidades de corrente: 120, 150, 180, 200 A. Também foram produzidas áreas com diferentes graus de sobreposição (25 e 50 %) para analisar a influência deste parâmetro nas características finais do revestimento. Os depósitos (cordões únicos e múltiplos) foram caracterizados através de sua geometria e seu grau de interação com o substrato. A análise microestrutural foi feita através de microscopia ótica e eletrônica de varredura e a difração de raios X foi utilizada para a identificação das fases presentes. As propriedades mecânicas e tribológicas foram avaliadas através de ensaios de dureza e desgaste tipo pino sobre disco. O aumento da intensidade de corrente de 120 A para 200 A resultou no aumento da diluição, que variou de 5,2 a 29,3 %. Para os cordões únicos, o aumento da corrente de deposição não alterou as fases formadas, porém as proporções sofreram alteração, passando de uma microestrutura hipereutética (120 e 150 A) para hipoeutética (200 A). Para os revestimentos com sobreposição de 25 %, observou-se uma microestrutura hipoeutética. Com o aumento do grau de sobreposição para 50 %, observou-se a formação de uma microestrutura hipereutética. A dureza foi influenciada pela microestrutura formada, apresentando valores variando de 56,3 a 48,5 HRC para os cordões únicos, decrescendo à medida que a corrente de deposição aumentou. O desgaste apresentou correlação direta com a microestrutura sendo que nos cordões únicos onde as fases de Laves (primária e eutética) estavam presentes em maiores proporções, o desgaste foi menor (valor mínimo de 198 $\mu\text{g}/\text{m}$ para 120 A). Os revestimentos com grau de sobreposição de 25 % apresentaram dureza menor (51 HRC) e maior taxa de desgaste (392 $\mu\text{g}/\text{m}$) que os revestimentos produzidos com grau de sobreposição maior 50 %, onde a presença da fase de Laves primária a partir do terceiro cordão fez com que a dureza aumentasse (58 HRC) induzindo à diminuição nos valores de perda de massa (até 256 $\mu\text{g}/\text{m}$).

Palavras-chave: Liga CoCrMoSi. Revestimentos Soldados. Microestrutura. Dureza. Tribaloy T400.

ABSTRACT

Low alloy steels are usually utilized in engineering components in which tenacity is the main factor. However, these components are often subject to degradation mechanisms due to high temperature and corrosive environments. One promising solution is to protect these components with a CoCrMoSi Cobalt superalloy coating by Plasma Transfer Arc (PTA) process. This work aims to evaluate Tribaloy T400 alloy processed by PTA on SAE 4140 substrate. In order to vary the interaction level with the substrate, single beads with different current intensities (120 A, 150 A, 180 A and 200 A) were processed. Moreover, 25 % and a 50 % overlap areas were produced to analyze the influence of this parameter on coating features. The deposits (single and multiple beads) were characterized by their geometry and their degree of interaction with the substrate. The microstructural analysis was performed using optical and electronic microscopy scanning and X-Ray diffraction phase identification. The mechanical and tribological properties were assessed by means of Rockwell hardness and pin-on-disk wear tests. The increase of current intensity resulted in an increase of dilution, from 5.2 % to 29.3 %. For the single beads, the increase in deposition current did not alter the formed phases, but their proportions changing microstructure from a hypereutectic (120 A and 150 A) to hypoeutectic one (200 A). For 25 % overlap condition, there was noticed a hypoeutectic microstructure. With the increase in the overlap to 50 %, a hypereutectic microstructure developed. For simple beads, the hardness was influenced by the formed microstructure, with values ranging from 56.3 to 48.5 HRC, decreasing as current deposition increased. In the case that the Laves phases, primary and eutectic, were larger, the wear rate was lower (minimum value of 198 g/m for 120 A), showing a direct correlation between wear and microstructure for single beads. Coatings with 25 % overlap degree presented lower hardness (51 HRC) and higher rate of wear (329 g/m). By increasing the overlap degree to 50 %, the presence of Laves phase, starting from the third strand, caused an increase in hardness to 58 HRC leading to a decrease in weight loss (up to 256 g/m).

Keywords: CoCrMoSi Alloy. Welded coatings. Microstructure. Toughness. Tribaloy T400.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - ESQUEMA TOCHA DE PTA	30
FIGURA 2 - TOCHA DO PROCESSO PTA.....	31
FIGURA 3 - TOCHA DO PROCESSO PAW.....	31
FIGURA 4- DILUIÇÃO VS. CORRENTE DE SOLDAGEM EM DIFERENTESVAZÕES DE PÓ E DE GÁS DE PLASMA.....	34
FIGURA 5 - FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL ADOTADO.....	35
FIGURA 6 – LIGA ATOMIZADA (CoCrMoSi)	36
FIGURA 7 - COMPONENTES DO SISTEMA DE DEPOSIÇÃO POR PTA.....	37
FIGURA 8 - CORDÕES ÚNICOS VERSUS CORRENTE (CORDÕES DE 120 a 200 A)	39
FIGURA 9 - REVESTIMENTO DEPOSITADO COM SOBREPOSIÇÃO DE 25 %(CORDÕES 1, 2, 3, 4).....	40
FIGURA 10 - REVESTIMENTO DEPOSITADO COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 %(CORDÕES 1, 2, 3 , 4).....	40
FIGURA 11 - CORDÕES SEPARADOS PELA SERRA FITA	41
FIGURA 12 - APRESENTAÇÃO DA LOCALIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA A CARACTERIZAÇÃO DA GEOMETRIA DOS CORDÕES E DA MICROESTRUTURA	41
FIGURA 13 - EQUIPAMENTO PARA CORTE COM DISCO ABRASIVO REFRIGERADO	42
FIGURA 14 - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO	42
FIGURA 15 - POLITRIZ UTILIZADA NA ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	43
FIGURA 16 - ESQUEMA DA MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE MOLHAMENTO (θ), LARGURA (W) E ALTURA DE REFORÇO (T) DOS CORDÕES ÚNICOS DEPOSITADOS (A) E ESQUEMA DA SOBREPOSIÇÃO ADOTADA (B) PARA 25 % DE SOBREPOSIÇÃO E (C) 50 % DE SOBREPOSIÇÃO.....	44
FIGURA 17 - MÉTODO DE CÁLCULO DA DILUIÇÃO	45
FIGURA 18 - ESQUEMA DESTACANDO A DIFERENÇA PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO EM CORDÕES ÚNICOS E MÚLTIPLOS CORDÕES.....	45
FIGURA 19 - REPRESENTAÇÃO DAS ÁREAS UTILIZADAS PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO MULTIPASSES	46
FIGURA 20 - REPRESENTAÇÃO DA MÁSCARA OBTIDA A PARTIR DO CORDÃO DE PASSE ÚNICO (200 A), UTILIZADO NO CÁLCULO DAS DILUIÇÕES...	47

FIGURA 21 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS UTILIZADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA O CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25 %	48
FIGURA 22 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS UTILIZADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA O CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 50 %	48
FIGURA 23 – A:IMAGEM EM MEV ; B: IMAGEM TRATADA NO SOFTWARE IMAGE J®	49
FIGURA 24 - ESQUEMA MOSTRANDO AS REGIÕES CENTRAIS DE CADA CORDÃO QUE FORAM SUBMETIDAS AO ENSAIO DE DUREZA	50
FIGURA 25 - PINOS RETIRADOS POR ELETROEROSÃO PARA ENSAIOS DE DESGASTE.....	51
FIGURA 26 - SEQUÊNCIA DO ENSAIO DE DESGASTE PINO SOBRE DISCO	51
FIGURA 27 - EQUIPAMENTO TESTE DE DESGASTE	52
FIGURA 28 - MACROGRAFIA DOS CORDÕES ÚNICOS.....	53
FIGURA 29 - DILUIÇÃO (D) VERSUS INTENSIDADE DE CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (I).....	55
FIGURA 30 - DILUIÇÃO (%) MÉTODO DAS ÁREAS COMPARATIVO TOYSERKANI POR CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A).....	56
FIGURA 31 - DIFRATOGRAMAS DE RAIOS X PARA AS DIVERSAS CONDIÇÕES ..	57
FIGURA 32 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 120 A	58
FIGURA 33 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 150 A	58
FIGURA 34 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 180 A	59
FIGURA 35 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 200 A	60
FIGURA 36 – IMAGENS TRATADAS NO SOFTWARE IMAGE J® : A – 120 A; B – 150 A; C – 180 A; D – 200 A	61
FIGURA 37 – PROPORÇÃO DE FASES (LAVES/Co-SS).....	62
FIGURA 38 - CORRELAÇÃO ENTRE A DUREZA (HRC) E DILUIÇÃO (D) DOS REVESTIMENTOS.....	63
FIGURA 39 - COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO	64

FIGURA 40 - MACROGRAFIA DO REVESTIMENTO REALIZADO COM SOBREPOSIÇÃO DE CORDÕES DE 25 % (CORDÃO 1, 2, 3 e 4).....	65
FIGURA 41 - COMPARATIVO DA DILUIÇÃO PELOS MÉTODOS DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI.....	67
FIGURA 42 – MICROESTRUTURA (MEV) DOS CORDÕES COM SOBREPOSIÇÃO DE 25 %	68
FIGURA 43 – IMAGENS TRATADAS SOFTWARE PARA SOBREPOSIÇÃO DE 25 %.	69
FIGURA 44 - PROPORÇÃO DE FASES (LAVES/CO-SS)- SOBREPOSIÇÃO 25 %....	70
FIGURA 45 - VALOR DA DUREZA POR CORDÃO.....	71
FIGURA 46 - GRÁFICO DOS RESULTADOS DO COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA	72
FIGURA 47 - MACROGRAFIA DOS REVESTIMENTOS COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 %	73
FIGURA 48 - COMPARATIVO DA DILUIÇÃO PELOS MÉTODOS DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI.....	74
FIGURA 49 - MICROESTRUTURA (MEV) DOS CORDÕES COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 % :	75
FIGURA 50 - IMAGENS TRATADAS SOFTWARE PARA SOBREPOSIÇÃO DE 50 %:.	76
FIGURA 51 - GRÁFICO - FRAÇÃO DE IMAGENS - SOBREPOSIÇÃO 50 %.....	77
FIGURA 52 - DUREZA POR CORDÃO.....	78
FIGURA 53 - GRÁFICO DOS RESULTADOS DO COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA	79

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - PROPRIEDADES DOS ELEMENTOS E SEUS EFEITOS NAS LIGAS DE COBALTO	26
TABELA 2 - COMPOSIÇÕES QUÍMICAS NOMINAIS DE LIGAS COMERCIAIS DE COBALTO	27
TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) AÇO SAE 4140	29
TABELA 4- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS UTILIZADOS (% EM PESO)	36
TABELA 5 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POR PTA	38
TABELA 6 - VALORES OBTIDOS ATRAVÉS DO SOFTWARE IMAGE J® - CORDÕES ÚNICOS	54
TABELA 7 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO	56
TABELA 8 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25% PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO, CONFORME METODOLOGIA. A - ÁREA DO SUBSTRATO FUNDIDA. A+B - ÁREA TOTAL DO REVESTIMENTO. C - PARTICIPAÇÃO DO CORDÃO ANTERIOR NA DILUIÇÃO	66
TABELA 9 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - SOBREPOSIÇÃO 25 % - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO	66
TABELA 10 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 50 % PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME METODOLOGIA DE SCHEID (CNPQ 2016). A - ÁREA DO SUBSTRATO FUNDIDA. A+B - ÁREA TOTAL DO REVESTIMENTO. C - PARTICIPAÇÃO DO CORDÃO ANTERIOR NA DILUIÇÃO	73
TABELA 11 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - SOBREPOSIÇÃO 50 % - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO	74

LISTA DE SIGLAS

A	Ampère
AISI	American Iron and Steel Institute - Instituto Americano do Aço e Ferro
ASM	American Society Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials - Sociedade Americana para teste de materiais
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CDP	Corpo De Prova
CFC	Cúbico de Face Centrada
Co	Elemento Químico Cobalto
Cr	Elemento Químico Cromo
EDS	Espectroscopia de Dispersão de Energia
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
HC	Hexagonal Compacta
HP	Horse Power- Cavalos Vapor
HRC	Rockwell Hardness C - Dureza Rockwell c
HV	Dureza Vickers
I(A)	Unidade de intensidade de corrente elétrica o Ampère
K	Temperatura Kelvin
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mo	Elemento Químico Molibdênio
N2	Elemento Químico Nitrogênio
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i> – Processo de Soldagem por Plasma
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i> - Plasma por Arco Transferido
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i> - Sociedade Automotiva de Engenheiros
Si	Elemento Químico Silício
Ti	Elemento Químico Titânio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i> – Processo de Soldagem com Eletrodo de Tungstênio
UNS	<i>Unified Numbering System</i> - Sistema de Numeração Unificado
UFPR	Universidade Federal do Paraná
W	Elemento Químico Tungstênio
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE ABREVIATURA

wt%	porcentagem de peso
g/cm ³	grama por centímetro ao quadrado
° C	temperatura em graus Celsius

LISTA DE SÍMBOLOS

@	arroba
n	produto de números
Σ	somatório de números

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	OBJETIVO GERAL	20
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	21
3.1	SUPERLIGAS - HISTÓRICO	21
3.2	COBALTO E SUAS LIGAS	23
3.3	O AÇO BAIXA LIGA SAE 4140.....	28
3.4	PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA.....	29
3.5	EFEITO DA CORRENTE DE DEPOSIÇÃO	33
3.6	EFEITO DO GRAU DE SOBREPOSIÇÃO DE CORDÕES.....	34
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	35
4.1	FLUXOGRAMA.....	35
4.2	MATERIAIS UTILIZADOS.....	36
4.2.1	Materiais e suas características	36
4.2.2	Preparação da liga e do substrato	36
4.2.2.1	<i>Preparação da liga CoCrMoSi</i>	36
4.2.2.2	<i>Preparação do substrato AISI 4140</i>	37
4.2.3	Equipamento e Parâmetros utilizados para deposição	37
4.2.4	Cordões produzidos.....	40
4.3	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO	41
4.3.1	Preparação das amostras	41
4.3.2	Microscopia Ótica	43
4.3.3	Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com Espectrometria por Energia Dispersiva (EDS)	44
4.3.4	Metodologias adotadas para o cálculo da diluição.....	44
4.3.4.1	<i>Método das áreas</i>	44
4.3.4.2	<i>Método de Toyserkani</i>	48
4.3.5	Quantificação de fração de fases (<i>Software Image J®</i>).....	49
4.3.6	Difração de raios X.....	50
4.3.7	Medição da dureza	50
4.3.8	Metodologia de avaliação do desgaste	50
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
5.1	CORDÕES ÚNICOS.....	53

5.1.1	Aspecto Geral	53
5.1.2	Diluição	54
5.1.3	Fase formadas (DRX)	56
5.1.4	Microestrutura - análise do teor de Ferro e EDS.....	57
5.1.5	Propriedades Mecânicas - Dureza	62
5.1.6	Propriedades Tribológicas - Desgaste	64
5.2	REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 25 %	65
5.2.1	Aspecto geral	65
5.2.2	Diluição	65
5.2.3	Microestrutura - análise do teor de Ferro por EDS	67
5.2.4	Propriedades Mecânicas - Dureza	70
5.2.5	Propriedades Tribológica – Desgaste	71
5.3	REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 50 %	72
5.3.1	Aspecto Geral	72
5.3.2	Diluição	73
5.3.3	Microestrutura - Análise do teor de Ferro e EDS	74
5.3.4	Propriedades Mecânica - Dureza.....	77
5.3.5	Propriedade Tribológica - Desgaste.....	78
6	CONCLUSÃO	80
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	81
	REFERÊNCIAS	82

1 INTRODUÇÃO

Plantas industriais apresentam grande variedade de ambientes operacionais onde equipamentos, componentes, estruturas e sistemas de produção ficam expostos a meios corrosivos sujeitos a desgaste. A degradação dos materiais em ambientes de produção de óleo e gás, por exemplo, pode ser relacionada ao meio salino severo que muitas vezes pode conter CO_2 e/ou H_2S , exigindo grande resistência dos componentes e/ou equipamentos. Válvulas de tubulações, algumas vezes, operam, simultaneamente, sob condições agressivas de corrosão e desgaste. Nesta situação, as ligas de Níquel (como a Inconel 625), podem vir a necessitar proteção adicional para resistir ao desgaste, através de revestimentos obtidos por aspensão térmica. Portanto, a demanda para aumentar a vida útil passa, em muitos casos, por soluções complexas. Neste sentido, as ligas de Cobalto podem apresentar vantagens para a utilização onde a exigência real e, concomitante, por resistência à corrosão e ao desgaste estiverem presentes.

Os revestimentos duros são largamente estudados para a proteção de componentes e visam, principalmente, reduzir o custo de manutenção, devido às paradas não programadas, como também, a redução do volume de ligas de elevado custo relativo utilizadas. Neste cenário, a técnica de processamento de revestimentos por Plasma com Arco Transferido (PTA) vem sendo largamente estudada e é apontada como uma alternativa atrativa e promissora, em decorrência de uma série de fatores, especialmente a qualidade dos depósitos produzidos.

Diversos trabalhos relatam o processamento de ligas de Cobalto por PTA para aumentar a vida de componentes como: válvulas, assentos de válvulas, buchas e luvas de desgaste, punções e matrizes de conformação. A habilidade de manter a dureza a altas temperaturas, a resistência ao desgaste e à corrosão em diversos meios, despertam o interesse para utilizações na indústria química, petroquímica, de galvanização, dentre outras. Entretanto, quando as condições de uso envolvem fenômenos de corrosão-desgaste, ainda há um grande desafio a ser superado, visto que sistemas de ligas convencionais, não atendem plenamente à demanda por maior desempenho. Nestes casos, a corrosão-desgaste pode levar à perda de material superficial, que resulta da ação mecânica e química na superfície, agravando o efeito degradante reduzindo drasticamente a vida útil de componentes.

Para esta situação, o sistema de liga CoCrMoSi vem sendo referenciado como um sistema promissor. As ligas deste sistema apresentam composição química que difere especialmente no teor de Cromo, Silício e Molibdênio, o que leva à formação de

uma microestrutura de solidificação com fase intermetálica primária de Laves, muito dura e resistente. Diversos estudos atribuem a grande fragilidade e a dificuldade de processamento destas ligas hipereutéticas à elevada fração da fase primária de Laves, (intermetálicos do tipo $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ e/ou CoMoSi) o que impulsiona, por sua vez, o desenvolvimento de variações dentro da família de ligas Tribaloy.

Recentemente, uma nova composição de liga chamada de T401 foi desenvolvida com base em sua antecessora, a liga T400, com o objetivo específico de elevar a tenacidade. Na liga T401, a composição química foi alterada reduzindo-se o teor de Silício à metade, o Molibdênio teve redução para 22,8 % em peso (elementos formados de fase de Laves), enquanto o Cromo (elemento formador de solução sólida) foi dobrado, resultando em mudança da composição química da liga de hiper para hipoeutética.

Neste contexto, o presente estudo avaliou o efeito da diluição sobre a microestrutura formada e as características de revestimentos de liga hipereutética Tribaloy T400. A maior diluição com o substrato utilizado nesta análise, aço AISI 4140, induz uma maior quantidade de Ferro à composição original da liga selecionada. Portanto, a diluição deverá promover a redução relativa do teor de Silício e de Molibdênio e, com isto, a fração de fase primária de Laves. Uma vez que existe um grande interesse industrial no processamento deste sistema de ligas, especialmente para aumentar a vida útil de componentes projetados a partir de aços, o conhecimento do efeito da diluição sobre a microestrutura, fases formadas e dureza dos revestimentos deve ser investigado. Adicionalmente, foi avaliado o efeito da sobreposição de cordões sobre as características destes depósitos na obtenção de áreas revestidas, considerando que é limitada a informação disponível na literatura acerca deste conhecimento.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho foi correlacionar, os efeitos das condições de processamento (intensidade de corrente e grau de sobreposição) de revestimentos CoCrMoSi obtidos por PTA sobre Aço Baixa Liga SAE/AISI 4140, com as propriedades mecânicas dureza e resistência ao desgaste.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho teve como principais objetivos específicos:

- 1 - Estudar o efeito da intensidade de corrente de deposição sobre a geometria e diluição de cordões únicos depositados sobre AISI 4140 pelo processo PTA.
- 2 - Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a estrutura de solidificação e fases formadas de cordões únicos depositados sobre AISI 4140 pelo processo PTA.
- 3 - Determinar como a microestrutura formada influencia a dureza e a resistência ao desgaste dos cordões únicos processados por PTA sobre o Aço Baixa Liga SAE 4140.
- 4 - Estudar os efeitos decorrentes da sobreposição de cordões nas características das áreas revestidas por PTA com a liga CoCrMoSi.
- 5 - Determinar a influência da microestrutura no comportamento de desgaste das áreas revestidas, por meio da dureza e da avaliação da taxa de perda de massa em ensaio tipo pino sobre disco.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 SUPERLIGAS - HISTÓRICO

Em Paris, no ano de 1903, foi construído o primeiro motor autossustentável de uma turbina a gás, o qual foi construído com três cilindros ligados a uma turbina de impulso, apresentando uma eficiência térmica de 3 %, o que possibilitou a utilização desta tecnologia de geração de energia no desenvolvimento de aviões, navios e outros equipamentos. Neste período, o engenheiro norueguês Aegidus Elling produziu uma turbina a gás utilizando um motor centrífugo e uma turbina radial com capacidade de gerar 11 *Horse Power* (HP), com temperatura de admissão de aproximadamente 400° C(673 K). Na temperatura de admissão, relativamente baixa, era contemplada no projeto a utilização de aços inoxidáveis austeníticos, na época, o material mais adequado para utilização em altas temperaturas (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

O desenvolvimento das superligas à base de Cobalto ocorre de forma paralela ao das superligas austeníticas de Ferro. Foram concebidas, neste período, patentes para os sistemas de ligas CoCr e CoCrW, para utilização em condições agressivas de desgaste, como em máquinas-ferramenta (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

Segundo Asphahini (1987), Elwood Haynes fez pesquisas descobrindo a elevada resistência mecânica e a natureza inoxidável da liga de Cobalto-Cromo. Através da adição de Molibdênio e Tungstênio foi possível melhorar as propriedades mecânicas. Haynes registrou a patente desta liga em 1907, que serviu de base para a maioria das superligas de Cobalto. Haynes a chamou de "*Stellite*" que, em latim, significa estrela.

A comercialização da família de "*Stellites*" iniciou a partir de 1917 na fabricação de munição na primeira guerra mundial e, como liga resistente ao desgaste e para elevadas temperaturas, foi utilizada a partir da Segunda Guerra Mundial (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

A partir de 1930, nos Estados Unidos, começaram os estudos e desenvolvimento das superligas de Níquel, Cobalto e Ferro. Estas ligas passaram a ser amplamente utilizadas em diferentes indústrias por terem como característica a alta resistência a altas temperaturas e a excelente resistência à corrosão. Em condições agressivas de operação, os componentes de engenharia começaram a ser revestidos, trazendo resultados bastante satisfatórios. Passaram a ser utilizados em motores de foguetes, veículos espaciais, reatores químicos, petroquímicos, nucleares, submarinos, processadores de alimentos, componentes de reatores de usinas termoelétricas, além de turbinas de avião (ASM HANDBOOK, 1992; HOU et al., 2009).

