

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

EDUARDO FERRACIN MOREIRA

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE Al_2O_3 NA LIGA STELLITE 6 PARA A
REALIZAÇÃO DE REVESTIMENTO SUPERFICIAL PELO PROCESSO
GTAW-P**

DISSERTAÇÃO

CORNÉLIO PROCÓPIO

2019

EDUARDO FERRACIN MOREIRA

**EFEITOS DA ADIÇÃO DE Al_2O_3 NA LIGA STELLITE 6 PARA A
REALIZAÇÃO DE REVESTIMENTO SUPERFICIAL PELO PROCESSO
GTAW-P**

Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná - Campus Cornélio Procópio para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. João Roberto Sartori Moreno

Coorientador: Prof. Dr. Paulo Cezar Moselli

CORNÉLIO PROCÓPIO

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

M838 Moreira, Eduardo Ferracin

Efeitos da adição de Al_2O_3 na liga Stellite 6 para a realização de revestimento superficial pelo processo GTAW-P / Eduardo Ferracin Moreira. – 2019.
78 p. : il. color. ; 31 cm.

Orientador: João Roberto Sartori Moreno.

Coorientador: Paulo Cezar Moselli.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Cornélio Procópio, 2019.

Bibliografia: p. 72-78.

1. Revestimentos. 2. Stellite. 3. Óxido de alumínio. 4. Soldagem. 5. Engenharia Mecânica – Dissertações. I. Moreno, João Roberto Sartori, orient. II. Moselli, Paulo Cezar. III. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

CDD (22. ed.) 620.1

Biblioteca da UTFPR - Câmpus Cornélio Procópio

Bibliotecário/Documentalista responsável:
Romeu Righetti de Araujo – CRB-9/1676



Título da Dissertação N° 032:

“Efeitos da Adição de Al_2O_3 na Liga Stellite 6 para a Realização de Revestimento Superficial pelo Processo GTAW-P”.

por

Eduardo Ferracin Moreira

Orientador: **Prof. Dr. João Roberto Sartori Moreno**

Esta dissertação foi apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA** – Área de Concentração: **Ciências Mecânicas**, linha de pesquisa: **Caracterização dos Materiais Aplicados em Engenharia**, pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM – da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR – Câmpus Cornélio Procópio, às 13h30 do dia 11 de março de 2019. O trabalho foi aprovado pela Banca Examinadora, composta pelos professores:

Prof. Dr. João Roberto Sartori Moreno
(Orientador – UTFPR-CP)

Prof. Dr. Paulo Cezar Moselli
(Coorientador - UTFPR-CP)

Prof. Dr. Paulo Cezar Tulio
(UTFPR-CP)

Prof. Dr. Julio Cesar De Souza Francisco
(UTFPR-CP)

Prof. Dr. Miguel Ângelo Menezes
(UNESP-Ilha Solteira)

Dedico este trabalho à minha esposa Izabelle, aos meus pais Mário e Lucinéia e ao meu irmão Fábio que, com muito carinho e apoio, não mediram esforços para que eu chegasse até esta etapa da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por permitir trilhar este caminho e ter dado forças para superar as dificuldades que surgiram.

Ao meu orientador, Prof. Dr. João Roberto Sartori Moreno, e ao coorientador, Prof. Dr. Paulo Cezar Moselli, pelos ensinamentos, apoio e confiança no desenvolvimento deste trabalho.

À Prof. Dra. Emillyn Ferreira Trevisani Olivio por me auxiliar e orientar nos mais diversos momentos no decorrer desta pesquisa.

À Direção do campus e coordenação do curso de Engenharia Mecânica, pela utilização dos Laboratórios do Campus Cornélio Procópio da UTFPR, pela realização dos experimentos e ao Campus Curitiba – Ecoville da UTFPR, pela a realização dos testes micrográficos e difração de raios-x.

Aos alunos de graduação do curso de Engenharia Mecânica do Campus Cornélio Procópio da UTFPR, Edilson Matías Júnior e Nadine Pepe, por auxiliar nas confecções dos corpos de prova e nos ensaios de microdureza.

À CAPES pelo fomento da pesquisa.

A todos que direta ou indiretamente fizeram parte da minha formação, o meu muito obrigado.

“Pensar é o trabalho mais difícil que existe. Talvez por isso tão poucos se dediquem a ele.”

(Henry Ford)

RESUMO

MOREIRA, E.F. (2019). **Efeitos da adição de Al_2O_3 na liga Stellite 6 para a realização de revestimento superficial pelo processo GTAW-P.** 73 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Cornélio Procópio, 2019.