A preocupação com o controle microestrutural das superligas teve início entre 1930 e 1950. As pesquisas desta época foram voltadas para os processos de fabricação. Em 1955 surgiu a tecnologia de fusão a vácuo e as primeiras ligas obtidas por este processo. Na fusão a vácuo, foi obtida melhor desgaseificação das ligas e, desta forma, houve a redução significativa no teor de impurezas. Além disso, um melhor ajuste da composição química nos produtos fundidos levou ao aprimoramento do desempenho das ligas, permitindo maior controle na formação de fases como a γ' (gama linha) em ligas de Níquel (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

Adicionalmente, o aparecimento de fases deletérias com consequente diminuição nas propriedades das superligas, observada em serviço a altas temperaturas, comprovou a necessidade de limites de composição com base na estabilidade termodinâmica das fases. Como paradoxo, a formação de fases prejudiciais pode estar associada a níveis elevados de Cromo, porém, a redução do teor de Cromo nestas ligas, pode ocasionar uma queda da resistência à corrosão e, também, oxidação quando em operação em ambientes oxidantes a altas temperaturas.

Os níveis de Cromo não podem ser aumentados sem a redução das propriedades mecânicas, visto que a baixa resistência ao meio, muitas vezes, não é aceitável. A solução encontrada foi utilizar estas ligas na forma de revestimentos sobre diferentes substratos metálicos. Os revestimentos tornaram-se uma boa alternativa, assegurando boa resistência à oxidação e à corrosão, com um substrato com as melhores propriedades mecânicas. Superligas apresentam uma composição química complexa, tendo como base Ferro, Níquel e/ou Cobalto, acompanhado de outros elementos de liga, como o Cromo, Tungstênio, Nióbio, Molibdênio, entre outros (GEDDES; LEON; HUANG 2010).

As superligas são ligas desenvolvidas para operação que exige elevada resistência mecânica, associada a resistência à corrosão e oxidação a elevada temperatura. Existem, também, outros materiais que suportam elevadas temperaturas, como os cerâmicos, que garantem boa resistência à corrosão, mas, por outro lado, apresentam baixa tenacidade à fratura. Existem, ainda, algumas ligas de metais refratários, como: Zircônio, Tântalo e Tungstênio, que mostram propriedades mecânicas atrativas a altas temperaturas, decorrente, principalmente, da sua elevada temperatura de fusão. Por outro lado, a utilização destas ligas possui limitações devido à baixa resistência à oxidação. As superligas combinam as propriedades mecânicas em altas temperaturas e resistência à corrosão em meios agressivos, tornando atrativa a sua utilização.

O uso das superligas está baseado em composições químicas patenteadas. Na utilização a temperaturas acima de 600° C, três grupos podem ser citados:

- Superligas para alta temperatura;
- Superligas endurecidas por solução sólida;
- Superligas endurecidas por precipitação de uma segunda fase.

Para utilização estrutural, o limite de temperatura da tecnologia de superligas é de aproximadamente 950° C, enquanto que, quando não há solicitação mecânica, as temperaturas podem atingir 1200° C.

As ligas à base de Níquel e de Cobalto são, com frequência, projetadas para serem obtidas por fundição. Algumas composições com maior quantidade de elementos de liga podem ser obtidas por fundição e por modernos processos alternativos, tais como solidificação direcional, metalurgia do pó, entre outros. Assim, o controle do percentual de elementos de liga é fundamental para a obtenção das propriedades desejadas e para maior controle da microestrutura.

No desenvolvimento e caracterização das superligas, algumas propriedades são importantes:

- Resistência à fluência;
- Resistência à fadiga térmica e mecânica;
- Estabilidade microestrutural;
- Resistência à corrosão/oxidação a quente;
- Processabilidade voltada à soldagem e à conformação mecânica.

3.2 COBALTO E SUAS LIGAS

O Cobalto (Co) é um metal muito tenaz, pertencente ao grupo VIII-B da tabela periódica. Possui número atômico 27, massa atômica 58,93 u.m.a., densidade de 8,8 g/cm³ e ponto de fusão 1495° C.

As principais utilizações do Cobalto, são:

- Materiais magnéticos;
- Ligas resistentes à corrosão;
- Ligas resistentes ao desgaste.

O Cobalto é utilizado em situações onde o componente/equipamento deve apresentar elevada resistência ao desgaste. O Cobalto apresenta duas formas alotrópicas, uma FCC estável a altas temperaturas e uma HC (hexagonal compacta)

estável a baixas temperaturas. A transformação é do tipo martensítica e ocorre por cisalhamento, o que pode contribuir para o aumento do grau de encruamento. O Cobalto possui uma estrutura cristalina hexagonal compacta HC em temperatura abaixo de 417° C e estrutura CFC entre 417° C e o ponto de fusão a 1495° C (CROOK, 1992).

A baixa energia de falha de empilhamento (EFE), a elevada temperatura de recristalização e a estrutura CFC metaestável, oferecem uma boa resistência ao desgaste. Em adição, a baixa energia de falha de empilhamento (EFE) permite que as discordâncias fiquem separadas, dificultando os mecanismos de deslizamento cruzado e de escalonamento (que ocorrem na fluência). Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, ocorre um aumento de tensão. Em função do aumento de tensão, ocorre o encruamento do material, sendo que este traz vantagens para a melhoria de resistência ao desgaste (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

Para reduzir o efeito do desgaste, várias ligas são utilizadas. Coronado, Caicedo e Gómez (2009) relataram que o aumento em volume de carbonetos melhora a resistência à abrasão em aços estruturais de media resistência, ASTM A36. A resistência dos materiais pode ser aumentada ainda por tratamentos térmicos e pelo processamento de revestimentos à sua superfície. Neste caso, a microestrutura desempenha um dos papéis mais importantes e influentes sobre a resistência ao desgaste, já que determina a dureza (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015).

O Cobalto é um metal que possui características e propriedades muito próximas às do Níquel, porém, com maior resistência mecânica. Utiliza-se estas ligas onde a elevada resistência à corrosão, a resistência ao desgaste, a resistência mecânica em altas temperaturas e até mesmo propriedades magnéticas, são requeridas. O Cobalto também é utilizado como elemento de liga em superligas, ligas magnéticas, ligas de Níquel, ligas de Cobre, metal duro e aços ferramenta (SULLIVAN; DONACHIE, 1970; ZUM GAHR, 1987).

O Cobalto é um importante elemento de adição em outros materiais, como:

- Pigmento para tintas;
- Superligas à base de Níquel;
- Metal duro e aços ferramenta;
- Materiais magnéticos;
- Fontes radioativas emissoras de raio gama.

Os metais duros comerciais apresentam Cobalto na faixa de 3 a 25 % do peso. Na fabricação de materiais para ferramenta de corte, o elemento Cobalto representa de 3 a 12 % do peso. Na utilização de materiais magnéticos, o Cobalto oferece resistência

à desmagnetização. O Cobalto também é utilizado como fonte radioativa e serve para diversas utilizações médicas (radioterapia) e industriais (radiografia industrial) (CROOK, 1992).

Nas superligas de Cobalto, a microestrutura é uma matriz gama (CFC) com fases de elevada dureza dispersas. As suas propriedades dependem das fases formadas em cada sistema de liga, podendo ser fases intermetálicas de Laves, carbonetos e também do endurecimento por solução sólida (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

As ligas de Cobalto são uma combinação de elementos adicionados com o objetivo de atender a uso específico. Nestas ligas, acontece o endurecimento por segunda fase dispersa e por solução sólida e, combinam resistência ao desgaste mecânico abrasivo, boa estabilidade a temperaturas elevadas e excelente resistência à corrosão (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

As ligas de Cobalto apresentam vantagens, como:

- Excelente resistência à corrosão a quente em função do elevado teor de Cromo;
- Resistência à fadiga superior comparada com as ligas de Níquel;
- Estabilidade microestrutural a temperaturas elevadas;
- Resistência mecânica a altas temperaturas;
- Resistência ao desgaste abrasivo.

Diversas propriedades das ligas vêm da cristalografia natural do Cobalto (em particular, sua resposta à tensão). O Molibdênio, Tungstênio, Nióbio, Tântalo e Cromo são os elementos endurecedores por solução sólida e, ainda, são formadores de carbonetos (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

O teor adicionado destes elementos e a quantidade de Carbono determinam a formação dos carbonetos, conforme a TABELA 1.

TABELA 1 - PROPRIEDADES DOS ELEMENTOS E SEUS EFEITOS NAS LIGAS DE COBALTO

Elemento	Estrutura Cristalina	Raio Atômico (nm)	Temperatura de fusão (°C)	Efeitos
Alumínio	CFC	0,1431	660	- Aumento à resistência a corrosão - Promove a formação do composto intermetálico
Cromo	CCC	0,1249	1875	-Endurecedor da solução sólida -Aumentar à resistência a oxidação -Aumentar à resistência a corrosão a quente -Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{22}C_6$
Molibdênio	CCC	0,1363	317	- Endurecedor da solução sólida - Promove a formação de carbonetos M_6C - Promove a formação de composto intermetálico Co_3Mo
Níquel	CFC	0,1246	1455	-Estabiliza a estrutura CFC - Promove a formação de composto intermetálico Ni_2Ti
Nióbio	CCC	0,143	2468	- Endurecedor de solução sólida - Promove a formação de composto intermetálico Co_2M - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C
Tântalo	CCC	0,143	3020	- Endurecedor de solução sólida - Promove a formação de composto intermetálico Co_2M - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C
Titânio	HC	0,1445	1668	- Promove a formação de composto intermetálico Co_3Ti - Promove a formação de composto intermetálico Ni_2Ti quando ocorre a adição suficiente do Ni - Promove a formação de carbonetos MC
Tungstênio	CCC	0,1371	3410	- Endurecedor de solução sólida -Promove a formação de carbonetos M_6C - Promove a formação de composto intermetálico Co_3M

FONTE: ASM HANDBOOK (1992).

Os elementos que ficam em solução sólida produzem outros efeitos além do endurecimento. A adição do elemento Cromo melhora a resistência à corrosão. Para estabilizar a estrutura CFC é adicionado o Níquel, enquanto o Molibdênio é adicionado para melhorar a resistência a meios corrosivos diversos (incluindo corrosão por frestas). Já a resistência ao desgaste e a resistência mecânica das ligas de Cobalto, podem ser aumentadas pela formação de carbonetos ou pela formação de fases intermetálicas de Laves (Co-Mo-Si), topologicamente compactas.

As ligas resistentes ao desgaste apresentam grande interesse de pesquisa. As ligas de Cobalto utilizadas para altas temperaturas possuem baixo teor de Carbono e adição de Níquel e Tungstênio. O Níquel tem função de estabilização da estrutura FCC e, o Tungstênio promove o endurecimento por solução sólida levando à formação de carbonetos. A quantidade de Carbono, usualmente, fica entre 0,25 % e 1 %. A TABELA 2 apresenta algumas composições de ligas comerciais de Cobalto.

TABELA 2 - COMPOSIÇÕES QUÍMICAS NOMINAIS DE LIGAS COMERCIAIS DE COBALTO

Nome comercial	Elemento de liga								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 1	Bal.	31	12,5	1	2,5	3	3	2	1
Stellite 6	Bal.	28	4,5	1	1,2	3	3	2	1
Stellite 12	Bal.	30	8,3	1	1,4	3	3	2	1
Stellite 21	Bal.	28	-	5,5	0,3	2	2,5	2	1
Stellite 190	Bal.	26	14	-	3,3	Máx. 2,5	1	1	0,5
Stellite 238	Bal.	26	-	3	0,1	20	-	1	1
Ultimet	Bal.	26	2	5	0,1	3	9	0,3	0,8
Tribaloy T400	Bal.	8,5	-	28,5	<0,1	Máx. 2,5	Máx. 1,5	2,6	-
Tribaloy T800	Bal.	18	-	28,5	<0,1	Máx. 1,5	Máx. 1,5	3,4	-
Haynes 25	Bal.	20	15	-	0,1	Máx. 3,0	10	Máx. 0,4	-

FONTE: BLAU et al., (2009)

As ligas de Cobalto resistentes à corrosão possuem alta resistência sem perda da tenacidade e os baixos teores de Carbono visam minimizar a formação de carbonetos. Em geral, estas ligas são trabalhadas, fornecidas nas condições encruada ou encruadas e envelhecidas como, por exemplo, a liga *Ultimet* (HOU; GAO; ZHOU, 2005). Outra característica importante das ligas de Cobalto é a presença de compostos intermetálicos, tais como σ , μ e as fases de Laves. Estas fases de Laves também são chamadas como intermetálicos de Laves e são encontradas na família das Triballoys (CROOK, 1992). Esta família, por muito tempo, não foi muito utilizada em função de sua baixa ductilidade e tenacidade, associadas à presença desta fase. Entretanto, hoje em dia é muito utilizada por sua resistência ao desgaste a altas temperaturas e resistência à corrosão em metal líquido. As fases de Laves são comuns em superligas com baixo teor de Carbono, sendo que normalmente esta fase aparece como glóbulos de forma irregular (fase primária) ou lamelas (em fase eutética) (CROOK, 1992).

O grupo de ligas da família Tribaloy apresenta boa resistência ao desgaste a elevadas temperaturas e, também, boa resistência à corrosão em meios líquidos metálicos. São exemplos de ligas desta série, as ligas Tribaloy T800 e a Tribaloy T400.

Nestas ligas os elementos químicos Molibdênio e Silício são adicionados em níveis maiores que o limite de solubilidade, tendo como objetivo a formação de uma fase dura, que é chamada de Fase de Laves, que pode assumir estequiometrias distintas: CoMoSi ou $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$. Nestas ligas, o percentual de Carbono é mantido ao menor nível possível, a fim de evitar a formação de carbonetos (RAGHU; WU 1997).

A natureza alotrópica do Cobalto leva a uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC) ou a uma estrutura hexagonal compacta (HC). A fase dura primária está distribuída em meio a uma solução sólida de Cobalto ou em meio a um eutético lamelar (LIU et al., 2005). Entre os elementos constituintes das ligas Tribaloy, o Cromo tem como objetivo melhorar a resistência à corrosão e promover endurecimento por solução sólida. Silício e Molibdênio são adicionados para melhorar a resistência ao desgaste através da formação de fase de Laves e outros intermetálicos com o Cobalto. O elemento Molibdênio endurece a liga por solução sólida, favorecendo a formação de estrutura CFC para o Cobalto em temperatura ambiente (LIU et al., 2005).

As ligas Tribaloy podem ser fabricadas na forma de peças por metalurgia do pó, na forma de revestimentos por soldagem (revestimentos duros) e, também, produtos fundidos. A produção de revestimentos é normalmente realizada por PTA (plasma com arco transferido) ou *Laser Cladding*. A liga Tribaloy T800 possui melhor desempenho contra o ataque de metal fundido, no entanto, existe dificuldade de processamento livre de defeitos (trincas) devido à baixa tenacidade oriunda de elevada fração de fase primária de Laves (~70 %). A liga Tribaloy T400 foi concebida com menor percentual de Cromo e de Silício em relação à liga T800 com o objetivo de melhorar a tenacidade do fundido, porém, existe limitada informação acerca da soldabilidade e do desempenho desta liga na forma de revestimentos. Após a solidificação, estas ligas apresentam fases intermetálicas de Laves que levam a uma dureza entre 48 e 58 HRC, conferindo boa resistência ao desgaste e estabilidade em altas temperaturas (BLAU et al., 2009). O desempenho das Triballoys tem relação com o percentual de intermetálico duro de Laves. A principal diferença entre estas ligas está na quantidade de fases de Laves. Na liga Tribaloy T400, a fração volumétrica média desta fase varia entre 35 e 50 %, enquanto que na liga T800, a fração está entre 60 e 70 % (XU et al., 2007).

3.3 O AÇO BAIXA LIGA SAE 4140

O aço SAE 4140 é classificado como um aço de médio Carbono com 0,40 % de Carbono e apresenta as seguintes características: alta temperabilidade, usinabilidade

razoável, além de boa resistência à torção e à fadiga. A composição química do aço SAE 4140 é mostrado na TABELA 3.

TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) AÇO SAE 4140

%C	%Mn	%P(Máx)	%S(Máx)	%Cr	%Mo	%Si
0,38~0,43	0,75~1,00	0,030	0,040	0,80~1,10	0,15~0,25	0,15~0,35

FONTE: GERDAU (2003)

O aço SAE 4140 é utilizado quando elevada dureza, resistência mecânica e tenacidade são requeridos. Este aço é bastante empregado na construção mecânica e automotiva e em componentes, como: virabrequins, bielas, braços, juntas, engrenagens, eixos e componentes para equipamentos de produção e perfuração de petróleo (VILLARES METALS, 2004).

Aço AISI 4140 é também conhecido como aço Cromo-Molibdênio, sendo classificado como aço ligado para beneficiamento. Seus principais elementos são:

a) Carbono: É o principal elemento de liga no aço. A principal propriedade conferida ao aço pelo Carbono é a dureza. Outras características, além da dureza, também aumentam o limite de resistência à tração e a temperabilidade, por outro lado, diminui a tenacidade e a soldabilidade (PHILIP; MACCAFFREY, 1990).

b) Cromo: O Cromo favorece a formação de carbonetos no aço. Desta forma, aumenta a dureza e a resistência à tração do aço. O Cromo, em pequenas concentrações (~0,5 %), é um elemento formador e estabilizador de carbonetos e, em maiores porcentagens, aumenta a resistência à corrosão dos aços. O Cromo aumenta a temperabilidade dos aços, permitindo a redução na velocidade crítica de resfriamento (PHILIP, MACCAFFREY, 1990).

c) Molibdênio: É elemento formador de carbonetos. Em presença do Cromo e do Níquel, eleva o limite de resistência à tração e o limite de escoamento. Dificulta o forjamento, melhora a resistência à fadiga e a temperabilidade (CHIAVERINI, 1998).

3.4 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA

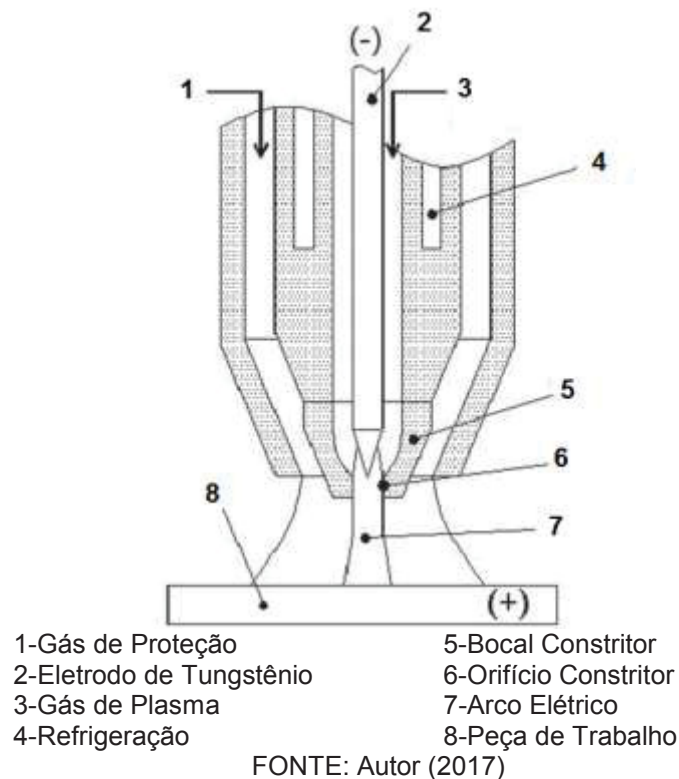
O processo de deposição por PTA possui a origem do nome inglês "*Plasma Transferred Arc*", significando "Plasma com Arco Transferido". Foi desenvolvido a partir do processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*). Em uma das versões, utiliza o pó como material de adição, sendo este processo, similar ao processo de soldagem TIG, no entanto, o processo de PTA mostra valores de diluição relativamente baixos. Pelo processo de soldagem por PTA pode ser realizada a deposição de revestimentos

metálicos e/ou compósitos, em função da utilização dos consumíveis na forma de pó (DAI; CHEN; LUI ,2001).

O processo de soldagem por PTA permite a produção de revestimentos com baixa diluição, na faixa de 5 a 20 % obtendo-se, também, baixos níveis de distorção (DEUIS ,1998).

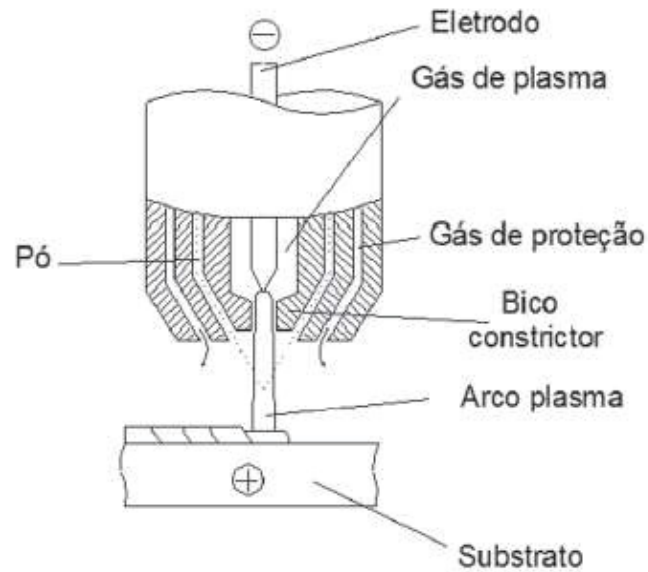
A FIGURA 1 apresenta um esquema da tocha de PTA. É um processo no qual o pó de uma liga é introduzido em uma corrente de plasma, tendo-se como resultado uma poça fundida a qual será depositada sobre o substrato a ser revestido, sendo possível obter um revestimento homogêneo com baixa diluição e distorção.

FIGURA 1 - ESQUEMA TOCHA DE PTA



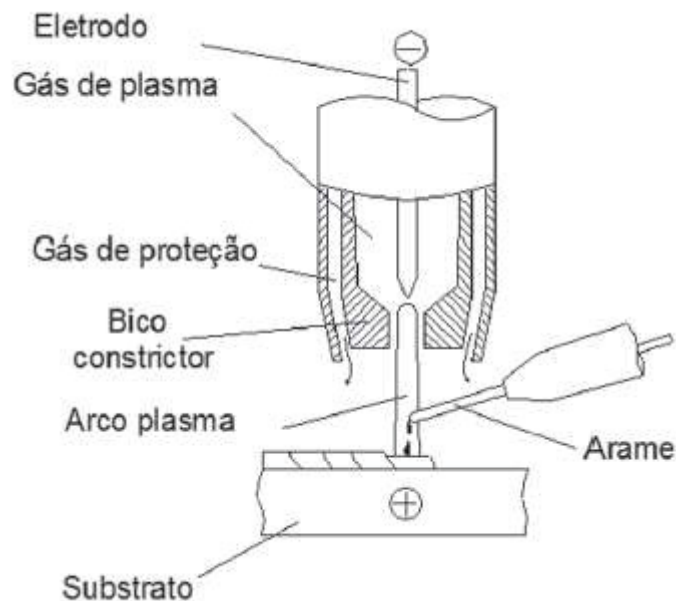
O material a ser depositado é conduzido a partir de um alimentador de pó para a tocha em um fluxo de gás, sendo normalmente o gás Argônio (DAVIS, 1993). O processo PAW (*Plasma Arc Welding*) é similar ao processo de revestimento PTA. Os dois processos se diferenciam na sua utilização e parametrização. Existe uma similaridade nos equipamentos para execução de deposição de uma camada, através do processo de PTA, FIGURA 2 e PAW, FIGURA 3. No processo PAW existe um equipamento para tracionar os arames bobinados (com vários tipos materiais e diferentes bitolas), enquanto que no processo de PTA utiliza-se o consumível na forma de pó, que é conduzido por um alimentador (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA (2010).