Este trabalho buscou investigar o efeito que a adição de óxido de alumínio trouxe para os revestimentos superficiais realizados com a liga, à base de cobalto, Stellite 6 e depositadas pelo processo de soldagem GTAW-P. Para tal, foram confeccionadas três misturas de Al_2O_3 +Stellite 6 com variações de concentração de óxido de alumínio, tais misturas foram utilizadas para revestir chapas de aço carbono SAE 1020. Após a deposição há o surgimento de uma “casca” esverdeada na superfície dos revestimentos, devido a formação de óxidos e, após a preparação dos corpos de prova, verificou-se que houve uma grande diluição do pó depositado no substrato. Os revestimentos atingiram valores de microdureza na faixa de 400 Hv à 500 Hv, tais números corresponderam aos valores encontrados na literatura para a liga Stellite 6 pura. As micrografias encontradas convergiram com os resultados de outros pesquisadores, no qual notou-se uma microestrutura mais refinada na região da superfície do revestimento. Os difratogramas apresentaram a formação das fases características da Stellite 6, sendo elas os carbeto do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$, elementos de CoCr e Co isolado. Além destas fases, foi comprovada a presença de fases formadas por meio da adição do óxido de alumínio, sendo elas Al_2O_3 , $CrAl_4O_4$ e Cr_2O_3 . Assim sendo, a incorporação da alumina manteve as principais características dos revestimentos de Stellite 6, possibilitando a formação de óxidos. Para determinar a influência do óxido de alumínio no desgaste dos revestimentos se faz necessário realizar ensaios de desgaste do tipo Pino-disco e Roda de borracha, tais ensaios ficarão para trabalhos futuros. No entanto os resultados indicam que com o controle adequado da diluição do processo, as propriedades do revestimento, como a microdureza e a resistência ao desgaste abrasivo, melhorem.

Palavras-chave: Revestimento; Stellite; Óxido de Alumínio; Soldagem; GTAW-P

ABSTRACT

MOREIRA, E.F. (2019). **Effects of the addition of Al_2O_3 on the Stellite 6 alloy to perform surface coating by the GTAW-P process.** 73 f. Dissertation (master's degree) - Post-Graduation Program in Mechanical Engineering, Federal Technological University of Paraná. Cornélio Procópio, 2019.

This work aimed to investigate the effect that the addition of aluminum oxide brought to the surface coatings made with the alloy, cobalt-based, Stellite 6 and deposited by the GTAW-P welding process. For this, three mixtures of Al_2O_3 + Stellite 6 with variations of aluminum oxide concentration were made, in which such mixtures were used to coat SAE 1020 carbon steel. After the deposition, a greenish "shell" was observed on the surface of the coatings due to the formation of oxides and after preparation of the test specimens, it was found that there was a large dilution of the powder deposited on the substrate. The coatings reached values of microhardness in the range of 400 Hv to 500 Hv, such numbers corresponded to the values found in the literature for pure Stellite 6 alloy. The micrographs converged with the results of other researchers, in which a more refined microstructure was noticed in the surface region of the coating. The diffractograms presented the formation of the characteristic phases of Stellite 6, being the carbides type M_7C_3 and $M_{23}C_6$, elements of CoCr and Co isolated. In addition to these phases, the presence of phases formed through the addition of aluminum oxide, Al_2O_3 , $CrAl_4O_4$ and Cr_2O_3 , was confirmed. Thus, the incorporation of alumina maintained the main characteristics of the coatings of Stellite 6, allowed the formation of oxides. To determine the influence of aluminum oxide on the wear of the coats, it is necessary to perform wear tests of the Pin-disc type and Rubber Wheel, such tests will remain for future work. However, the results indicate that with proper control of the process dilution, coating properties, such as microhardness and abrasive wear resistance, improve.