FIGURA 2 - TOCHA DO PROCESSO PTA



FONTE: Vergara, Dutra, D'Oliveira, (2010)

FIGURA 3 - TOCHA DO PROCESSO PAW



FONTE: Vergara, Dutra, D'Oliveira (2010)

Ambos os processos utilizam eletrodo não consumível de Tungstênio, posicionando o eletrodo no interior da tocha refrigerada com água, pela qual passa um gás de proteção que é direcionado para a poça fundida (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

Os dois processos utilizam como gás de plasma um gás inerte que atua na proteção da solda contra contaminação de substâncias presentes no ar. No Plasma com Arco Transferido, além da utilização do gás de plasma, é utilizado, também, o gás de

transporte ou gás de arraste, o qual leva a liga na forma de pó até a região do arco (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

Diferente do processo TIG, no PTA o arco é aberto. No processo PTA existe o eletrodo de Tungstênio no interior do bico constritor da tocha, não ocorrendo nenhum tipo de contato do eletrodo com a peça, existindo a necessidade de um ignitor eletrônico que fornece a tensão entre o eletrodo de Tungstênio e o bocal constritor, o que produz uma pequena faísca nesta região, chamada de arco piloto. Este arco piloto, em conjunto com um gás de baixa resistência elétrica, permite a abertura do arco, entre a peça e o eletrodo, abrindo o arco principal e iniciando o sistema de potência de soldagem, que transmite a corrente que foi parametrizada (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

No processo de Plasma com arco transferido (PTA), os principais parâmetros que interferem na qualidade do revestimento são (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010):

- Taxa de alimentação do pó;
- Velocidade de deslocamento da tocha;
- Fluxo dos gases do processo;
- Corrente do arco;
- Distância existente entre a peça e o bico constritor.

O processo PTA apresenta inúmeras vantagens: baixa diluição, alta produtividade, maior facilidade na automatização do processo, menor distorção e menor nível de descontinuidade, controle preciso dos parâmetros, entre outros. A corrente de soldagem é um dos parâmetros que apresentam maior influência na diluição (RAGHU, 1997)

O processo de PTA apresenta algumas vantagens e desvantagens, (HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991; HARRIS, 1993; RAGHU; WEBER, 1996 e ZIEDAS, 1997):

Vantagens do Processo de PTA:

- Baixa diluição, podendo ter até 2 %, segundo fabricantes do equipamento;
- Alta produtividade;
- Apresenta depósitos de boa qualidade;
- Possibilidade de automatização;
- Maior densidade e concentração de energia;
- Menor distorção;
- Menos descontinuidade, reduzindo a quantidade de retrabalho e de descartes;

- Alimentação em pó, tornando-se mais flexíveis à elaboração de novas ligas;
- Controle preciso dos parâmetros, garantindo uniformidade entre lotes;
- Maior tolerância em relação à distância da tocha-peça;
- Melhor controle de aporte térmico, permitindo uma redução na diluição e, por sua vez, gerando uma menor zona termicamente afetada ZTA.

Desvantagens do Processo de PTA

- Maior custo do equipamento comparado ao processo TIG;
- Maior consumo de gases;
- Equipamento de maior complexidade, gerando maior custo de manutenção;
- Necessidade de mão de obra mais qualificada para a sua utilização.

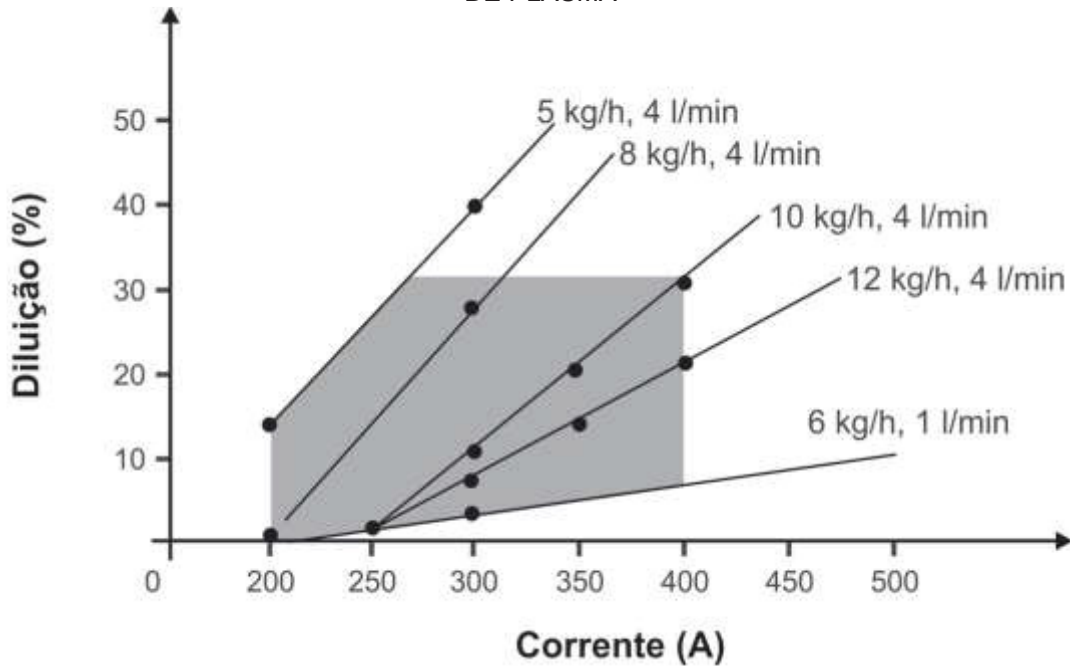
3.5 EFEITO DA CORRENTE DE DEPOSIÇÃO

Um dos principais parâmetros que tem influência direta na diluição é a corrente de deposição.

No processo de soldagem por PTA utiliza-se a corrente contínua com polaridade direta, sendo também possível a utilização da corrente alternada e polaridade inversa, entre outras. Uma das principais características do processo por PTA no depósito de revestimento é a capacidade de produção de cordões com baixa diluição. A FIGURA 4, Hallén; Lugscheider; Ait-Mekideche (1991), mostra a correlação linear que existe entre a intensidade de corrente e o percentual de diluição. A medida que ocorre o aumento da intensidade de corrente, observa-se um aumento da diluição com redução da taxa de alimentação e com maior vazão do gás de plasma (HALLÉN; LUGSCHEIDER; AIT-MEKIDECHE, 1991)

Deve ser realizada avaliação da diluição de revestimento de uma liga de Cobalto, pois a ocorrência de mudanças do material do substrato, pode afetar o desempenho de forma diferente (YAEDU; D'OLIVEIRA, 2005)

FIGURA 4- DILUIÇÃO VS. CORRENTE DE SOLDAGEM EM DIFERENTES VAZÕES DE PÓ E DE GÁS DE PLASMA



FONTE: Hallén; Lugscheider; Ait-Mekideche (1991)

3.6 EFEITO DO GRAU DE SOBREPOSIÇÃO DE CORDÕES

O entendimento do efeito da sobreposição de cordões para a obtenção de áreas revestidas com a liga Tribaloy T400 vem despertando cada vez mais interesse, devido a sua influência nas características finais dos revestimentos. A sobreposição de cordões envolve a fusão parcial do substrato e do cordão anterior, ocasionando alterações na microestrutura do revestimento. A corrente de deposição e o percentual de sobreposição influenciam na interação do metal de adição com o substrato causando mudanças microestruturais e, conseqüentemente, alterando as propriedades finais dos revestimentos (BOHATCH, 2014).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo apresenta como foi realizada a parte experimental do trabalho, os materiais e procedimentos adotados, bem com as principais técnicas de caracterização e métodos de avaliação.

4.1 FLUXOGRAMA

A FIGURA 5 apresenta o fluxograma experimental utilizado para a realização deste trabalho.

FIGURA 5 - FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL ADOTADO



FONTE: Autor (2015)

4.2 MATERIAIS UTILIZADOS

4.2.1 Materiais e suas características

Nesta pesquisa foi utilizada uma liga de Cobalto (CoCrMoSi) na forma de pó atomizado pelo fabricante Deloro-Stellite, com tamanho de partículas entre 53 a 150 μm , como mostra a FIGURA 6.

FIGURA 6 – LIGA ATOMIZADA (CoCrMoSi)



FONTE: Autor (2015)

O substrato escolhido foi uma placa de Aço SAE 4140 de 100x100 mm com espessura de 20 mm. A análise química do substrato foi verificada por espectrometria de emissão ótica e a composição química da liga de CoCrMoSi fornecida pelo fabricante Deloro-Stellite, conforme apresenta a TABELA 4.

TABELA 4- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS UTILIZADOS (% EM PESO)

Liga	%Co	%Cr	%W	%Mo	%C	%Fe	%Ni	%Si	%Mn
CoMoCrSi *	Bal.	8,8	29,1	0,05	0,4	0,6	2,4
Substrato	%Fe	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo
AISI 4140 **	>97	0,39	0,90	0,25	0,001	0,003	0,90	0,009	0,15

FONTE: Deloro-Stellite: *Composição química da liga atomizada (2005)

LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física): **Composição química verificada para o Substrato (2015)

4.2.2 Preparação da liga e do substrato

4.2.2.1 Preparação da liga CoCrMoSi

A umidade pode levar a problemas durante a deposição do revestimento, especialmente relacionados a porosidades oriundas da formação de vapor d'água. Para

evitar este problema, o pó metálico foi colocado em um forno aquecido a 120° C pelo período de 24 horas.

4.2.2.2 Preparação do substrato AISI 4140

O substrato de aço foi preparado para a deposição a partir do lixamento superficial, a fim de remover a oxidação da superfície, pois os óxidos presentes na chapa atuam como isolantes dificultando o estabelecimento do arco elétrico, ocasionando defeitos nos cordões depositados. Após a deposição, os corpos de prova foram cortados, tomando-se cuidado para não ocorrer o superaquecimento ou a queima do mesmo, o que poderia alterar as características dos revestimentos.

4.2.3 Equipamento e Parâmetros utilizados para deposição

A liga de Cobalto (CoCrMoSi) foi depositada pelo processo de PTA (Plasma com Arco Transferido) utilizando-se para tal, o equipamento modelo Starweld 300M da Deloro-Stellite, instalado no laboratório de materiais da UFPR, conforme mostrado na FIGURA 7.

FIGURA 7 - COMPONENTES DO SISTEMA DE DEPOSIÇÃO POR PTA



FONTE: Paes (2014)

Foram produzidos cordões únicos com 100 mm de comprimento com 4 diferentes níveis de intensidade de corrente: 120, 150, 180 e 200 A, tendo como objetivo avaliar a influência deste parâmetro sobre a geometria, microestrutura, diluição e, também, propriedades mecânicas dos revestimentos.

A liga foi depositada por PTA de acordo com os parâmetros apresentados na TABELA 5.

TABELA 5 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POR PTA

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

FONTE: Autor (2015)

A corrente de deposição foi alterada na faixa de 120 a 200 A (TABELA 5), a fim de promover diferentes interações com o substrato (diluição) e alterar o percentual de Silício e Molibdênio nos revestimentos resultantes reduzindo, desta forma, a fração de fase de Laves formada.

Foi realizada a sobreposição de cordões para avaliar seu efeito sobre as características finais das áreas revestidas.

A avaliação das áreas revestidas sobrepostas foi feita a partir da deposição de múltiplos cordões, utilizando-se uma intensidade de corrente de 200 A e sobreposições de 25 % e 50 %. A partir da geometria do cordão depositado com essa corrente, foi calculado o deslocamento lateral das sobreposições através da EQUAÇÃO (1).

$$DL = \left(\frac{100 - O}{100} \right) \cdot W \quad (1)$$

Sendo:

DL - Deslocamento Lateral na sobreposição em mm

O - Sobreposição em %

W - Largura do cordão único em mm

A FIGURA 8 apresenta os cordões únicos depositados com a respectiva corrente utilizada. A FIGURA 9 apresenta os cordões com sobreposição depositados com a intensidade de corrente de 200 A e 25 %.

A FIGURA 10 apresenta os cordões com sobreposição depositados com a intensidade de corrente de 200 A e 50 %.

FIGURA 8 - CORDÕES ÚNICOS VERSUS CORRENTE (CORDÕES DE 120 a 200 A)



FONTE: Autor (2015)

FIGURA 9 - REVESTIMENTO DEPOSITADO COM SOBREPOSIÇÃO DE 25 %(CORDÕES 1, 2, 3, 4)



FONTE: Autor (2015)

FIGURA 10 - REVESTIMENTO DEPOSITADO COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 %(CORDÕES 1, 2, 3, 4)



FONTE: Autor (2015)

4.2.4 Cordões produzidos

Foram produzidas 2 amostras com cordões únicos para cada intensidade de corrente: 120, 150, 180 e 200 A. Os revestimentos com 25 e 50 % sobreposição foram produzidos com intensidade de corrente de 200 A.

4.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

4.3.1 Preparação das amostras

As amostras foram cortadas com a utilização de uma serra fita de modo a separar os cordões depositados, conforme mostra a FIGURA 11.

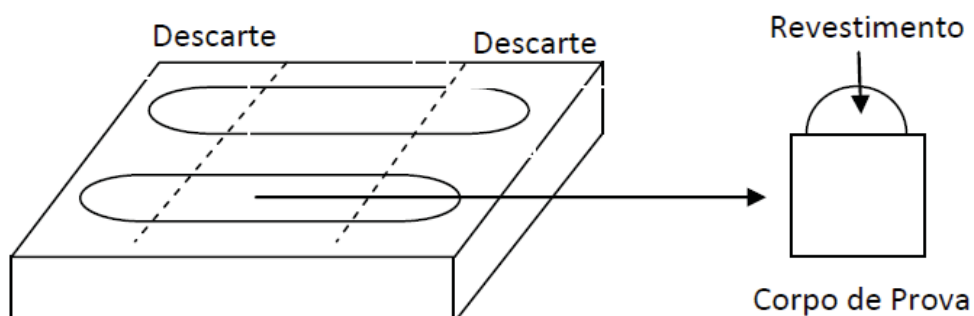
FIGURA 11 - CORDÕES SEPARADOS PELA SERRA FITA



FONTE: Autor (2015)

Na sequência, com a utilização de um equipamento de *CutOff*, as extremidades dos cordões foram descartadas em 15 mm e a caracterização foi realizada na região intermediária, conforme apresentado na FIGURA 12.

FIGURA 12 - APRESENTAÇÃO DA LOCALIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA A CARACTERIZAÇÃO DA GEOMETRIA DOS CORDÕES E DA MICROESTRUTURA



FONTE: Metz (2015)

Para cada cordão foram retirados corpos de prova da seção transversal com espessura de 5 mm utilizando-se um equipamento para corte com disco abrasivo refrigerado, FIGURA 13.

FIGURA 13 - EQUIPAMENTO PARA CORTE COM DISCO ABRASIVO REFRIGERADO



FONTE: Autor (2015)

Após a retirada dos corpos de provas, estes foram identificados e embutidos em baquelite utilizando-se uma embutidora da marca Teclago modelo EM 30D, FIGURA 14. As amostras foram usadas para posterior análise da seção transversal e caracterização da geometria dos cordões, da diluição, da microestrutura e da dureza dos revestimentos.

FIGURA 14 - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO



FONTE: Autor (2016)

A seguir, as amostras embutidas foram lixadas utilizando-se uma politriz, mostrada na FIGURA 15, numa sequência de lixas com diferentes granulometrias: (#) 200, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Após o lixamento, as amostras foram polidas com um disco de feltro e alumina com granulometria de 1 μm .

FIGURA 15 - POLITRIZ UTILIZADA NA ANÁLISE METALOGRÁFICA



FONTE: Autor (2016)

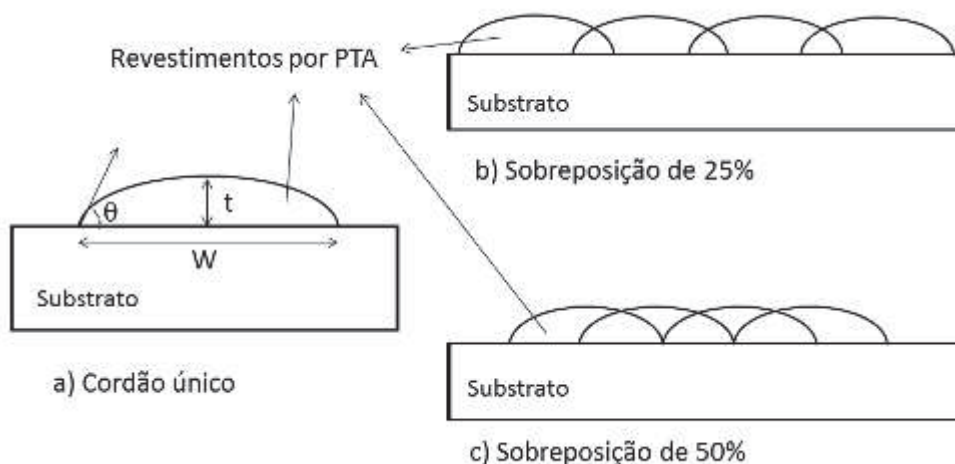
Posteriormente, foi realizado o ataque eletrolítico com 5,8 g de ácido oxálico saturado, diluído em 100 ml de água destilada com uma tensão de 3 V por 5 s. O ataque foi realizado para revelar a microestrutura e as diferentes fases presentes no revestimento para análises posteriores utilizando Microscópio Ótico e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

4.3.2 Microscopia Ótica

A Microscopia Ótica foi utilizada para caracterizar a microestrutura na seção transversal, assim como, para a determinação da diluição. A geometria dos cordões depositados foi avaliada conforme metodologia largamente adotada, uma vez que é importante para a caracterização e definição das condições de revestimentos de grandes áreas com sobreposição.

A geometria dos cordões únicos foi avaliada considerando a medida do ângulo de molhamento (θ), a altura do reforço (t) e a largura dos cordões depositados (W), conforme mostra a FIGURA 16. A FIGURA 16 apresenta o esquema da geometria dos cordões únicos (a) e da produção de áreas revestidas (b) e (c).

FIGURA 16 - ESQUEMA DA MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE MOLHAMENTO (θ), LARGURA (W) E ALTURA DE REFORÇO (T) DOS CORDÕES ÚNICOS DEPOSITADOS (A) E ESQUEMA DA SOBREPOSIÇÃO ADOTADA (B) PARA 25 % DE SOBREPOSIÇÃO E (C) 50 % DE SOBREPOSIÇÃO



FONTE: Autor (2015)

4.3.3 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com Espectrometria por Energia Dispersiva (EDS)

O MEV com EDS foi utilizado para analisar a microestrutura dos revestimentos depositados nas diferentes condições em maiores magnificações, bem como a análise química semiquantitativa dos microconstituintes. Análises do teor de Ferro foram realizadas para cada cordão depositado e para os dois níveis de sobreposição (25 % e 50 %). Foi adotada uma área de análise de 9 mm² (3x3 mm) a fim de se obter um valor do percentual médio de Ferro dos revestimentos.

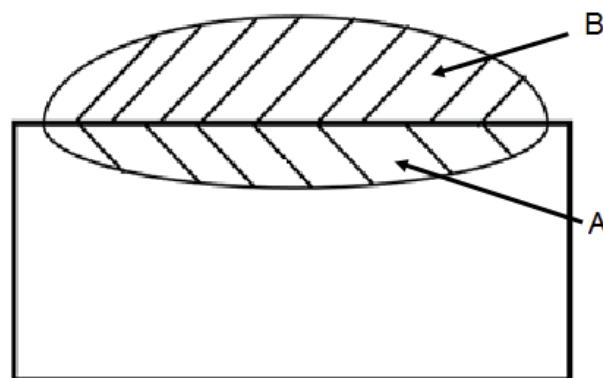
4.3.4 Metodologias adotadas para o cálculo da diluição

4.3.4.1 Método das áreas

No cálculo da diluição do revestimento para cordões únicos, foi considerado a área total fundida (soma das áreas A e B) e a área do substrato fundido (área B). A partir da utilização do estereoscópico metalográfico, a macrografia dos revestimentos na seção transversal foi fotografada e analisada. A EQUAÇÃO (2) apresenta a forma de cálculo da diluição, conforme segue (FIGURA 17).

$$D = \frac{A}{A+B} \cdot 100 \quad (\%) \quad (2)$$

FIGURA 17 - MÉTODO DE CÁLCULO DA DILUIÇÃO

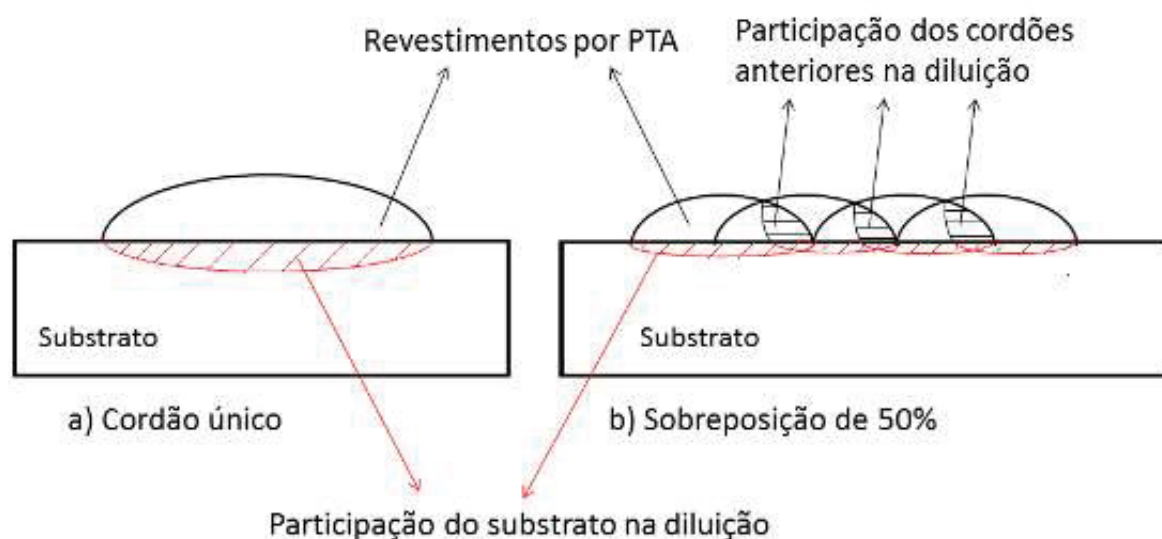


FONTE: Adaptado por Shanmugan (2016)

É possível adotar um modelo mais complexo para se realizar o cálculo das diluições para cada grau de sobreposição, a partir de um método proposto por Scheid, no seu relatório de pesquisa CNPq (2016) da diluição de cordões únicos. A identificação das áreas está apresentada na FIGURA 17. O cálculo proposto para a diluição dos cordões únicos foi obtido da EQUAÇÃO (2).

A partir deste modelo de cálculo da diluição dos cordões únicos é possível obter a diluição para cada grau de sobreposição que leva em consideração a parcela do cordão anterior refundido pelos passes subsequentes, como mostra a FIGURA 18.

FIGURA 18 - ESQUEMA DESTACANDO A DIFERENÇA PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO EM CORDÕES ÚNICOS E MÚLTIPLOS CORDÕES



FONTE: Autor (2016)

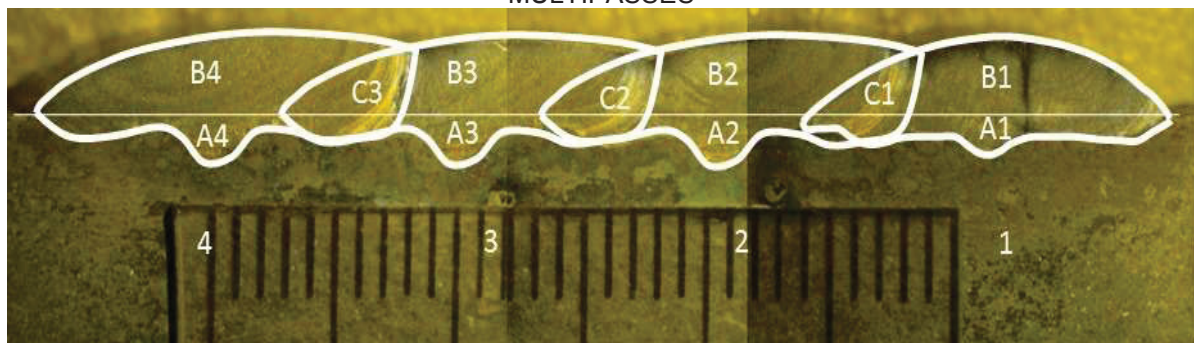
Scheid (2016) sugere que o primeiro cordão possui a mesma diluição do cordão único, EQUAÇÃO (3) e, ao se efetuar um novo cordão, em função da sobreposição, a diluição será reduzida proporcionalmente, à medida que o cordão antecessor for fundido.