Keywords: Coating; Stellite; Aluminum Oxide; Welding; GTAW-P

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Amperes
Al	Alumínio
C	Carbono
CCGTAW	<i>Constant Current Gas Tungsten Arc Welding</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
Co	Cobalto
Cr	Cromo
°C	Celsius
dRx	Difração de Raios-X
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>
Fe	Ferro
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
GTAW-P	<i>Gas Tungsten Arc Welding Powder</i>
HCP	Hexagonal Compacta
I _b	Corrente de Base
I _p	Corrente de Pico
LB	<i>Laser Beam</i>
min	Minutos
mm	Milímetros
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
PCGTAW	<i>Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding</i>
PIB	Produto Interno Bruto
Pi	Pixel
PTAW	<i>Plasma Transferred Arc Welding</i>
PTAW-P	<i>Plasma Transferred Arc Welding Powder</i>
PV	Perda de volume em mm ³

PV _c	Perda de volume corrigida em mm ³
RPM	Rotações Por Minuto
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
SAW	<i>Submerged Arc Welding</i>
t _b	Tempo de Base
t _p	Tempo de Pico
Ti	Titânio
V	tensão utilizada
v _s	Velocidade de soldagem
ZTA	Zona Termicamente Afetada
W	Tungstênio
ρ	Densidade (g/cm ³).
η	Eficiência

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Relação entre o desgaste abrasivo e a dureza do material desgastado.	20
Figura 2 – Modo de desgaste com 2 corpos.....	20
Figura 3 – Modo de desgaste com 3 corpos.....	21
Figura 4 – Relação entre o ângulo de corte e os micromecanismos de desgaste .	22
Figura 5 – Esquemática dos micromecanismos de desgaste, (a) microsulcamento, (b) microcorte, (c) microfadiga e (d) microtrincamento.....	23
Figura 6 – Correlação das fases de Alumina obtidas por meio da calcinação da Gibbissita.....	28
Figura 7 – Célula unitária do Corundum.....	29
Figura 8 – Empacotamento dos Íons de Al e O no plano basal [9,13].....	30
Figura 9 – Esquema representativo do processo de soldagem GTAW: (a) Região de soldagem, (b) montagem do equipamento.	32
Figura 10 – Configurações de utilização da CCGTAW, (a) polarização direta, (b) polarização Indireta.....	33
Figura 11 – Funcionamento da corrente contínua pulsada	34
Figura 12 – Eficiência energética dos processos de soldagem convencionais ao arco elétrico	36
Figura 13 – Especificações do bico adaptador – Corte A-A.....	37
Figura 14 – Especificações do bico adaptador – Vista Superior	37
Figura 15 – Adaptador e bico desenvolvidos - Vista explodida do dispositivo	38
Figura 16 – Adaptador e bico desenvolvidos - Seção total do dispositivo.	38
Figura 17 – Foto de alta velocidade de uma deposição pelo processo GTAW-P....	39
Figura 18 – (a) Misturador em Y e o (b) conjunto misturador-torno.....	41
Figura 19 – Movimentação da tocha em forma de tecimento	42
Figura 20 – Microscópio Confocal OLYMPUS FV1200.....	43
Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura EVO MA 15.....	44
Figura 22 – Difratorômetro de Raios-X SHIMADZU XRD-7000	45
Figura 23 – Representação do modo de obtenção dos perfis de microdureza	46
Figura 24 – Áreas para o cálculo da diluição, (A) revestimento e a (B) área diluída com o substrato.	46
Figura 25 – Superfície recém revestida da Mistura 1.....	47
Figura 26 – Superfície escovada da Mistura 1	48

Figura 27 – Superfície recém revestida da Mistura 2.....	48
Figura 28 – Superfície escovada da Mistura 2	49
Figura 29 – Superfície recém revestida da amostra Mistura 3.....	49
Figura 30 – Superfície escovada da amostra Mistura 3	49
Figura 31 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 1.....	51
Figura 32 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 2.....	51
Figura 33 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 3.....	52
Figura 34 – Perfis de microdureza	53
Figura 35 – Fotomicrografia do revestimento de 0,5% Al ₂ O ₃ + 99,5% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície.....	55
Figura 36 – Fotomicrografia do revestimento de 0,8% Al ₂ O ₃ + 99,2% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície. Ampliação 200x.	55
Figura 37 – Fotomicrografia do revestimento de 1,0% Al ₂ O ₃ + 99,0% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície. Ampliação 200x.	56
Figura 38 – Fotomicrografia do aço SAE 1020 utilizado como substrato para o revestimento. Ampliação 200x	56
Figura 39 – MEV para o revestimento realizado com 0,5% Al ₂ O ₃ + 99,5% Stellite 6	58
Figura 40 - Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 1.	58
Figura 41 – MEV para o revestimento realizado com 0,8% Al ₂ O ₃ + 99,2% Stellite 6.	59
Figura 42 – Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 2.....	60
Figura 43 – MEV para o revestimento realizado com 1,0% Al ₂ O ₃ + 99,0% Stellite 6	61
Figura 44 – Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 2.....	62
Figura 45 – Difratograma do revestimento realizado com 0,5% Al ₂ O ₃ + 99,5% Stellite 6	63
Figura 46 – Difratograma do revestimento realizado com 0,8% Al ₂ O ₃ + 99,2% Stellite 6	64
Figura 47 – Difratograma do revestimento realizado com 1,0% Al ₂ O ₃ + 99,0% Stellite 6	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Variação dos principais aditivos em superligas.....	26
Tabela 2 – Propriedades mecânicas das principais superligas à base de Cobalto ..	26
Tabela 3 – Composição nominal da superliga Stellite 6	27
Tabela 4 – Propriedades estruturais das fases da Alumina	29
Tabela 5 – Composição química Stellite 6	40
Tabela 6 – Composição da Alumina.....	40
Tabela 7 – Concentração das Misturas desenvolvidas	41
Tabela 8 – Parâmetros de soldagem.....	42
Tabela 9 – Determinação da diluição para a Mistura 1	51
Tabela 10 – Determinação da diluição para a Mistura 2	52
Tabela 11 – Determinação da diluição para a Mistura 3	52
Tabela 12 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 0,5% Al ₂ O ₃ + 99,5% Stellite 6	59
Tabela 13 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 0,8% Al ₂ O ₃ + 99,2% Stellite 6	60
Tabela 14 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 1,0% Al ₂ O ₃ + 99,0% Stellite 6	62