A EQUAÇÃO (4) concebe a parcela de contribuição oriunda da refusão do cordão anterior e da parcela referente à fusão direta do substrato.

Nesta metodologia é importante ressaltar que a EQUAÇÃO (4) e a FIGURA 19 representam uma maneira aproximada de avaliar a diluição para o revestimento de áreas. A limitação desta forma de avaliação é o fato de que os cordões são refundidos parcialmente a cada novo passe de revestimento a partir do segundo cordão depositado em diante. Assim sendo, um novo termo referente à área de cordões refundidos surge (áreas C), FIGURA 19.

Neste caso, o primeiro cordão apresenta a diluição de cordão único, apresentada na EQUAÇÃO (3) e, a cada novo cordão, esta diluição será reduzida à medida que o cordão antecessor for fundido, uma vez que este apresente composição química intermediária entre a do substrato e a da liga de revestimento (original), EQUAÇÃO (4).

FIGURA 19 - REPRESENTAÇÃO DAS ÁREAS UTILIZADAS PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO MULTIPASSES



FONTE: Autor (2016)

Obtém-se desta forma, uma diluição decrescente do substrato à medida que novos cordões de solda são depositados. Para esta nova metodologia de cálculo, surge a EQUAÇÃO (5), FIGURA 19, conforme segue:

$$\text{Diluição Cordão 1 (DC1) (\%)} = ((A1)/(A1+B1))*100 \quad (3)$$

$$\text{Diluição Cordão 2 (DC2) (\%)} = ((\%DC1)*(C1/A2+B2)) + (A2)/(A2+B2))*100 \quad (4)$$

$$\text{Diluição Cordão n (DCn) (\%)} = (\%DC_{n-1})*(C_{n-1}/A_n+B_n)) + \dots + (A_n)/(A_n+B_n))*100 \quad (5)$$

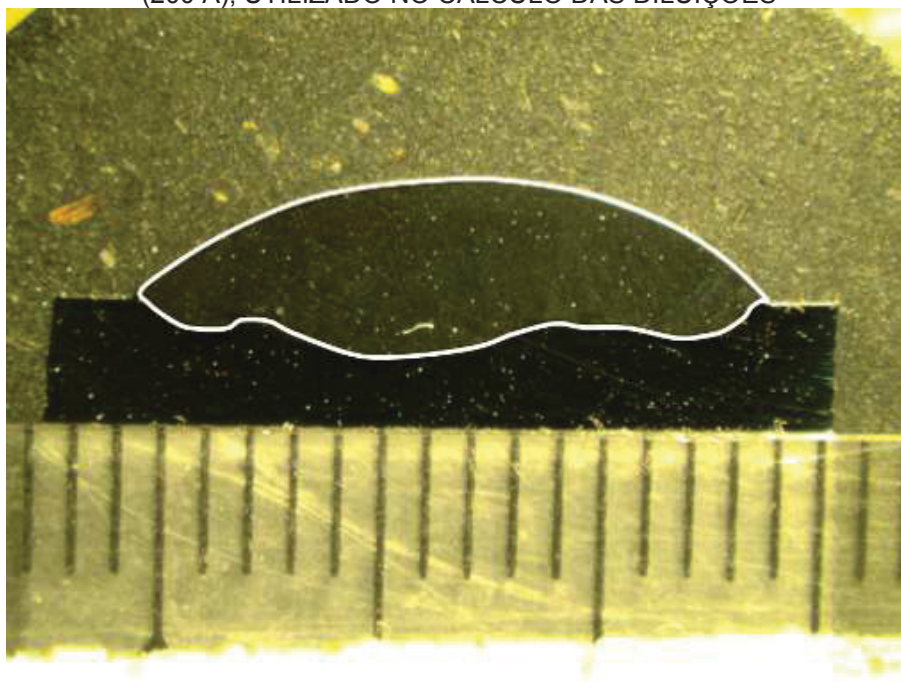
Com a sobreposição de cordões, a área de substrato, diretamente fundido é reduzido de acordo com a sobreposição de cordões, devendo ser considerada a sua parcela de contribuição oriunda da refusão do cordão anterior, multiplicada pela sua respectiva área $(\%DC_{n-1})*(C_{n-1}/B_n)$. A outra parcela refere-se à fusão direta do substrato, sendo calculada pela razão de áreas conforme cordões únicos $(A_n)/(B_n))*100$.

Considerando que área A_n é a região do substrato fundido e B_n é a área total do revestimento. Pode-se, então, estimar a variação da diluição passe-a-passe.

Fazendo-se uma análise da sobreposição, nota-se que a diluição dos revestimentos decresce à medida que novos cordões são depositados. Em função disto, pode-se concluir que os primeiros cordões depositados sofrem maior influência do substrato, enquanto os últimos passes de revestimento de áreas apresentam menor alteração. Quanto maior o percentual de sobreposição, maior o termo de participação dos cordões anteriores, cuja área é representada pela letra C, reduzindo assim a participação relativa à fusão direta do substrato (A).

Através das macrografias dos cordões em seção transversal e da utilização do *Software Image J®* é possível realizar a medição das áreas fundidas para o modelo apresentado na FIGURA 19 e na EQUAÇÃO (5). Para se conseguir as áreas para o cálculo da diluição dos revestimentos realizados foi retirada uma “máscara” do cordão de passe único 200 A que foi inserido sobre o primeiro cordão e uma “máscara” do último cordão, que serviu de referência para os cordões 2, 3 e 4 que foram depositados. Esta máscara (*outline*) foi obtida a partir da macrografia do cordão único (*single-bead*), FIGURA 20.

FIGURA 20 - REPRESENTAÇÃO DA MÁSCARA OBTIDA A PARTIR DO CORDÃO DE PASSE ÚNICO (200 A), UTILIZADO NO CÁLCULO DAS DILUIÇÕES



FONTE: Autor (2016)

A partir desta metodologia, o contorno do cordão único foi posicionado sobre o primeiro cordão e, o contorno do último cordão foi sobreposto no segundo, terceiro e

quarto cordões medindo-se as áreas necessárias para os cálculos, FIGURA 21 e FIGURA 22. Tomando-se por base a EQUAÇÃO (4) e os valores das áreas medidas, calculou-se a diluição para cada passe.

FIGURA 21 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS UTILIZADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA O CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25 %



FONTE: Autor (2016)

FIGURA 22 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS UTILIZADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA O CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 50 %



FONTE: Autor (2016)

4.3.4.2 Método de Toyserkani

Conforme Toyserkani; Khajepour; Corbin (2005) é possível realizar o cálculo da diluição de cada passe, através da obtenção do teor de Ferro dos revestimentos. Desta forma, pode-se utilizar outra metodologia e avaliar, comparativamente, os valores obtidos através das análises macrográficas (método das áreas).

Segundo Toyserkani; Khajepour; Corbin (2005), citada por Abioye, McCartney e Clare (2015), a fórmula apresentada na EQUAÇÃO (6) permite o cálculo da diluição (η) a partir do teor de Ferro dos materiais de partida (revestimento (X_c) e substrato (X_s)) e do teor de Ferro medido nos revestimentos (X_{c+s}) determinado por EDS em uma área de 9 mm², como também da densidade do revestimento (ρ_c) e do substrato (ρ_s).

$$\eta = \frac{\rho_c (X_{c+s} - X_c)}{\rho_s (X_s - X_{c+s}) + \rho_c (X_{c+s} - X_c)} \quad (6)$$

onde:

η - diluição

ρ_s - densidade do substrato

ρ_c - densidade do metal de adição (Liga de Co)

X_{c+s} - teor de Ferro do revestimento (Medido por EDS)

X_c - teor de Ferro do metal de adição (Liga de Co)

X_s - teor de Ferro do substrato

4.3.5 Quantificação de fração de fases (*Software Image J*®)

As microestruturas dos revestimentos obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), com o modo de elétrons retroespalhados foram tratadas para acentuar o contraste entre as fases de diferentes naturezas (densidades). O objetivo da análise de imagens foi quantificar as fases encontradas e correlacionar os parâmetros de processamento. Neste trabalho, a fração de fase de Laves da microestrutura foi determinada utilizando o *Software Image J*®, a partir dos seguintes passos:

1 - *Enhance Contrast/Smooth*

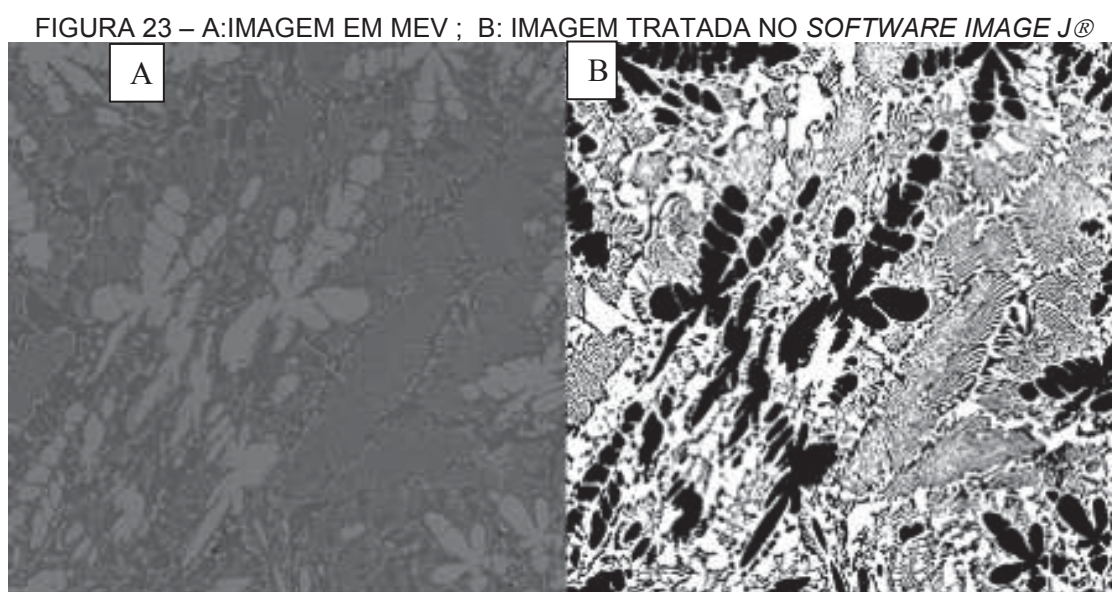
2 - *Set scale*

3 - *8 bytes image*

4 - *Adjust threshold.*

5 - *Measure/area fraction*

A FIGURA 23 representa a comparação de uma imagem sem o tratamento do software e uma como tratamento do software.



Fonte autor (2016)

4.3.6 Difração de raios X

A identificação das fases formadas nos revestimentos foi realizada por meio da técnica de difração de raios X.

Após o corte das amostras foi realizado o lixamento de topo, utilizando uma sequência de lixas com diferentes granulometrias: (#) 200, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. A seguir, as amostras foram polidas com um disco de feltro e alumina com granulometria de 1 μm , obtendo-se, assim, uma superfície adequada para realização do ensaio.

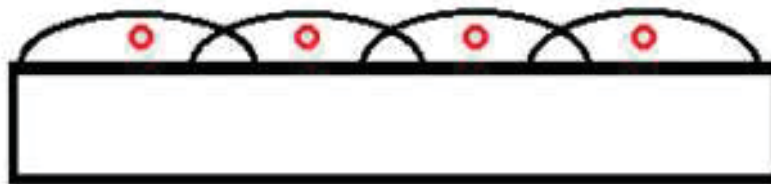
Foi utilizada radiação K- α Cu com tempo de exposição por canal de 1 s, ângulo de varredura de 0 a 120° e passo de 0,05°.

4.3.7 Medição da dureza

A medição da dureza foi realizada para correlacionar os parâmetros de processamento com a dureza dos revestimentos produzidos. A dureza foi medida utilizando-se um durômetro Rockwell na escala C e os resultados apresentados referem-se à média de cinco medidas.

As medições foram realizadas com um indentador de diamante tipo cone de 120° utilizando-se uma carga de 150 kgf, classificado na escala C, como indicado na FIGURA 24.

FIGURA 24 - ESQUEMA MOSTRANDO AS REGIÕES CENTRAIS DE CADA CORDÃO QUE FORAM SUBMETIDAS AO ENSAIO DE DUREZA



FONTE: Bohatch (2014)

4.3.8 Metodologia de avaliação do desgaste

Utilizando o processo de eletroerosão, foram retirados 3 pinos para cada condição de processamento. As dimensões dos pinos utilizados foram de 5 mm de diâmetro e 12 mm de altura, conforme FIGURA 25.

FIGURA 25 - PINOS RETIRADOS POR ELETROEROSÃO PARA ENSAIOS DE DESGASTE



FONTE: Autor (2015)

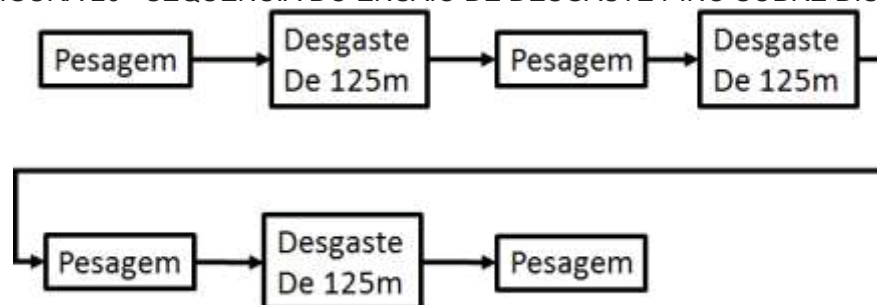
A resistência ao desgaste dos revestimentos foi avaliada de forma comparativa através de ensaios tipo pino sobre disco que consiste em deslizar o revestimento sobre uma superfície abrasiva com carga conhecida e constante. A partir do desgaste e pesagem sequencial realizado em distâncias conhecidas de deslizamento, pode-se determinar o coeficiente de perda de massa (mg/m).

Os parâmetros utilizados para o teste foram:

- Carga utilizada de 500 gf;
- Lixas com granulometria (#) 660 e diâmetro de 270 mm;
- Rotação de 255,7 rpm;
- Ciclo de 1 min e 47 s para uma distância de trilha de 125 m;
- Velocidade tangencial de 1,5 m/s (velocidade de rotação por um inversor de frequência, mantendo uma velocidade tangencial constante).

A sequência do teste encontra-se descrita na FIGURA 26.

FIGURA 26 - SEQUÊNCIA DO ENSAIO DE DESGASTE PINO SOBRE DISCO



FONTE: Bohatch (2014)

Foi percorrida uma trilha de 125 m em cada ensaio, mantendo-se a correlação entre a rotação, o tempo e o diâmetro da trilha. Foi realizado pesagem dos pinos antes e após o ensaio e a cada 125 m de deslizamento.

Na FIGURA 27 tem-se uma visão do equipamento e da trilha formada na lixa após o término do ensaio.

FIGURA 27 - EQUIPAMENTO TESTE DE DESGASTE



FONTE: Bohatch (2014)

Durante os testes foram avaliados os valores de perda de massa (subtraindo a massa final da massa inicial de cada pino). Para esta avaliação foi utilizado a balança de precisão do LACTEC, que possui uma precisão de 0,0001 g do fabricante Ohaus.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados dos efeitos da variação da corrente de deposição e do grau de sobreposição sobre as características microestruturais, dureza e resistência ao desgaste dos depósitos da liga CoCrMoSi T400 processados por PTA sobre um substrato de aço AISI 4140 são apresentados a seguir.

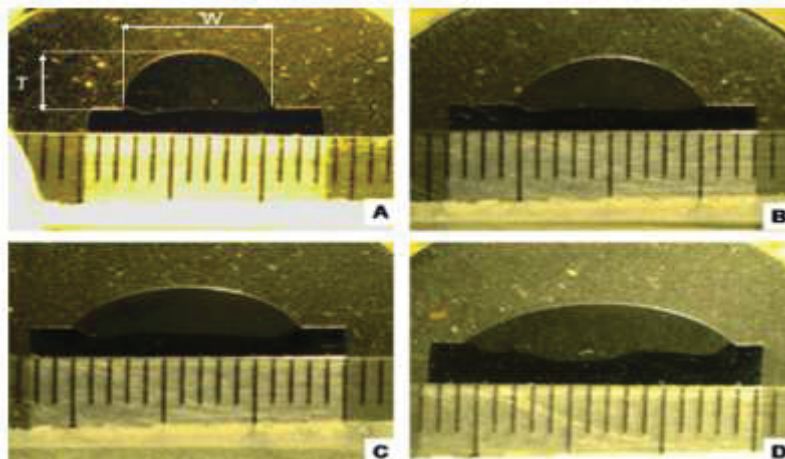
5.1 CORDÕES ÚNICOS

5.1.1 Aspecto Geral

A inspeção visual dos revestimentos mostrou uma superfície lisa e livre de defeitos de soldagem, tais como mordedura, porosidades ou mesmo trincas.

A FIGURA 28 mostra a macrografia dos cordões únicos com diferentes correntes de deposição (120 A, 150 A, 180 A e 200 A). Foi possível observar diferenças na geometria dos cordões em função da alteração da intensidade de corrente de deposição. Os revestimentos com intensidade de corrente de 120 A, apresentaram maior altura de reforço (T) e menor largura (W) comparadas com valores de intensidade de corrente maiores. A ausência de defeitos para esta liga, reconhecidamente de difícil processamento devido a presença da fase intermetálica de Laves mostrou que a interação com o substrato pode ter induzido a modificações significativas na composição química e, conseqüentemente, na microestrutura. Este fato motiva a análise detalhada da microestrutura e fases formadas, visto que trabalhos anteriores mostraram que uma redução de elementos importantes como Silício e Molibdênio podem levar à redução da fração de fase primária frágil de Laves, aumentando a tenacidade (XU et al., 2007).

FIGURA 28 - MACROGRAFIA DOS CORDÕES ÚNICOS
INTENSIDADE DE CORRENTE: (A)120 A; (B)150 A; (C)180 A; (D) 200 A



FONTE: Autor (2016)

5.1.2 Diluição

Utilizando-se o microscópio óptico e o *Software Image J®* foram medidos os valores das áreas (total e fundida do substrato), altura do reforço, largura do cordão e ângulo de molhabilidade das amostras. A TABELA 6 mostra os resultados obtidos para cordões únicos revestidos com a liga T400.

TABELA 6 - VALORES OBTIDOS ATRAVÉS DO SOFTWARE *IMAGE J®* - CORDÕES ÚNICOS

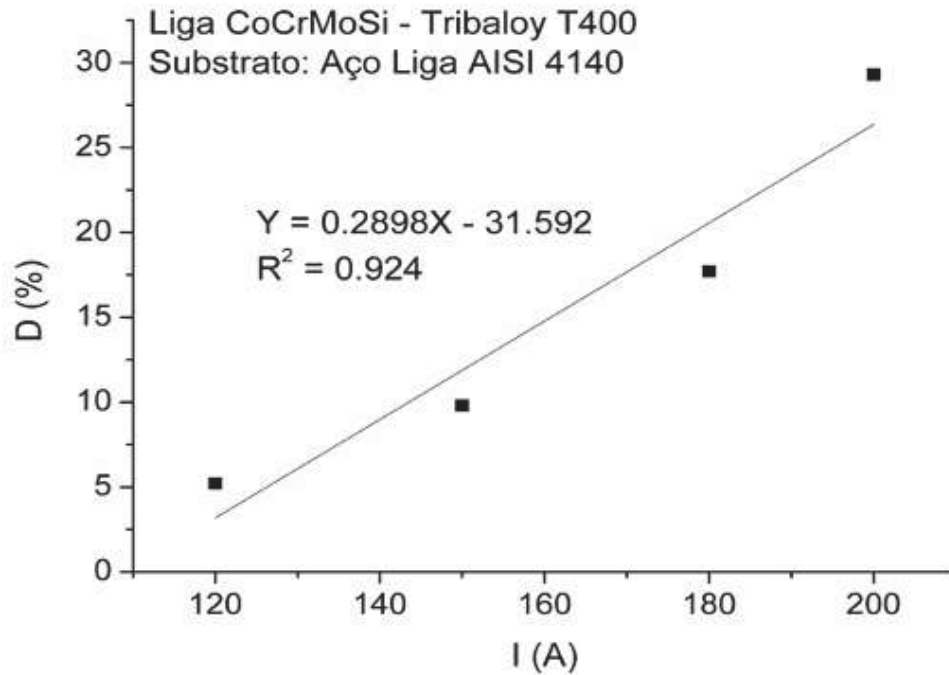
Liga CoCrMoSi - T400 em substrato de Aço AISI 4140				
Corrente de Deposição (A)	120	150	180	200
Área Total (mm ²)	27,6	29,4	31,6	39,4
Área Inferior (mm ²)	1,4	2,9	5,6	11,2
Diluição (%)	5,2	9,8	17,7	29,3
Altura T (mm)	2,7	2,6	2,3	2,0
Largura W (mm)	11,0	12,8	15,3	16,1
Ângulo de Molhabilidade (Graus)	57	43	36	35

FONTE: Autor (2017)

Na TABELA 6 pode-se observar as diferenças na geometria dos cordões em função da alteração na corrente de deposição. Os revestimentos depositados com corrente de 120 A apresentaram a menor molhabilidade (57 °), maior espessura de reforço (2,7 mm) e menor largura (11,0 mm), comparados com valores de correntes maiores. De maneira geral, a geometria dos cordões apresentou a mesma tendência, porém, foi alterada de forma menos significativa quando comparada com as alterações relatadas por Bohatch (2014) para os mesmos parâmetros de processamento desta liga em substrato de aço inoxidável AISI 316L.

A FIGURA 29 apresenta o gráfico de diluição *versus* corrente de deposição para as diferentes intensidades de corrente adotadas na produção dos cordões únicos. Isto demonstra a tendência de crescimento linear da diluição com o aumento da corrente.

FIGURA 29 - DILUIÇÃO (D) VERSUS INTENSIDADE DE CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (I)



FONTE: Autor (2016)

Observa-se que à medida que se aumenta a corrente de deposição (maior aporte térmico), ocorre um aumento da diluição de forma linear, variando entre 5,2 e 29,3 %, conforme mostra a FIGURA 29.

Bohatch et al. (2015) constatou esta mesma tendência para cordões obtidos por PTA utilizando a liga Tribaloy T400 sobre o substrato em AISI 316L. Porém, valores maiores de diluição foram medidos para os mesmos valores de corrente de deposição utilizados (mantendo todos os outros parâmetros constantes). Este aumento na diluição pode estar relacionado com o efeito sinérgico de maior condutividade térmica e maior temperatura de fusão do substrato AISI 4140, associado à sua maior espessura (20 mm).

A TABELA 7 apresenta os resultados da diluição utilizando-se o método do teor de Ferro, calculados através do método de Toyserkani (TOYSERKANI, 2005).

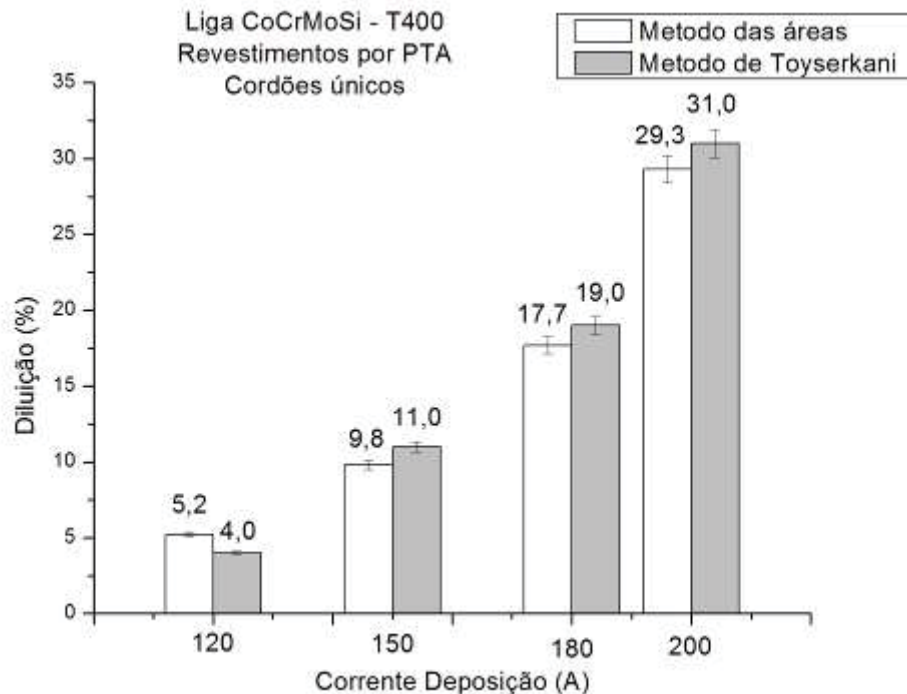
TABELA 7 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO

CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A)	FERRO (% EM PESO)	DILUIÇÃO (%)
120	5,3	4,0
150	11,8	11,0
180	18,8	19,0
200	29,8	31,0

FONTE: Autor (2017)

A FIGURA 30 apresenta o comparativo da diluição obtida pelos dois métodos: Método das áreas (EQUAÇÃO 2) e Método de Toyserkani (EQUAÇÃO 6). Verifica-se que a diluição obtida pelos dois métodos apresenta resultados semelhantes.

FIGURA 30 - DILUIÇÃO (%) MÉTODO DAS ÁREAS COMPARATIVO TOYSERKANI POR CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A)

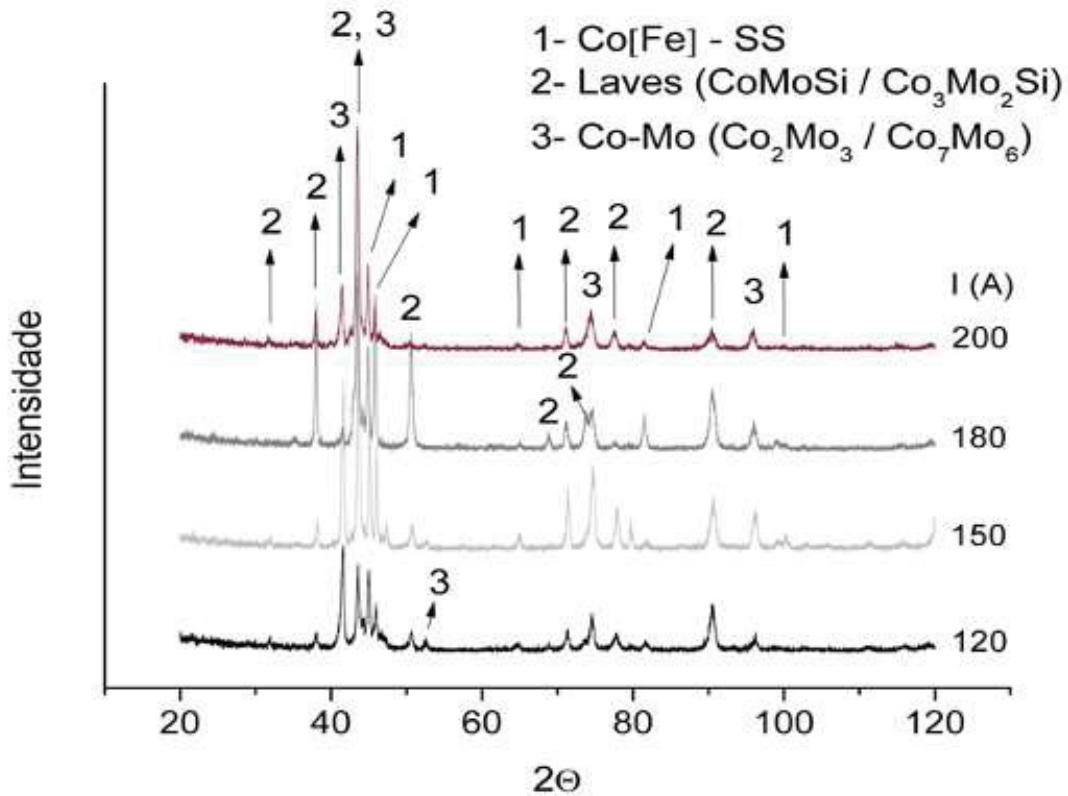


FONTE: Autor (2016)

5.1.3 Fase formadas (DRX)

As análises de difração de raios X mostraram que as principais fases formadas nos revestimentos processados neste trabalho foram: solução sólida em Cobalto Co-SS (CFC), fases de Laves CoMoSi/Co₃Mo₂Si e alguns intermetálicos Cobalto-Molibdênio do tipo Co₂Mo₃ / Co₇Mo₆, independentemente da corrente de deposição, conforme mostra a FIGURA 31.

FIGURA 31 - DIFRATOGRAMAS DE RAIOS X PARA AS DIVERSAS CONDIÇÕES



FONTE: Autor (2016)

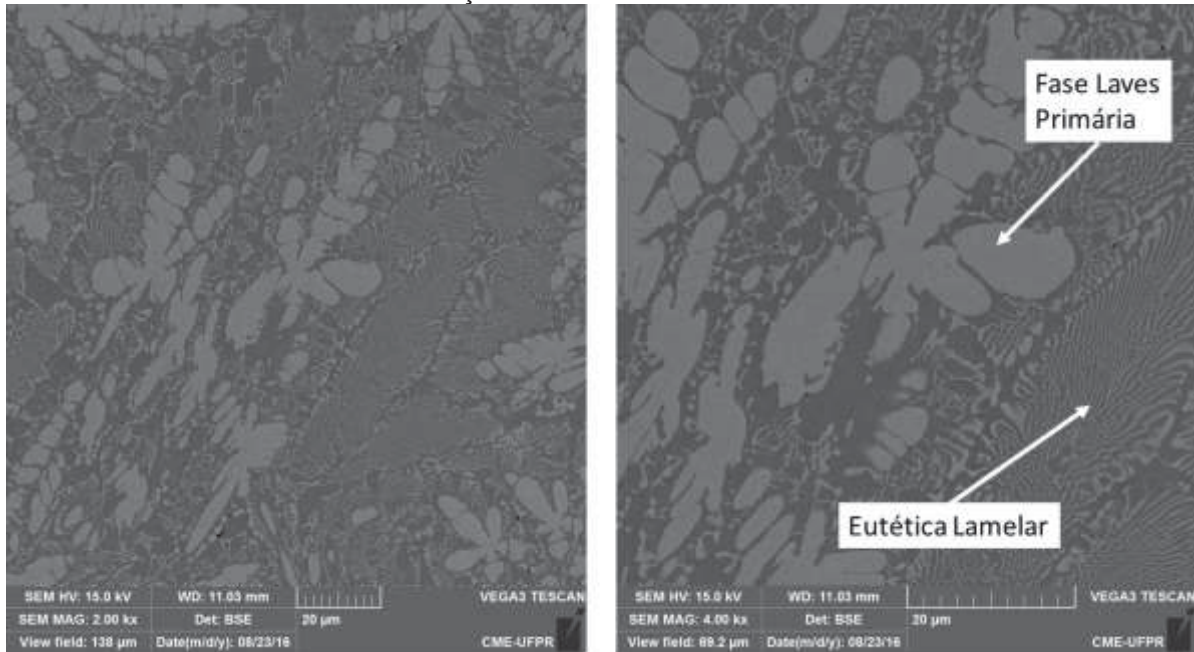
Destaca-se que não foram identificados picos relativos a carbonetos, que poderiam se formar devido à presença de Carbono disponível no substrato de aço. Isso significa que, caso tenham se formado, a fração volumétrica é tão pequena que impossibilitou sua detecção através da técnica empregada.

Bohatch et al., (2015) ao depositar a liga T400 sobre AISI 316L identificou as mesmas fases observadas neste trabalho, intermetálicos de Laves (CoMoSi e Co₃Mo₂Si) e intermetálicos Cobalto-Molibdênio.

5.1.4 Microestrutura - análise do teor de Ferro e EDS

Para a corrente de 120 A observou-se o desenvolvimento de uma estrutura hipereutética com a fase primária de Laves em meio a uma estrutura lamelar, formada por lamelas intercaladas de solução sólida em Cobalto e fase secundária de Laves, conforme mostra a FIGURA 32.

FIGURA 32 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 120 A

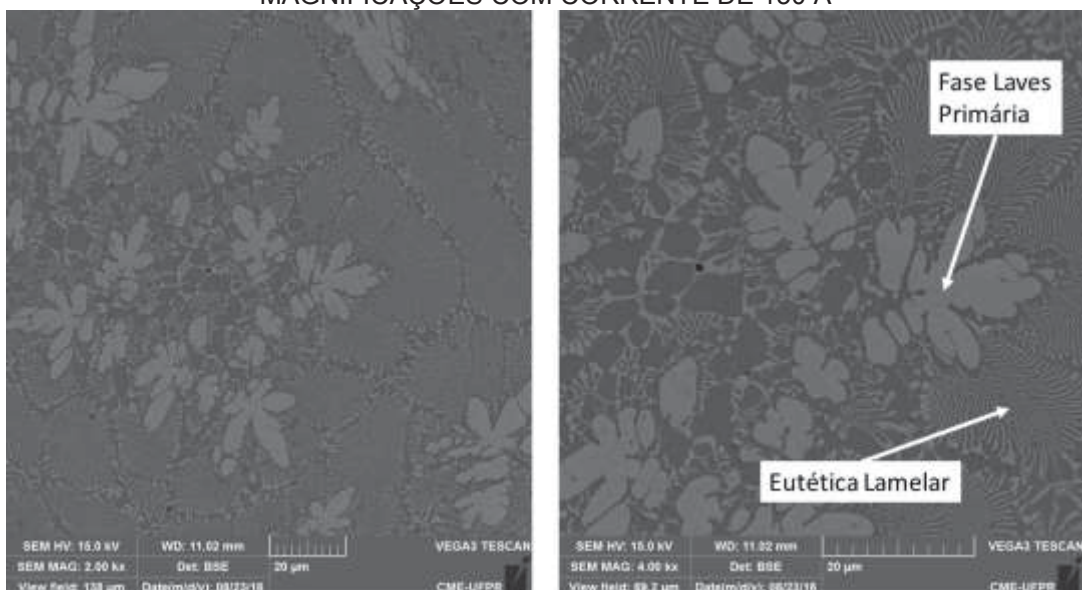


FONTE: Autor (2016)

É importante destacar que, para este sistema de liga, o teor de Carbono deve ser mantido tão baixo quanto possível, a fim de evitar a competição entre a formação de fases intermetálicas e de carbonetos. A baixa diluição (5,2 %) não comprometeu a formação das fases intermetálicas de Laves. (TAVAKOLI; LIU; WU, 2008)

Aumentando-se a corrente de 150 A, a estrutura hipereutética com a fase primária de Laves em meio a uma estrutura lamelar ainda se mantém, conforme mostra a FIGURA 33.

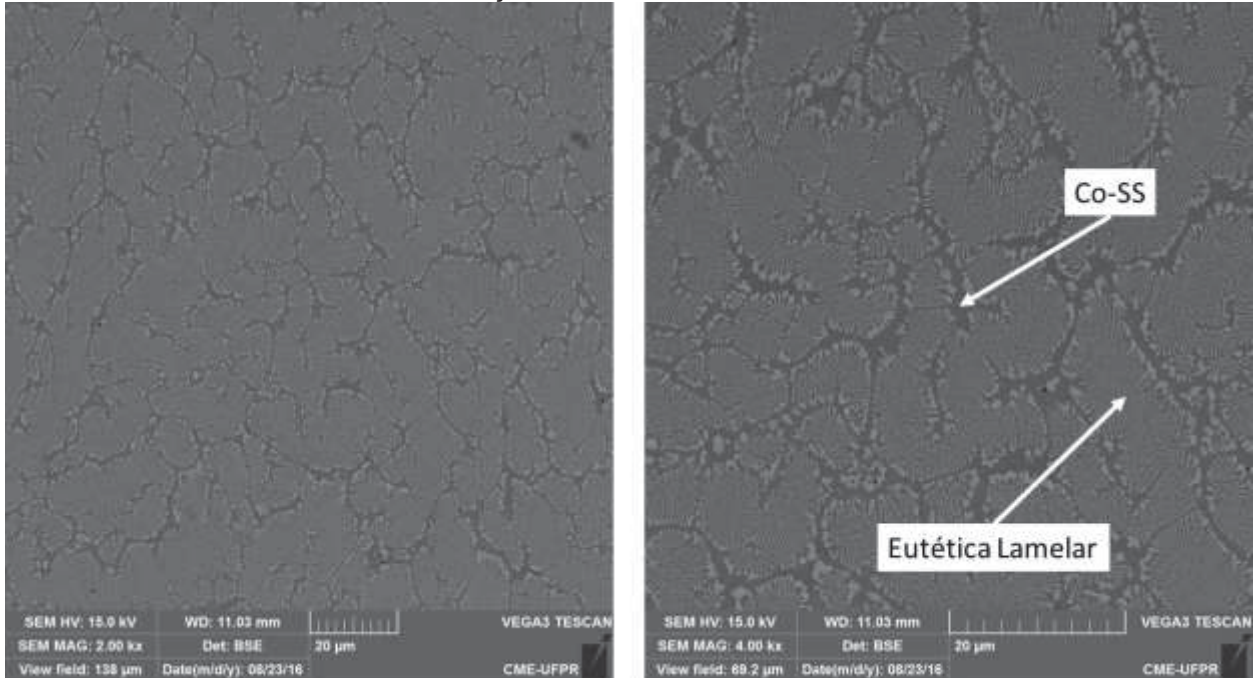
FIGURA 33 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 150 A



FONTE: Autor (2016)

Para a corrente de 180 A a diluição aumenta para 17,7 % suprimindo a formação da fase primária de Laves e levando à formação de uma estrutura predominante eutética lamelar com regiões de Co-SS conforme mostra a FIGURA 34.

FIGURA 34 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 180 A



FONTE: Autor (2016)

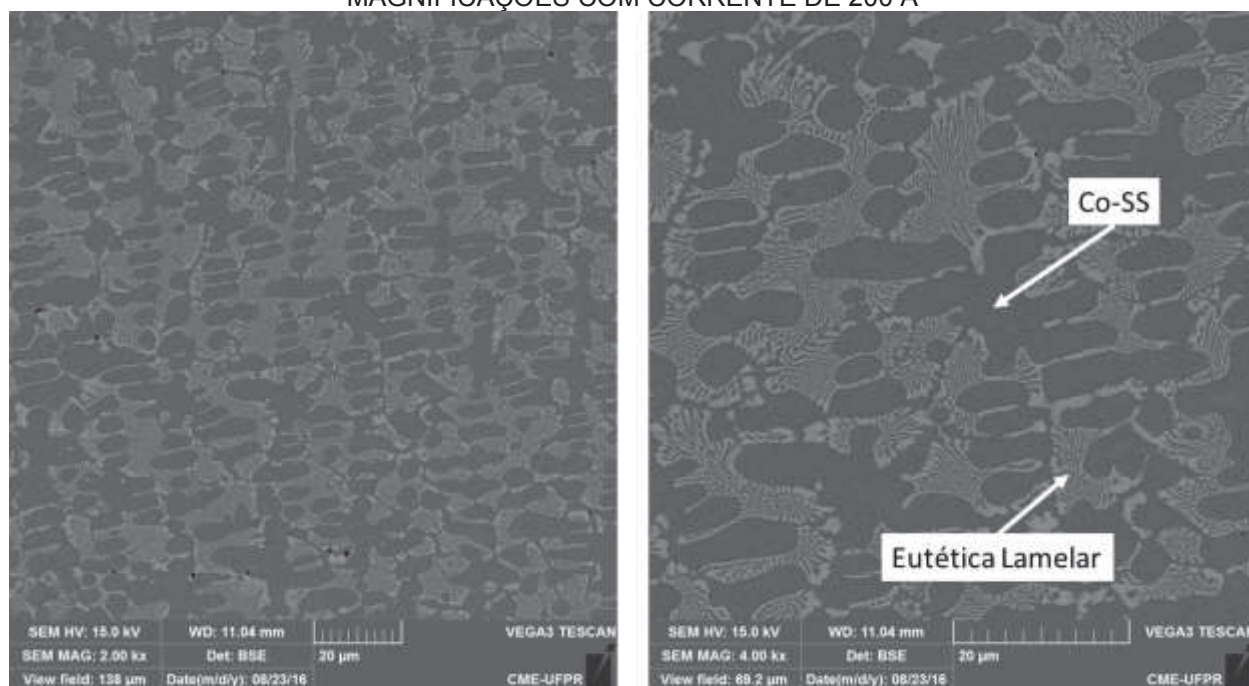
O aumento da diluição leva a uma diminuição proporcional dos teores de Molibdênio e Silício, levando à supressão da fase primária de Laves.

Przybylowicz e Kusinski (2000) observaram que se a composição química da liga for intencionalmente alterada através da redução do teor de Silício e Molibdênio, é possível obter uma microestrutura mais tenaz e dúctil devido à diminuição da fração de fase Laves presente na microestrutura.

Situação similar foi observada por Bohatch et al., (2015) que depositou a mesma liga Tribaloy T400 sobre outro substrato (AISI 316L) e observou que, para uma diluição similar (18 %), ocorreu a formação de uma microestrutura eutética composta de fase de Laves e solução sólida em Cobalto.

Neste trabalho, na maior intensidade de corrente de deposição (200 A), a diluição atingiu 29,3 % e a microestrutura observada foi hipoeutética composta por dendritas de solução sólida em Cobalto (fase escura) e região interdendrítica lamelar eutética, de acordo com a FIGURA 35.

FIGURA 35 - MICROESTRUTURA DOS CORDÕES PROCESSADOS EM DIFERENTES MAGNIFICAÇÕES COM CORRENTE DE 200 A



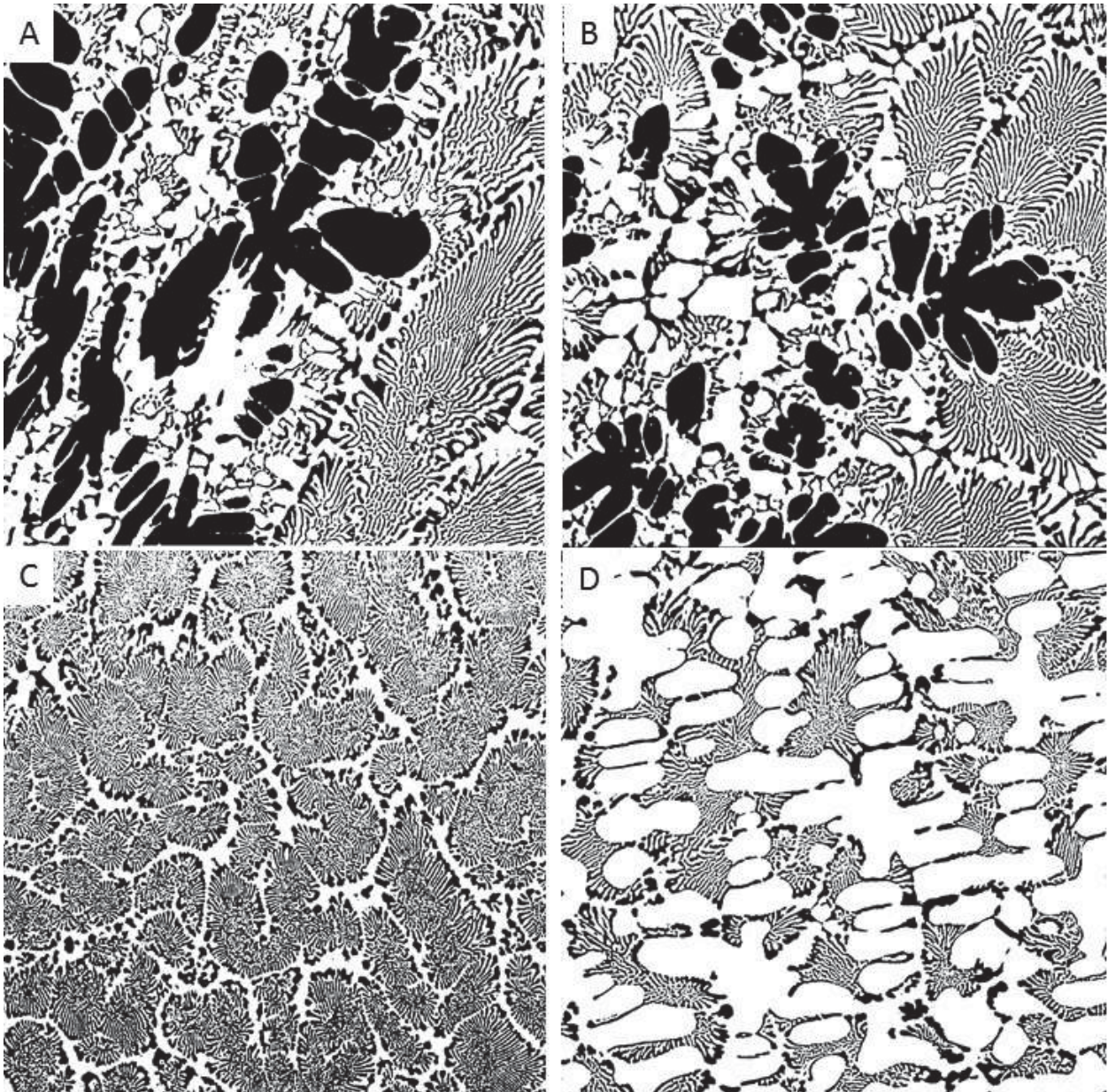
FONTE: Autor (2016)

Bohatch et al., (2015) também observou que para diluições maiores que 26 % a microestrutura passa a ser hipoeutética, composta por dendritas de solução sólida de Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética com fase de Laves. Assim, a maior diluição levou à alteração da composição química da liga original Tribaloy T400, que passou de hipereutética para diluições de até 9,8 % até eutética para diluição de 17,7 % e hipoeutética para diluição de 29,3 %.

Observa-se, neste trabalho, que para as mesmas intensidades de corrente a diluição é menor se comparada à mesma liga depositada por PTA utilizando AISI 316L, (BOHATCH ET AL., 2015 e BOHATCH; GRAF E SCHEID 2015). Porém, os valores de diluição que determinam a formação de microestrutura hipereutética, eutética ou hipereutética são similares.