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	OBJETIVOS	17
1.1.1	Objetivo geral	17
1.1.2	Objetivos específicos	17
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	18
2.1	INTRODUÇÃO AO DESGASTE	18
2.1.1	Desgaste Abrasivo	19
2.2	REVESTIMENTO SUPERFICIAL	24
2.2.1	Superligas a base de cobalto	25
2.2.2	Óxido de alumínio	27
2.3	MÉTODOS DE REVESTIMENTO SUPERFICIAL POR SOLDAGEM.....	31
2.3.1	Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)	32
2.3.2	Gas Tungsten Arc Welding Powder (GTAW-P)	36
3	MATERIAIS E MÉTODOS	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
4.1	ANÁLISES MACROVISUAIS	47
4.1.1	Análise visual do revestimento.	47
4.1.2	Diluição	50
4.2	ANÁLISES MICROVISUAIS.....	52
4.2.1	Microdureza Vickers (Hv)	53
4.2.2	Microscopia Ótica (OP)	54
4.2.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EDS	57
4.2.4	Difração de Raios-X (dRx)	63
5	CONCLUSÃO	66
5.1	TRABALHOS FUTUROS.....	67
	REFERÊNCIAS	68

1 INTRODUÇÃO

O aço carbono é um dos materiais mais utilizados nas indústrias e algumas das principais desvantagens deste material são as suas propriedades tribológicas pobres, tal como a baixa resistência ao desgaste, o qual limita as aplicações industriais. Há diversas técnicas que visam aprimorar o aço carbono, como por exemplo o tratamento térmico e a cementação. No entanto, uma das abordagens mais eficientes para tal aprimoramento é o revestimento duro por processos de soldagem (PENG et al., 2013).

Esta técnica permite melhorar as propriedades da superfície do metal escolhido, tais como as resistências ao desgaste, corrosão e oxidação, podendo aumentar a vida útil dos equipamentos e conseqüentemente, reduzir os custos em manutenção (MOSALLAEE et al., 2011; PENG et al., 2013). A deposição da liga metálica para o revestimento é realizada por meio dos métodos de soldagem por arco elétrico, sendo os principais processos aqueles que utilizam eletrodos, juntamente com os processos que necessitam de um gás, inerte ou ativo (MONDENESI; MARQUES, 2011; RAMACHANDRAN et al., 2010).

Um dos métodos de revestimento superficial é o processo de soldagem *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), que utiliza como fonte de calor o arco elétrico para fundir metais, através de um eletrodo não consumível de tungstênio. O processo utiliza uma fonte de gás inerte, sendo autógena ou com metal de adição. Ele como principal característica possui uma excelente qualidade de cordão e sem respingos e menor aquecimento da peça soldada. A deposição do material de adição no processo GTAW ocorre apenas por arames e varetas e, portanto, possui baixa produtividade devido à baixa taxa de deposição de material. O pesquisador por Moselli (2013) desenvolveu uma adaptação do processo GTAW denominada *Gas Tungsten Arc Welding Powder* (GTAW-P), tal adaptação permite a deposição com ligas em pó. A possibilidade de utilizar o processo GTAW com adição de pó permite a deposição de ligas com composição química variada, ou seja, distinta das encontradas comercialmente.

Há uma grande variedade de ligas que podem ser aplicadas como revestimentos, entre elas é possível destacar as superligas à base de Níquel (Ni), Ferro (Fe) e Cobalto (Co) (BADISCH; ROY, 2013; BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; DAVIS; ASM *INTERNATIONAL*, 2000). As superligas com base de cobalto,

denominadas "*Stellites*", são misturas compostas de Cobalto e outros elementos metálicos, tais como o Tungstênio (W), Molibdênio (Mo) e Cromo (Cr), sendo populares por conta de suas propriedades mecânicas, como a elevada dureza e resistência ao desgaste de peças mecânicas, especialmente para a utilização em ambientes hostis. Entretanto, em diversas situações a liga utilizada não possui as propriedades tribológicas necessárias, nestes casos elementos com propriedades mais adequadas podem ser inseridos diretamente na mistura de cobalto, estes costumam ser óxidos, carbonetos, nitretos e boretos (SCHNEIDER, 1998).

Destaca-se dentre os óxidos mais utilizados na indústria o óxido de alumínio (Al_2O_3), também conhecido como alumina, por ser um cerâmico estrutural com intensas propriedades mecânicas, como por exemplo, a refratariedade, a dureza, resistência ao ataque químico, a elevada rigidez dielétrica, bem como sua condutividade térmica. Além de suas propriedades, a alumina é de baixo custo e de grande abundância (SOUZA et al., 2015).

A pesquisa de novos materiais e processos de fabricação, na área de revestimento superficial por soldagem procura soluções para minimizar os problemas de desgaste. Tem-se buscado a aplicação de ligas metálicas e até materiais compostos sobre o substrato, para provocar a formação de carbetos, nitretos, óxidos, dentre outros, aumentando a resistência ao desgaste.

Assim, realizar pesquisas utilizando o processo GTAW-P possibilitam diversas oportunidades para a produção de ligas com composição química variada que visam o aumento da resistência ao desgaste e, conseqüentemente, a modificação de outras propriedades mecânicas do revestimento. O Al_2O_3 é uma boa opção para contornar os problemas com o desgaste, no entanto, levando em consideração que a alumina e as ligas para revestimento são dissimilares, faz-se necessário analisar o efeito que o elemento cerâmico causará em uma matriz metálica quando utilizado em conjunto para a realização de um revestimento duro. Desta forma, verificar o impacto da alumina na liga Stellite 6 auxiliou não apenas no desenvolvimento tecnológico, como também pode impactar no desenvolvimento de novas ligas para uso industrial.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

Adicionar Al_2O_3 na composição da liga Stellite 6 WM para a utilização do método de revestimento superficial GTAW-P, o qual foi alimentado por corrente contínua.

1.1.2 Objetivos específicos

- Adicionar Al_2O_3 na composição da liga Stellite 6;
- Realizar o revestimento com corrente contínua;
- Preparar as amostras;
- Fazer testes metalográficos;
- Realizar medições de microdureza;
- Determinar a diluição do revestimento no substrato;
- Exercer difração de Raios-x;
- Verificar a formação de carbonetos na microestrutura;
- Verificar a formação de óxidos na microestrutura;

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo foram abordados os conceitos fundamentais para a compreensão dos processos e estudos realizados nesta dissertação.

2.1 INTRODUÇÃO AO DESGASTE

O desgaste é umas das falhas mais frequente nos materiais utilizados na indústria mecânica. Em locais com condições de trabalho mais severas, como em ambientes industriais e agrícolas, o desgaste causa enormes perdas econômicas. Estima-se que 80 a 90% das peças falham devido ao dano recebido na superfície ocasionado pelo desgaste. O custo de perdas por desgaste abrasivo é alto e tem sido estimado entre 1 a 4% do Produto Interno Bruto (PIB) de um país industrializado (LIN et al., 2010; MIHALČOVÁ; RIMÁR, 2015)

Para Archard (1980) o desgaste é um dos vários processos que ocorrem quando as superfícies estão juntas e sujeitas ao deslizamento e ou movimento de rolamento de particulados. Outros autores como Bhushan (2001) e Suski (2004) complementam que o desgaste foi reconhecido como um fenômeno de remoção de material de uma superfície devido à interação com uma superfície de contato e resulta da remoção de material por separação física devido a microfratura, dissolução química, ou por fusão na interface de contato. Além disso, existem vários tipos de classificações para o desgaste. O Quadro 1 correlaciona algumas das classificações dos mecanismos de desgaste encontrado na literatura.