Utilizando análise das imagens obtidas no MEV e o *Software Image J®* foram medidas as frações de fases para cada corrente utilizada, conforme FIGURA 36. É importante destacar que a fase Laves pode ser diferenciada da fase solução sólida de Cobalto. Entretanto, não é possível diferenciar a fração de Laves primária e Laves secundária (lamelar eutética). Por esta razão, a FIGURA 36 apresenta a proporção entre as fases Laves (área preta) e Co-SS (área branca) formadas.

FIGURA 36 – IMAGENS TRATADAS NO SOFTWARE *IMAGE J*® : A – 120 A; B – 150 A; C – 180 A; D – 200 A

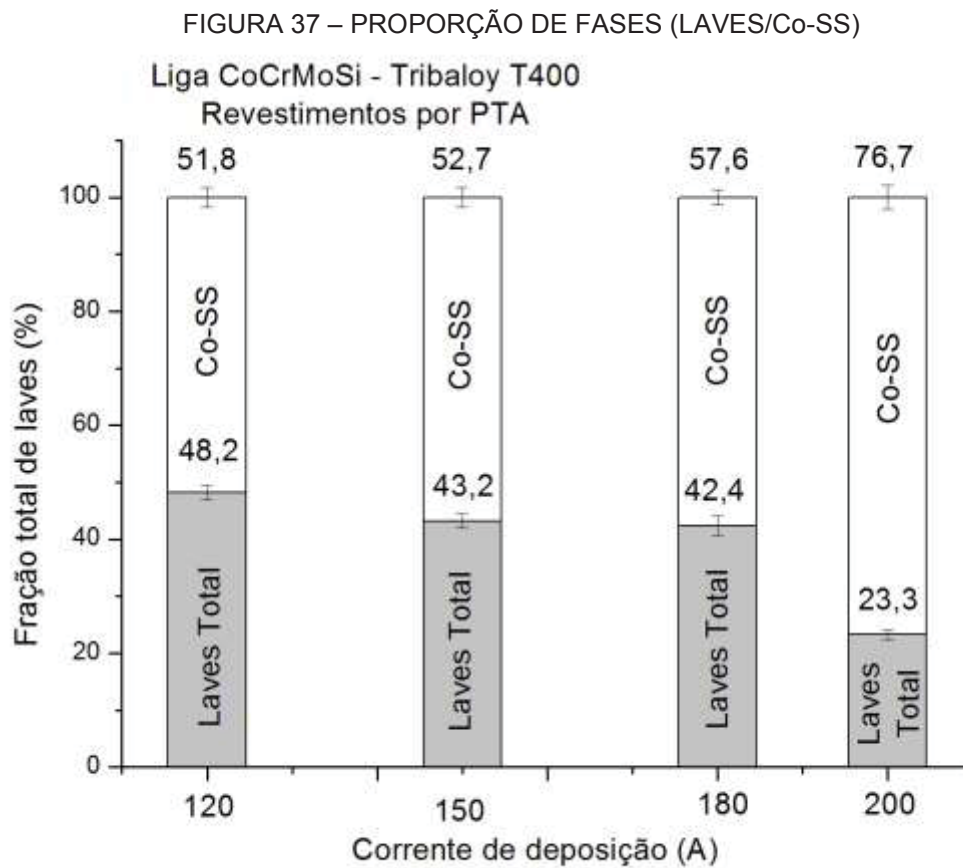


FONTE: Autor (2016)

Embora as microestruturas não variem muito de 120 para 150 A, a quantidade em volume da fase de Laves diminui e a fase CoSS aumenta, FIGURA 37.

Scheid e D'Oliveira (2013) também observaram uma estrutura primária de fase Laves em meio a uma estrutura lamelar eutética para a liga T400 depositada a 150 A sobre aço inoxidável AISI 316L cuja diluição foi de 14 %.

A microestrutura eutética se forma quando a diluição alcança em torno de 18 % (180 A) e a fase Laves passa a se apresentar apenas na forma lamelar. Para a maior interação com o substrato, 29,3 %, a estrutura é hipoeutética e a fase primária Co-SS aparece na estrutura, FIGURA 37.



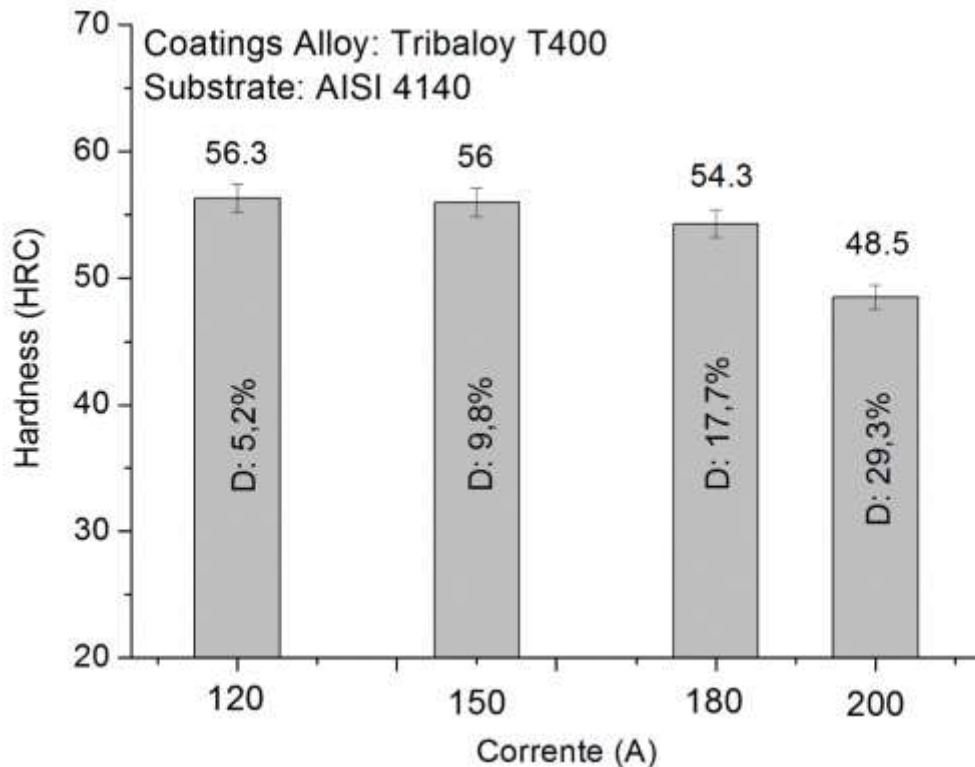
FONTE: Autor (2016)

5.1.5 Propriedades Mecânicas - Dureza

A FIGURA 38 apresenta a correlação da dureza com a diluição. Conforme o esperado, o aumento da corrente de deposição leva ao aumento da diluição e, por sua vez, a redução da dureza.

Nos cordões depositados com as menores intensidades de corrente, 120 A e 150 A, os valores de dureza praticamente se mantiveram constantes na faixa de 56,0 HRC. No cordão 180 A, obteve-se uma queda mais significativa da dureza, de 56,0 para 54,3 HRC e, no cordão 200 A, o valor obtido foi de 48,5 HRC, observando-se, assim, uma maior queda da dureza.

FIGURA 38 - CORRELAÇÃO ENTRE A DUREZA (HRC) E DILUIÇÃO (D) DOS REVESTIMENTOS



FONTE: Autor (2016)

O aumento da diluição deslocou gradualmente a composição química da liga Tribaloy T400 original, de hipereutética para hipoeutética. Isto sugere que o Ferro proveniente do substrato induziu este efeito. De fato, Bohatch; Graf e Scheid (2015) e Bohatch et al., (2015), constataram que o aumento do teor de Ferro induziu à redução proporcional de Molibdênio e de Silício, promovendo a modificação microestrutural de hiper para hipoeutética.

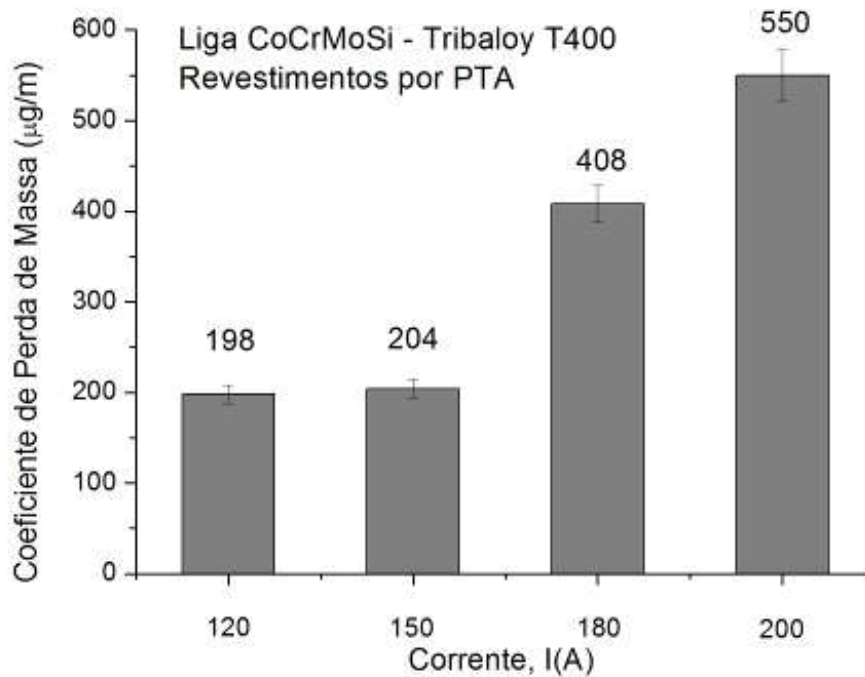
Liu et al., (2005); Xu et al., (2007) que trabalharam com ligas de Cobalto comerciais e modificadas também observaram que, com o aumento da corrente houve aumento na diluição, o que provocou uma mudança microestrutural de hipereutética para hipoeutética nas respectivas ligas fundidas.

A partir da compreensão das alterações microestruturais ocorridas, fica claro que a redução observada na fração das fases de Laves afeta diretamente a dureza dos revestimentos, isto se deve à maior diluição, conforme apresentado na FIGURA 38. Estudos anteriores realizados com o sistema de liga CoCrMoSi mostraram que a composição química é um dos fatores determinantes na formação da fase intermetálica de Laves e, conseqüentemente, nas suas propriedades mecânicas (XU et al., 2007). O controle da diluição seja através da corrente de deposição ou através de outros parâmetros de soldagem é um ponto importante para o desenvolvimento de revestimentos soldados com este sistema de liga.

5.1.6 Propriedades Tribológicas - Desgaste

Os valores médios obtidos para o coeficiente de perda de massa podem ser observados na FIGURA 39. A partir da análise do coeficiente de perda de massa para as diversas condições, observou-se o melhor desempenho ao desgaste ($198 \mu\text{g/m}$) para as amostras depositadas com corrente de 120 A. Aumentando-se a corrente de deposição para 150 A, mesmo com uma variação significativa de diluição (de 5,2 para 9,8 %) não se verificou um aumento significativo da taxa de desgaste ($204 \mu\text{g/m}$), corroborando com a pequena variação de dureza e a pequena variação estrutural. Finalmente, para as maiores correntes (180 e 200 A), o grande aumento da diluição levou à uma diminuição expressiva da dureza, acarretando em um aumento relevante do desgaste para 180 A ($408 \mu\text{g/m}$) e 200 A ($550 \mu\text{g/m}$).

FIGURA 39 - COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO



FONTE: Autor (2016)

A importância da fase de Laves nas propriedades das ligas da família Tribaloy foi confirmada devido a uma taxa maior de desgaste em revestimentos cuja fase proeutética de Laves estava ausente, 180 e 200 A. Liu et al., (2005) e Gao; Liu; Wu, (2011) também constataram que o aumento da resistência ao desgaste se relaciona com a quantidade de fase intermetálica de Laves.

A mudança da composição da liga hiper para hipoeutética (200 A) promoveu o aumento da fração da fase solução sólida em Cobalto que possuiu uma menor dureza. Donachie e Donachie (2002) constataram que isto ocorre por conta do teor maior de

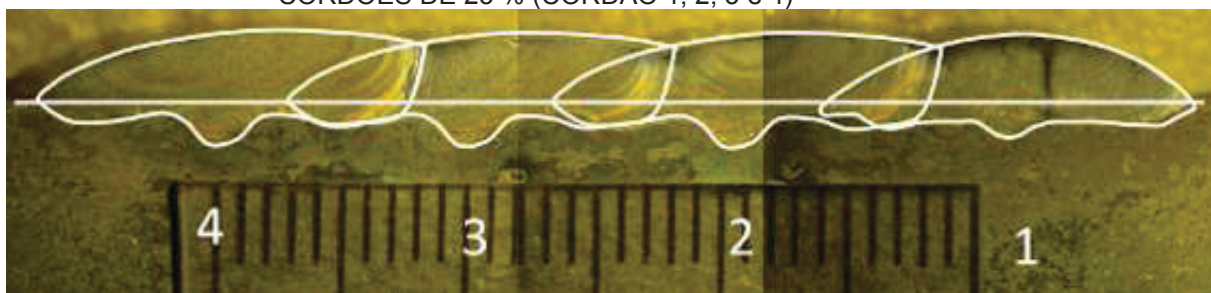
Ferro e Cromo que favorecem o desenvolvimento da fase proeutética de solução sólida de Cobalto. A resistência ao desgaste inferior, devido à microestrutura hipoeutética, também foi verificada por Scheid e D'Oliveira (2013) para a liga CoCrMoSi.

5.2 REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 25 %

5.2.1 Aspecto geral

Nos revestimentos com quatro passes e 25 % de sobreposição foi observado a ausência de defeitos de soldagem, como porosidades, trincas e mordeduras, indicando potencial para a fabricação de componentes revestidos a partir deste sistema revestimento-substrato. A FIGURA 40 apresenta a macrografia da seção transversal do revestimento.

FIGURA 40 - MACROGRAFIA DO REVESTIMENTO REALIZADO COM SOBREPOSIÇÃO DE CORDÕES DE 25 % (CORDÃO 1, 2, 3 e 4)



FONTE: Autor (2016)

Foi possível observar que, a cada passe, aumenta a parcela do cordão fundido ao substrato para os cordões de 25 % de sobreposição. Isto ocorre em função do aumento do aporte térmico ocasionado pelo aquecimento decorrente da deposição dos cordões anteriores, alterando as parcelas fundidas nos cordões subsequentes.

5.2.2 Diluição

A partir das macrografias e do *Software Image J®* foi possível medir as áreas fundidas do cordão anterior e do substrato passe a passe, conforme mostra a TABELA 8. Para o cálculo da diluição, foi utilizado o método proposto por Scheid em seu relatório de pesquisa CNPq (2016) já explicado no Item 4 do procedimento experimental (EQUAÇÃO (3), (4) e (5)).

TABELA 8 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25% PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO, CONFORME METODOLOGIA. A - ÁREA DO SUBSTRATO FUNDIDA. A+B - ÁREA TOTAL DO REVESTIMENTO. C - PARTICIPAÇÃO DO CORDÃO ANTERIOR NA DILUIÇÃO

Valores das áreas dos cordões com 25 % de sobreposição				
Valor	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3	Cordão 4
Área (A) mm²	0,512	0,341	0,358	0,332
Área (A+B) mm²	1,569	1,824	1,824	1,824
Área (C) mm²	-	0,299	0,334	0,454
Diluição (%)	26,80	23,10	23,90	24,10

FONTE: Autor (2017)

A TABELA 9 apresenta o valor do teor de Ferro e suas respectivas diluições calculadas através do Método de Toyserkani (EQUAÇÃO(6)).

TABELA 9 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - SOBREPOSIÇÃO 25 % - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO

CORDÃO (n)	FERRO (% EM PESO)	DILUIÇÃO (%)
1	26,0	26,7
2	24,3	24,1
3	25,1	25,7
4	24,7	25,3

FONTE: Autor (2017)

Observou-se que, para o primeiro cordão, obteve-se uma diluição semelhante ao do cordão único de 200 A pelos dois métodos de cálculo e, nos demais cordões, ocorreu uma pequena redução da diluição, apresentando valores semelhantes para ambos os métodos utilizados.

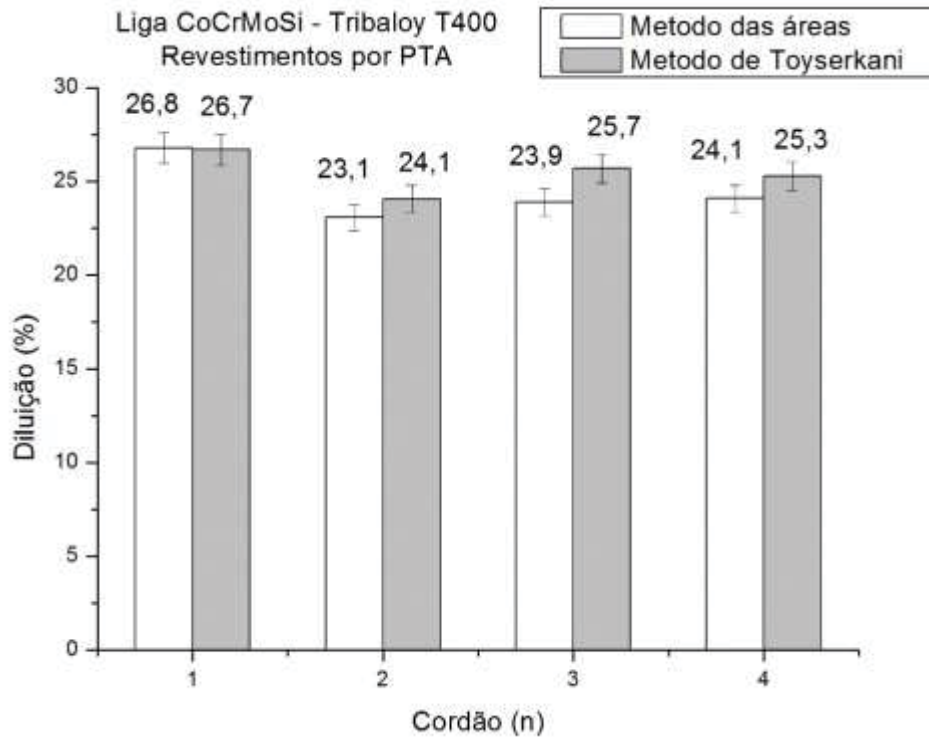
Observou-se que o maior valor da diluição ocorreu no primeiro cordão (26,8 %), ocorrendo um pequeno decréscimo para os demais cordões. O valor da diluição obtido conforme Toyserkani para o segundo cordão foi de 24,1 %, para o terceiro, de 25,7 % e, para o quarto, de 25,3 %.

O cálculo da diluição através da composição das áreas fundidas ao material base e refundidas dos cordões anteriores revelou que a queda esperada na diluição não aconteceu. Diferente do que foi observado por Bohatch et al., (2015), no qual a diluição do cordão único processado a 180 A apresentou o valor de 38 % e, para 25 % de sobreposição, a média dos cordões subsequentes ficou em torno de 17 %. Portanto, para este experimento, a diluição se manteve praticamente constante, contrariando o observado por Bohatch et al., (2015) que utilizou a mesma liga T400, porém com substrato diferente (AISI 316L). A diluição se manteve praticamente constante, muito provavelmente, devido ao aquecimento do substrato que ocorreu a cada passe. Isto destaca a importância da avaliação do grau de sobreposição de forma conjunta com

outros fatores, tais como o do aquecimento do substrato causado pela deposição de passes sequenciais.

A FIGURA 41 mostra que os valores obtidos no cálculo da diluição, pelo Método das Áreas e pelo Método de Toyserkani para cada um dos cordões.

FIGURA 41 - COMPARATIVO DA DILUIÇÃO PELOS MÉTODOS DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI

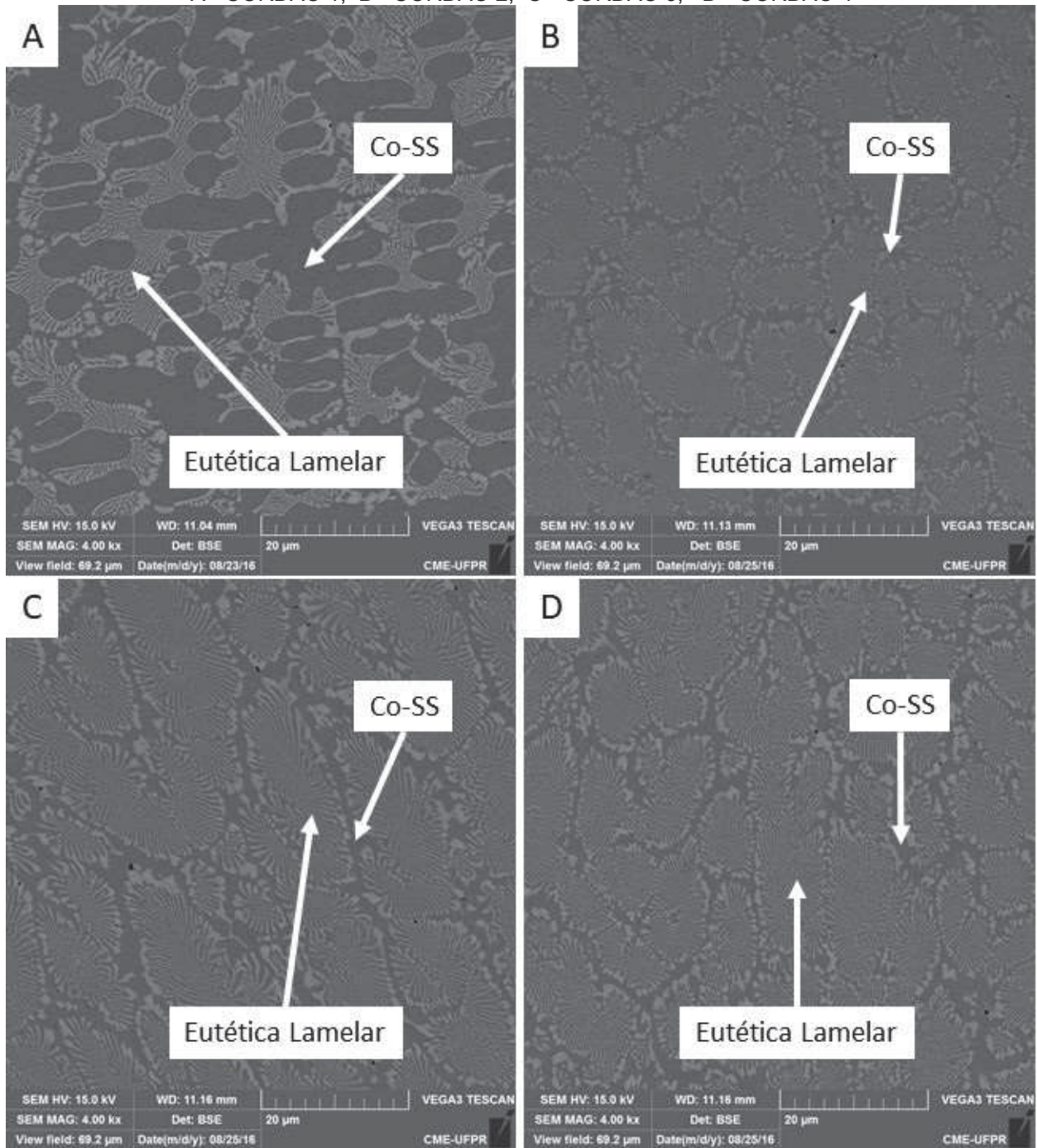


FONTE: Autor (2017)

5.2.3 Microestrutura - análise do teor de Ferro por EDS

Com o auxílio do MEV foi realizado a análise da microestrutura, considerando sobreposição dos cordões de 25 %, conforme apresentado na FIGURA 42. As análises realizadas no segundo, terceiro e quarto cordões mostram uma variação na fração das fases presentes. Porém, a partir do segundo cordão, observa-se um aumento da quantidade de Laves, bem como a redução da solução sólida de Cobalto, conforme apresentado na FIGURA 42.

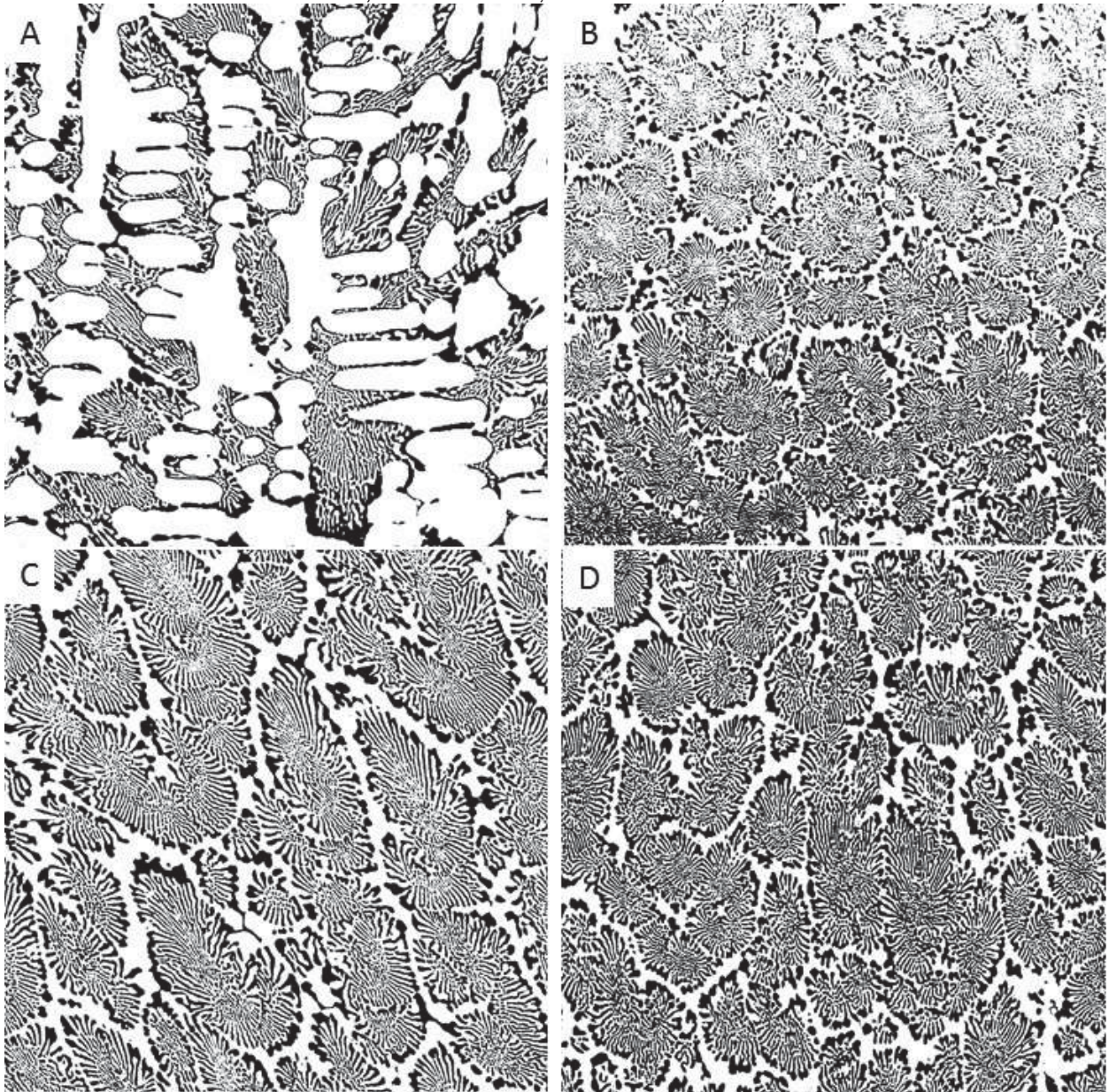
FIGURA 42 – MICROESTRUTURA (MEV) DOS CORDÕES COM SOBREPOSIÇÃO DE 25 %
 A - CORDÃO 1; B - CORDÃO 2; C - CORDÃO 3; D - CORDÃO 4



FONTE: Autor (2016)

Através da análise das imagens do MEV tratadas pelo software *Image J*® foi possível confirmar a variação das frações das fases Laves e Co-SS para cada um dos cordões (1, 2, 3, 4) depositados com sobreposição de 25 %, FIGURA 43.

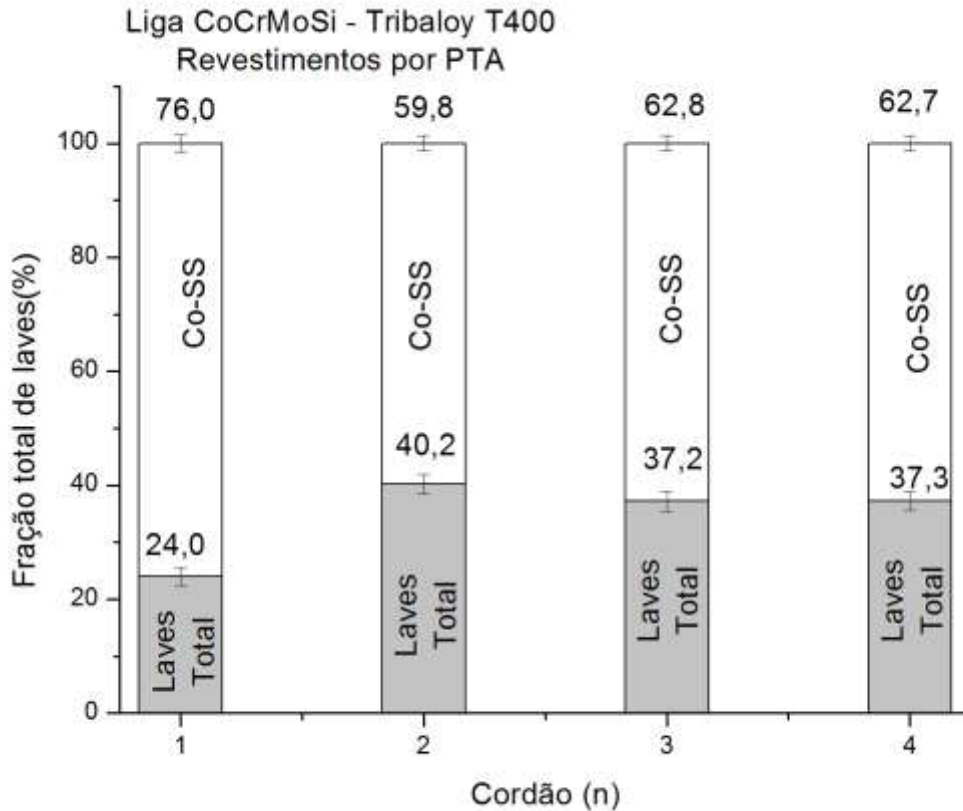
FIGURA 43 – IMAGENS TRATADAS SOFTWARE PARA SOBREPOSIÇÃO DE 25 %
A - CORDÃO 1; B - CORDÃO 2; C - CORDÃO 3; D - CORDÃO 4



FONTE: Autor (2016)

A FIGURA 44 mostra as frações das fases presentes (Laves e Co-SS) para cada cordão processado com 25 % de sobreposição.

FIGURA 44 - PROPORÇÃO DE FASES (LAVES/CO-SS)- SOBREPOSIÇÃO 25 %



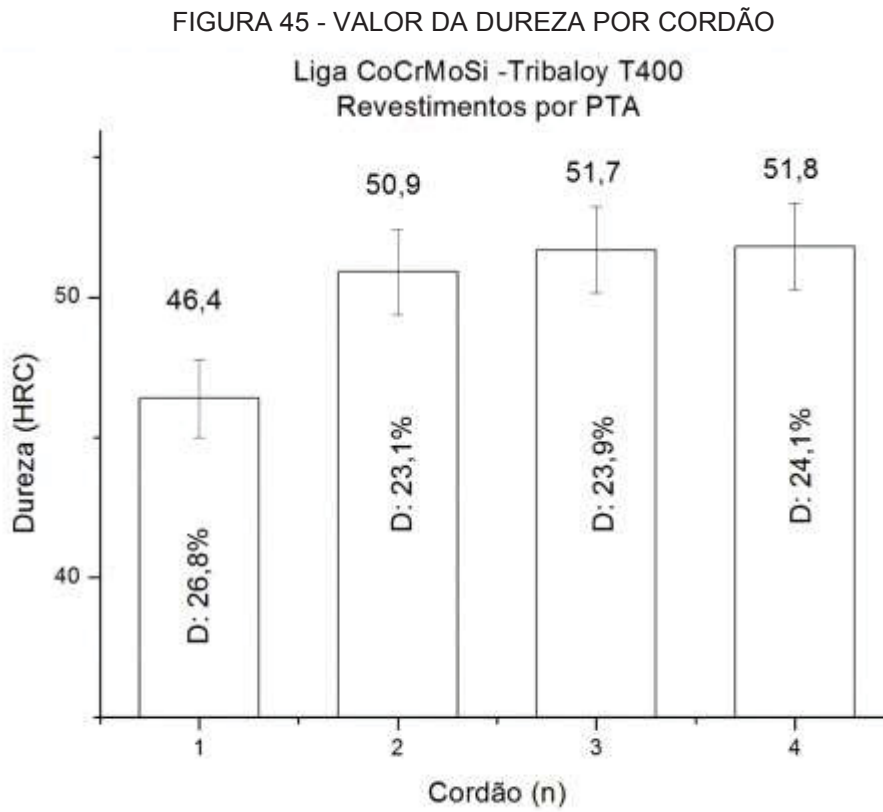
FONTE: Autor (2017)

Observou-se que para o primeiro cordão foi obtido uma microestrutura similar ao do cordão único, com corrente de deposição de 200 A, ou seja, uma microestrutura hipoeutética formada em grande parte por Co-SS (76,0 %) e por fase Laves (24,0 %). A partir do segundo cordão, observou-se uma diminuição da fração de solução sólida de Cobalto (59,8 %) e um aumento da fase Laves (40,2 %). Esse aumento ocorre, pois, a partir do segundo cordão o passe de solda é realizado fundindo parte do cordão anterior, ou seja, ele funde parte da liga e parte do substrato proporcionando uma maior concentração da liga, aumentando a fração de Laves. No terceiro e quarto cordão, ocorreu um aumento da diluição devido ao aquecimento do substrato ocasionado pelo cordões anteriores, resultando numa leve queda da fração de Laves e aumento do percentual do Co-SS, devido a maior quantidade de substrato fundido.

5.2.4 Propriedades Mecânicas - Dureza

A FIGURA 45 apresenta o resultado de dureza para o revestimento obtido com sobreposição de 25 %. Observa-se no primeiro cordão, onde o valor da diluição foi maior, a menor dureza, 46,4 HRC. A partir do segundo cordão, com a diminuição da diluição e do teor de Ferro, a dureza aumentou para 50,9 HRC. A partir do terceiro cordão, a

diluição e o teor de Ferro não sofreram variação significativa e os valores medidos de dureza mantiveram-se praticamente constantes.



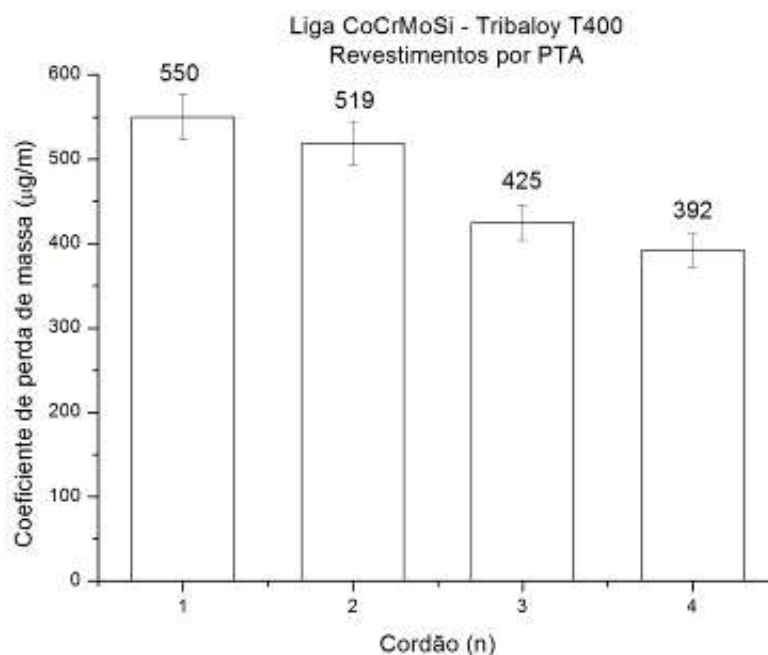
FONTE: Autor (2016)

Os valores de dureza estão de acordo com o esperado. A dureza menor do primeiro cordão (46,4 HRC) deve-se à presença de maior fração da fase que apresenta a menor dureza, Co-SS. A partir do segundo cordão a estrutura passa a ser eutética, apresentando pouca variação microestrutural para os cordões seguintes e, conforme esperado, o valor de dureza não apresenta variações significativas, estabilizando em torno de 51 HRC. Os resultados obtidos seguem a tendência de trabalho anteriores que relatam uma diminuição da dureza associada com a redução da fração de fases Laves (XU et al., 2007; ÇAKMAK; TEKIN; MALAYOĞLU, 2010).

5.2.5 Propriedades Tribológica – Desgaste

A FIGURA 46 apresenta os resultados obtidos através do ensaio de desgaste tipo pino sobre disco. O primeiro cordão como possui a menor dureza apresentou o maior coeficiente de perda de massa (550 $\mu\text{g}/\text{m}$) e a partir do segundo cordão como a dureza e quantidade das fases laves aumentam, a perda de massa diminui até um valor mínimo para o quarto cordão (392 $\mu\text{g}/\text{m}$).

FIGURA 46 - GRÁFICO DOS RESULTADOS DO COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA



FONTE: Autor (2017)

Os resultados apresentados neste trabalho seguem os relatos de Liu et al., (2005) e Gao; Liu; Wu (2011), apontando que o melhor comportamento em desgaste está relacionado diretamente com a fração de fase de Laves, ou seja, a partir do segundo cordão, a estrutura passou a apresentar maior percentual de fases de Laves (fase dura) e menor percentual de Co-SS (fase de menor dureza), resultando, assim, uma diminuição de perda de massa. A partir do terceiro cordão, não se observam variações microestruturais significativas o que se comprova com os valores de dureza que praticamente não variaram, melhorando assim o comportamento ao desgaste. A pequena variação de perda de massa entre os dois últimos cordões pode ter sido algum desalinhamento durante o ensaio de desgaste, bastante sensível no que se refere à condição de perpendicularidade pino/disco.

5.3 REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 50 %

5.3.1 Aspecto Geral

Nos revestimentos com 50 % de sobreposição é possível constatar a ausência de defeitos de soldagem, como porosidades, trincas e mordeduras. A FIGURA 47 apresenta a macrografia em seção transversal dos revestimentos.

FIGURA 47 - MACROGRAFIA DOS REVESTIMENTOS COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 %



FONTE: Autor (2016)

5.3.2 Diluição

A partir das macrografias e do *Software Image J®* foi possível medir as áreas fundidas do cordão anterior e do substrato passe a passe, conforme mostra a TABELA 10. O primeiro cordão apresentou a maior diluição, 26,8 %. Ocorreu um decréscimo da diluição para os demais cordões, conforme segue: 18,6 % para o segundo cordão, 15,0 % para o terceiro e de 12,9 % para o quarto cordão.

TABELA 10 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 50 % PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME METODOLOGIA DE SCHEID (CNPQ 2016). A - ÁREA DO SUBSTRATO FUNDIDA. A+B - ÁREA TOTAL DO REVESTIMENTO. C - PARTICIPAÇÃO DO CORDÃO ANTERIOR NA DILUIÇÃO

Valores das áreas dos cordões com 50% de sobreposição				
Valor	C1	C2	C3	C4
Área (A) mm ²	0,802	0,242	0,240	0,221
Área (A+B) mm ²	2,482	2,867	2,867	2,867
Área (C) mm ²	-	1,091	1,023	0,986
Diluição (%)	26,80	18,60	15,00	12,90

FONTE: Autor (2017)

A diluição do cordão 1 é equivalente à diluição do cordão único a 200 A. A partir do segundo cordão observou-se uma diminuição nos valores de diluição em função da parcela fundida do cordão anterior.

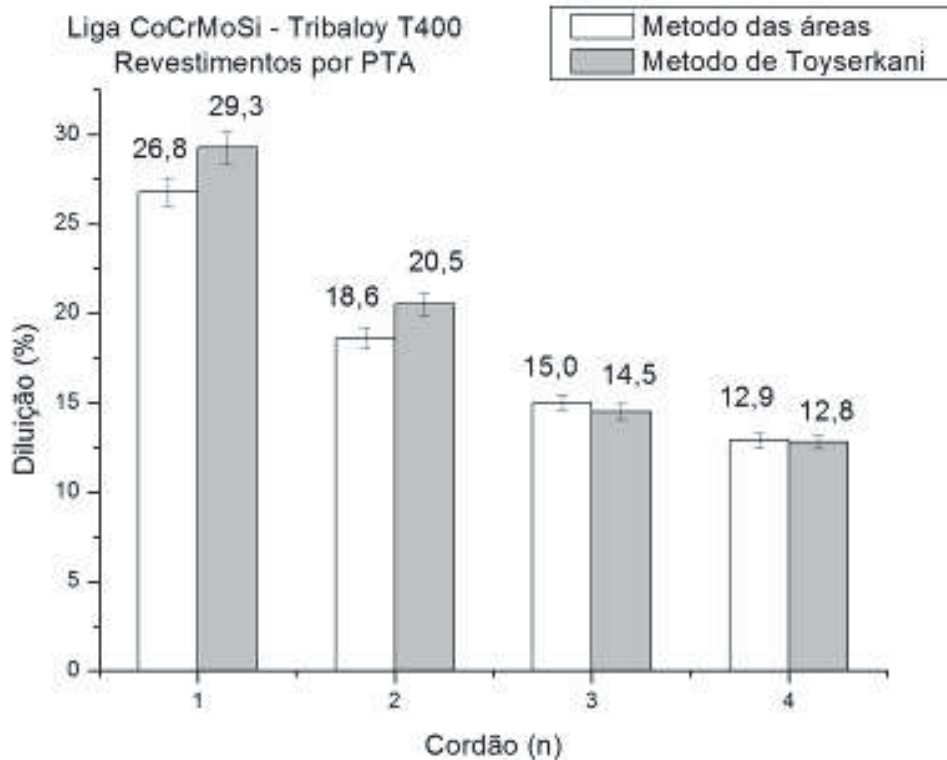
Bohatch et al., (2015) observou que ao realizar a deposição da liga T400 sobre um substrato de AISI 316L, utilizando uma corrente de 180 A e 50 % de sobreposição dos cordões, houve queda de 25 % da diluição em comparação ao cordão único depositado com a mesma corrente de deposição. Neste trabalho, observou-se a mesma tendência de redução na diluição, porém com valores percentualmente diferentes. Conforme o esperado, para os revestimentos com maior sobreposição, a parcela refundida dos cordões anteriores é maior, o que promove uma queda significativa na diluição ao longo das deposições. Esta queda de diluição deve influenciar tanto a microestrutura quanto os valores da dureza. A TABELA 11 apresenta o valor do teor de Ferro e suas respectivas diluições, calculadas através do método de Toyserkani (EQUAÇÃO (6)). Foi possível observar que a diluição calculada pelo método das áreas e pelo método de Toyserkani foi muito similar, conforme mostra a FIGURA 48.

TABELA 11 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - SOBREPÓSICÃO 50 % - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO

CORDÃO	% FERRO	DILUIÇÃO %
1	28,4	29,3
2	20,3	20,5
3	14,9	14,5
4	13,3	12,8

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 48 - COMPARATIVO DA DILUIÇÃO PELOS MÉTODOS DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI

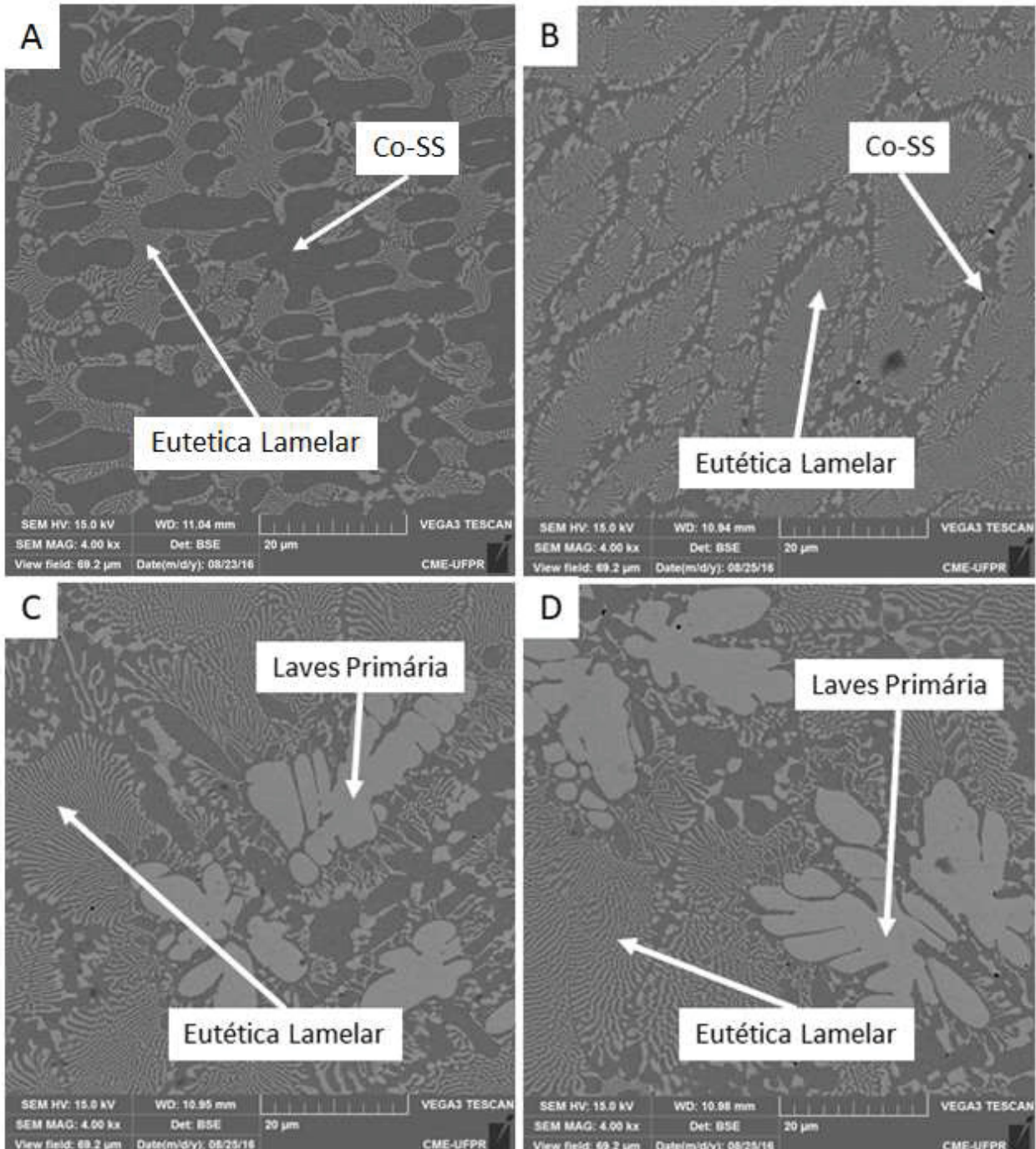


FONTE: Autor (2017)

5.3.3 Microestrutura - Análise do teor de Ferro e EDS

Com o auxílio do MEV foi realizada a análise de microestrutura nos cordões 1, 2, 3 e 4. Constatou-se que a microestrutura permanece semelhante no primeiro e segundo cordão variando-se apenas a proporção da fase lamelar eutética (de 28,6 para 49,6 %), e a partir do terceiro cordão a liga se torna hipereutética e é possível observar o surgimento da fase primária de Laves, conforme mostra a FIGURA 49.

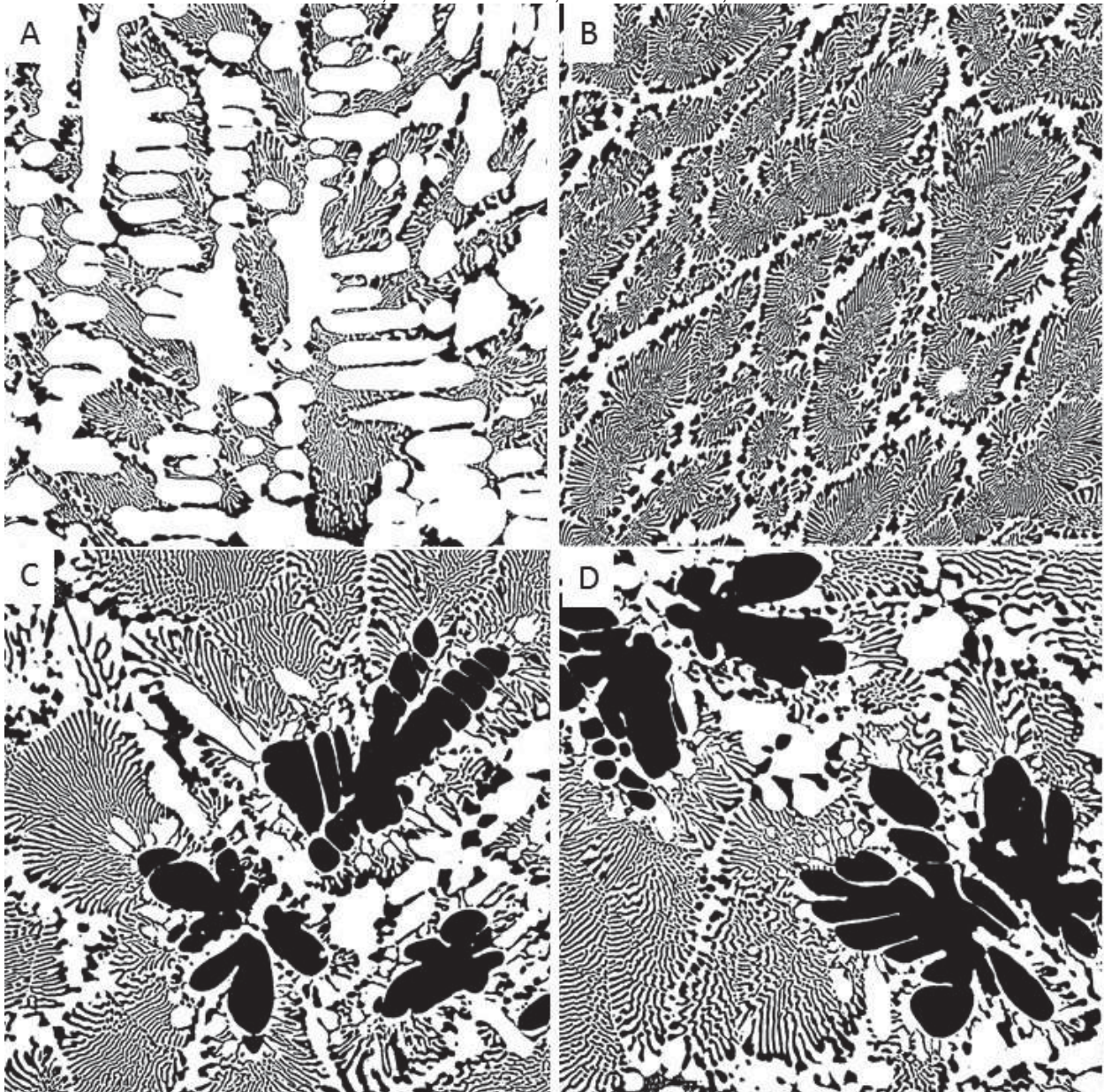
FIGURA 49 - MICROESTRUTURA (MEV) DOS CORDÕES COM SOBREPOSIÇÃO DE 50 % :
A - CORDÃO 1, B - CORDÃO 2, C - CORDÃO 3, D - CORDÃO 4



FONTE: Autor (2016)

Foram utilizadas as imagens do MEV tratadas para medir as frações de fases para cada um dos cordões depositados com 50 % de sobreposição para os cordões 1, 2, 3 e 4, conforme FIGURA 50.

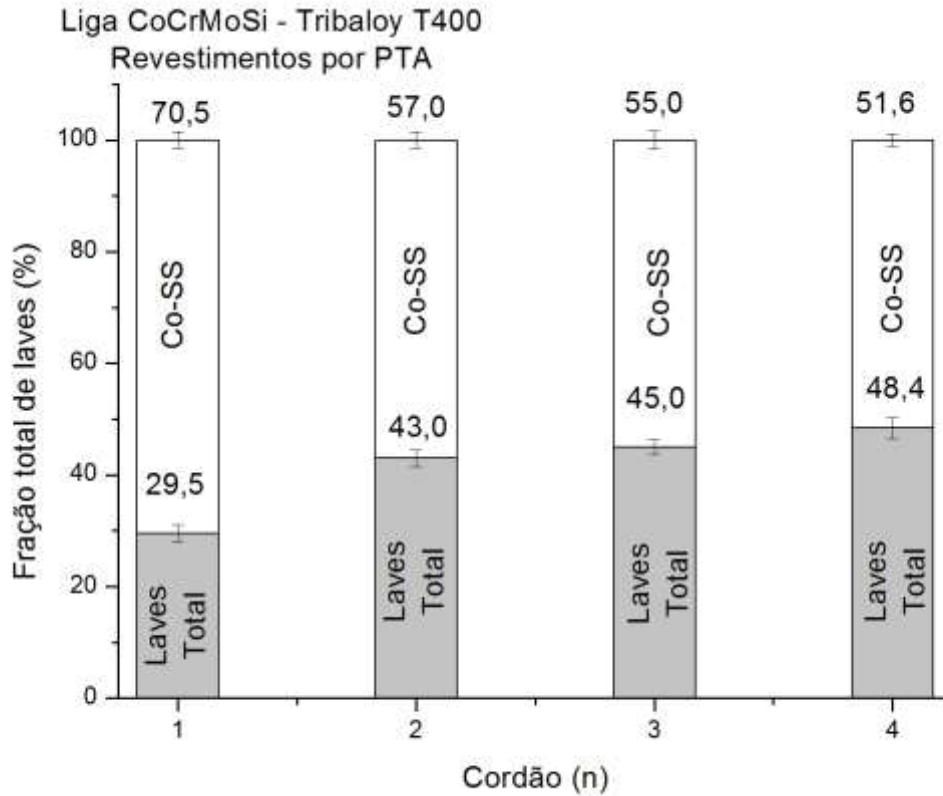
FIGURA 50 - IMAGENS TRATADAS SOFTWARE PARA SOBREPOSIÇÃO DE 50 %:
A - CORDÃO 1, B - CORDÃO 2, C - CORDÃO 3, D - CORDÃO 4



FONTE: Autor (2016)

A FIGURA 51 apresenta as proporções de fases medidas. o primeiro cordão, apresentou uma estrutura semelhante ao cordão único, com 70,5 % de solução sólida de Cobalto e 29,5 % de fase Laves. Para o segundo cordão, a fase Co-SS diminui para 57,0 % e a fase Laves aumentou para 43,0 %. A partir do terceiro cordão a estrutura passa a hipereutética com o surgimento da fase primária de Laves.

FIGURA 51 - GRÁFICO - FRAÇÃO DE IMAGENS - SOBREPOSIÇÃO 50 %



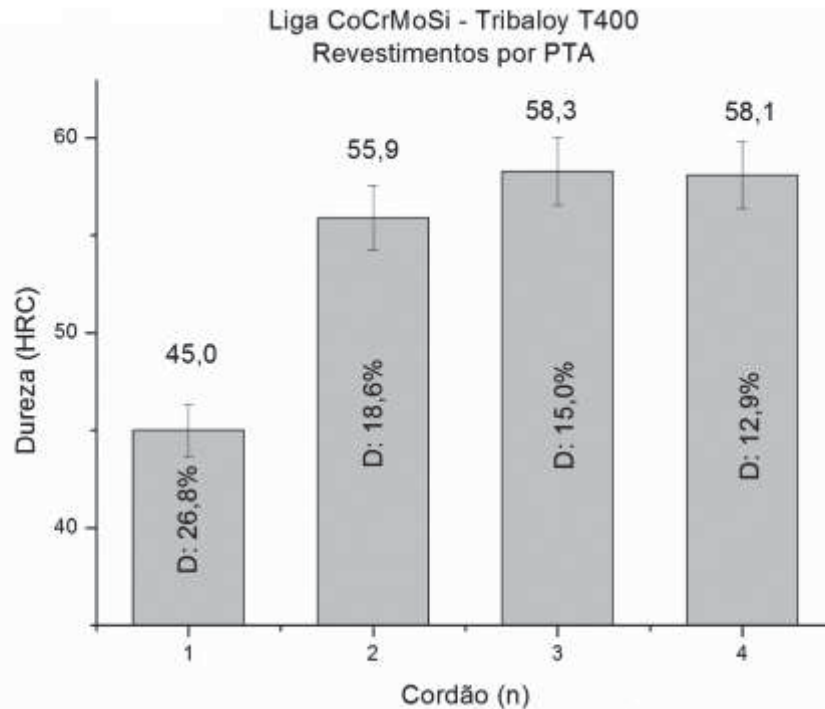
FONTE: Autor (2017)

5.3.4 Propriedades Mecânica - Dureza

A FIGURA 52 mostra os valores obtidos para a dureza por cordão que se apresenta coerente com os resultados obtidos para a diluição e para o teor de Ferro. Com a diminuição da diluição e do teor de Ferro, esperava-se um aumento da dureza.

Para o primeiro cordão, a diluição foi a maior e, conseqüentemente a dureza foi a menor, 45,0 HRC. A partir do segundo cordão, com a diminuição da diluição, a dureza aumentou para 55,9 HRC. A partir do terceiro cordão a dureza manteve-se em torno de 58 HRC.

FIGURA 52 - DUREZA POR CORDÃO



No primeiro cordão a maior diluição fez com que a maior parcela do substrato presente na poça de fusão originasse uma estrutura hipoeutética. A presença da fase proeutética de Co-SS acarreta em diminuição da dureza (45,0 HRC). Com a diminuição da diluição observada para o segundo cordão, diminui o teor de Ferro presente no revestimento e a estrutura passa a quase completamente eutética. A dureza aumenta pelo desaparecimento da fase proeutética, menos dura, e pelo surgimento da fase de Laves primária de elevada dureza. Scheid e D'Oliveira (2013) também observaram que, modificando a microestrutura de lamelar eutética para hipereutética obtém-se um aumento da dureza, pelo aumento do volume da fase de Laves.

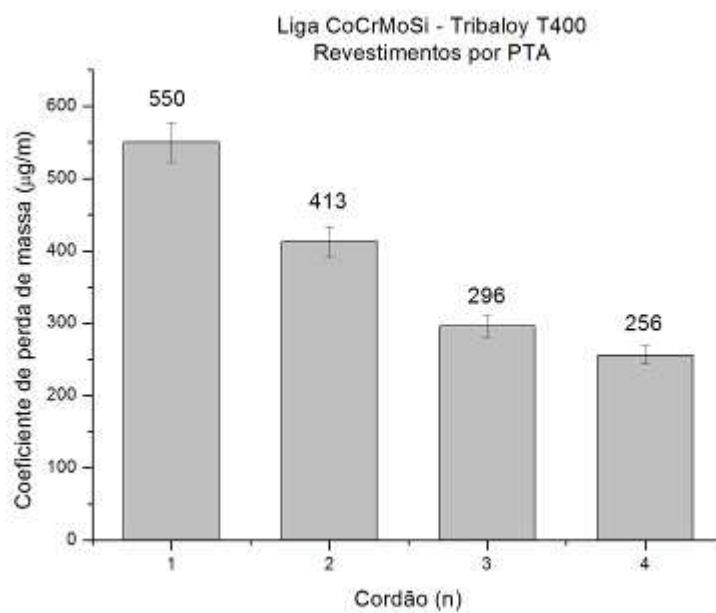
5.3.5 Propriedade Tribológica - Desgaste

Na análise do coeficiente de perda de massa das amostras foi constatado que, no primeiro cordão ocorreu um desgaste maior ocasionado pela menor dureza em função da alta diluição. No segundo cordão verificou-se uma redução no desgaste devido ao acréscimo da dureza decorrente do decréscimo da diluição. No terceiro cordão houve um decréscimo no desgaste devido ao acréscimo da dureza. Finalmente, para o quarto cordão houve uma redução no desgaste ainda maior em função do aumento da quantidade da fase de Laves primária, seguindo o esperado. Liu et al., (2005) e Gao; Liu; Wu (2011) verificaram um melhor comportamento ao desgaste com o aumento da quantidade da fração de fase de Laves primária, como o observado do terceiro para o

quarto cordão, onde aumentou a quantidade da fase Laves e diminuiu o coeficiente de desgaste, com a dureza se mantendo praticamente constante.

A FIGURA 53 mostra os resultados obtidos através do desgaste de pinos sobre disco, que apresentou o maior valor de desgaste no primeiro cordão, com um coeficiente de perda de massa de 550 $\mu\text{g}/\text{m}$. A partir do segundo cordão constatou-se um decréscimo do desgaste, onde o valor encontrado foi de 413 $\mu\text{g}/\text{m}$. No terceiro e quarto cordões, ocorreu uma queda maior no desgaste, com resultados de 296 $\mu\text{g}/\text{m}$ e 256 $\mu\text{g}/\text{m}$, para o terceiro e quarto cordões, respectivamente.

FIGURA 53 - GRÁFICO DOS RESULTADOS DO COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA



FONTE: Autor (2017)

A menor taxa de perda de massa foi obtida a partir do terceiro cordão, onde aparece a microestrutura hipereutética, pois a presença da fase de Laves induz a uma queda significativa no desgaste (SCHEID e D'OLIVEIRA 2013).

O desgaste foi maior para o primeiro e segundo cordão, devido à microestrutura hipoeutética e eutética lamelar respectivamente.

6 CONCLUSÃO

O presente estudo analisou o efeito da diluição sobre a microestrutura e a dureza de revestimentos de liga Tribaloy T400 processados pelo processo de Plasma por Arco Transferido (PTA) sobre substrato de aço AISI 4140. As principais contribuições são apresentadas a seguir:

Para cordões únicos:

- O aumento da corrente de deposição resultou na diminuição da altura de reforço, no aumento da largura dos cordões e no aumento da diluição.
- O aumento da corrente de deposição não altera as fases formadas, mas sim suas proporções. O aumento da participação do substrato nos depósitos resulta em uma mudança microestrutural de hipereutética (120A e 150 A), para eutética (180 A) e finalmente hipoeutética para a maior corrente utilizada (200 A).
- Para cordões únicos, a formação da fase de Laves primária (120 A) acarreta em aumento da dureza (56 HRC) e diminuição no coeficiente de perda de massa (até 198 $\mu\text{g}/\text{m}$).

Para áreas revestidas:

- O grau de sobreposição tem grande influência sobre a microestrutura dos revestimentos. Para a sobreposição de 25 % foram observadas diluições maiores (em torno de 25 %) que deram origem às microestruturas hipoeutéticas e lamelar. Com o aumento da sobreposição para 50 %, a diluição diminuiu significativamente a partir do terceiro cordão e é possível observar uma microestrutura hipereutética.
- O grau de deposição é determinante nas propriedades finais dos revestimentos. Para 25 % de sobreposição a dureza do revestimento é menor (51 HRC) e os valores de perda de massa são maiores, em decorrência da microestrutura formada. Para a sobreposição de 50 %, a presença da fase de Laves primária a partir do terceiro cordão, induziu a uma maior dureza diminuindo a taxa de perda de massa.
- Tanto as correntes quanto ao grau de deposição são determinantes para o tipo de microestrutura formada e, conseqüentemente, ditam as propriedades mecânicas finais dos revestimentos.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar a medição das temperaturas entre passes, para entender melhor sua influência sobre a diluição e, por sua vez, a microestrutura formada.

Examinar o comportamento ao desgaste e à corrosão da liga quando submetida a altas temperaturas de operação em ambiente agressivo.

Realizar estudo do comportamento de outras superligas depositadas sobre o mesmo substrato utilizado neste trabalho, comparando as microestruturas formadas bem como suas respectivas propriedades mecânicas (dureza e desgaste).

Analisar o efeito de outros graus de sobreposição correlacionando a microestrutura e seu efeito sobre a dureza e o desgaste.

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 & Inspeção** v.19, p.134-144, 2014.
- ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purposed Materials**. 10. ed. p.1363–1403. v.2.1992.
- ASPHAHINI, A. I. **Corrosion of Cobalt-base Alloys**. In: ASM Handbook – Corrosion. 5. Ed. p. 658-667. v. 13. 1987.
- ABIOYE, T.E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 217, p. 232-240, 2015.
- 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.
- BOHATCH, R. G. **Microestrutura e Propriedades de Revestimentos de Liga CoCrMoSi (Tribaloy T400) Obtidos Por Plasma Com Arco Transferido**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Paraná, Paraná, 2014.
- BOHATCH, R. G., ATHAYDE, J. N., SIQUEIRA, J.C.M., D'OLIVEIRA, A.S.C.M., SCHEID, A. Influence of Processing on the Microstructure and Properties of CoCrMoSi Alloy PTA Coatings. **Soldagem & Inspeção**, v.20, p.219-227, 2015.
- BOHATCH, R. G., GRAF, K., SCHEID, A. Effect of Track Overlap on the Microstructure and Properties of the CoCrMoSi PTA Coatings. **Materials Research**, v.18, p.553-562, 2015.
- CALLISTER, W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.
- CAKMAK, E; TEKIN, K.C.; MALAYOGLU, U. **Tribo corrosion of Stellite 706 and Tribaloy 400 superalloys**. *Tribology*, v. 4, p. 8-14, 2010.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros fundidos**. ABM, 1998.
- CORONADO, J. J.; CAICEDO, H. F.; GÓMEZ, A. L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. **Tribology International**, v. 42, n. 5, p.745-749, 2009.
- CROOK, P. **Cobalt and Cobalt Alloys**. ASM Handbook, vol. 02: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. 10. 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>. Acesso em: 10 jan. 2017.

DAVIS, J. R. H. **Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining**. In: ASM Handbook- Welding, Brazing and Soldering. 10. ed. ASM Metals Park: Davis and Associates- ASM International, v.2, p. 699–828, 1993.

DEUIS, R.L., YELLUP, J.M., SUBRAMANIAN, C. Metal Matrix Composite Coating by PTA Surface. **Composites Science and Technology**, p 299-309, 1998.

DONACHIE, M. J., DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical Guide**. 2.ed. Ohio: ASM International. p. 25-38. 2002.

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

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

GERDAU. **Manual de Aços, Gerdau Aços Finos Piratini**. 2003. Disponível em: www.dem.feis.unesp.br/maprotec/educ/lmcm1/catalogo_acos_gerdau. Acesso em: 01 jun. 2016.

GONÇALVES, R. H.; DUTRA, J. C. PTA-P Process – A Literature Review as Basis for Innovations. Part 2 of 2: Powder Thermal and Kinematic Behavior, Process Parameters and Consumables. **Soldagem e Inspeção**, v.17, n.20, p.173-183, 2012.

HALLÉN, H.; LUGSCHEIDER, E.; A. AIT-MEKIDECHE, A. **Plasma Transferred Arc Surfacing with high deposition rates**. Proceedings of the Fourth National Thermal Spray Conference, USA, p. 537-539, 1991.

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

HOU, Q.Y.; GAO, J.S.; ZHOU, F. Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 194, p. 238-243, 2005.

HOU, Q. Y., HUANG, Z. Y., SHI, N., GAO, J. S. Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using Rietveld method. **Journal of Materials Processing Technology**, v.209, p.2767–2772, 2009.

LIU R.; XU, W.; YAO, M.X.; PATNAIK, P.C.; WU, X.J. A newly developed Triballoy alloy with increased ductility. **Scripta Materialia**, v.53, n.12, p. 1351-1355, 2005.

LIU, Y.F.; Mu, J.S.; Xu, X.Y.; Yang, S.Z. Microstructure and dry-sliding wear properties of TiC reinforced composite coating prepared by plasma transferred arc weld surfacing process. **Materials Science and Engineering**, v. 458, p. 366-370, 2007.

PAES, R. M. G, SCHEID, A. Effect of Deposition Current on Microstructure and Properties of CoCrWC Alloy PTA Coatings. **Soldag. Insp**, São Paulo, v. 19, n.03, p.247-254, 2014.

PHILLIP, T. V.; MCCAFFREY, T. J. Ultrahigh-Strength Steels. In: ASM Handbook – **Properties and selection iron**, v. 1, 10. ed. ASM Metals Park, p. 1119-1146, 1990.

PRZYBYLOWICZ; J., KUSINSKI. **Laser Cladding and erosive wear of Co-Mo-Cr-Si coatings. Surface & Coatings Technology**, v.125, p.13-18, 2000.

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

SHANMUGAM, R. MURUGAN, N. Effect of gas tungsten arc welding process variables on dilution and bead geometry of Stellite #6 hardfaced valve seat rings. **PSNA College of Engineering and Technology**, India, 2006

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

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**, v. 26 p. 1487-1493, 2010.

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

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**, v. 5, p. 83-87, 2011.

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, p.363-367, 2012.

SCHEID, A. **Desenvolvimento da metodologia de avaliação mecânico-metalúrgica de revestimentos superficiais**. Relatório de Pesquisa CNPq. Porto Alegre: Abril, 2016.

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

TAVAKOLI, A., LIU, R., WU, X. J. Improved mechanical and tribological properties of tin-bronze journal bearing materials with newly developed triballoy alloy additive. **Materials Science & Engineering A**, v.489, p.389–402, 2008.

TOYSERKANI, E., Khajepour, A., Corbin, S. **Laser Cladding**. CRC Press, 2005.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V.s.v. Wear Characteristics of Hardfacing Alloys:State-of-the-art. **Procedia Materials Science**, v. 10, p.527-532, 2005.

VERGARA, V. D., DUTRA, J. C., D'OLIVEIRA, A. S. C. Deposição por Plasma com Arco Transferido. **Soldagem Insp.**, São Paulo, v. 15, n. 1, p.041-051, jan/mar. 2010.

VILLARES. **Villares Metals**. Disponível em:

www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Search?SearchText=&offset=370. Acesso em: 23 ago. 2016.

WU, B. C. J.; Redman, J. E. **Hardfacing with cobalt and nickel alloys**. **Welding Journal**. v. 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 Triballoy alloys**. **Materials Science Engineering A**, 452-453, p. 427-436, 2007.

YAEDU, A.E., D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Cobalt based alloy PTA hardfacing on different substrate steels. **Materials Science and Technology**, v.21. p.459-466, 2005.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. **Soldagem**. São Paulo: SENAI. (Coleção tecnologia SENAI). 1997.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. North Holland , 1987.