Quadro 1 – Classificação dos mecanismos de desgaste

Autores	Mecanismos de desgaste
Burwell e Strang, 1952	Desgaste abrasivo, desgaste corrosivo, desgaste por fadiga, erosão, fricção e cavitação.
Jahanmir, 1980	Adesão, delaminação, fricção, abrasão, erosão, desgaste por impacto, fadiga, desgaste por corrosão, desgaste difusivo e desgaste por contato elétrico.
Godfrey, 1980	Desgaste adesivo baixo, desgaste adesivo severo, abrasão, erosão, fadiga, delaminação, corrosão, eletrocorrosão, fricção corrosiva, falha por cavitação, descarga elétrica e polimento.
Kalpakjian, 1995	Adesão, abrasão, fadiga, corrosão ou oxidação e elétrica.
DIN 50320, 1979	Adesão, abrasão, fadiga e reação triboquímica.

Fonte: Adaptado de Suski (2004)

Após diversas pesquisas os estudiosos definem que o desgaste possui como principais mecanismos de remoção de material o desgaste adesivo, abrasivo, por fadiga e tribo químico (BHUSHAN, 2001; DIN 50320, 1979)

Nos casos de desgaste adesivo, abrasivo e por fadiga a transferência de tensão ocorre principalmente a partir da interface sólido-sólido, no entanto, os fluidos são capazes de impor ou transferir altas tensões quando sua velocidade de impacto é alta (NEALE, 1995). Nesta dissertação o aprofundamento do conhecimento foi no mecanismo de desgaste abrasivo, devido ao enfoque da pesquisa.

2.1.1 Desgaste Abrasivo

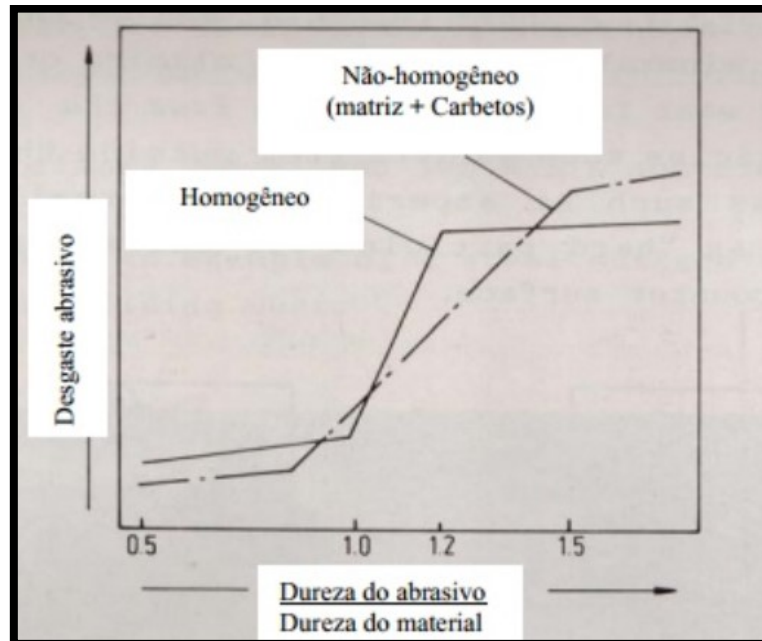
Nas indústrias, o desgaste abrasivo é provavelmente a causa mais comum de danos mecânicos. Podendo aparecer como desgaste de peças submetidas ao meio abrasivo, desgaste por fluidos abrasivos e desgaste das peças de máquina entre as quais partículas abrasivas podem penetrar (HARSHA et al., 2008).

Este mecanismo de desgaste ocorre devido a ação mecânica de partículas grosseiras, sem geometria definida, contra uma superfície de trabalho. Quando um material duro e afiado e um material relativamente macio estão em atrito, o material mais duro penetra no mais macio. Esta penetração promove a remoção da superfície do componente pela ação de microcorte, riscamento de partículas duras ou pelo rolamento do abrasivo (BHUSHAN, 2001; DO NASCIMENTO; BAPTISTA, 2012; MIHALČOVÁ; RIMÁR, 2015).

A remoção do material é governada por deformação e fratura na região de contato, no qual os modos de fratura são a fratura frágil, fratura dúctil ou fadiga. Essas deformações e fraturas são geradas por tensões, o que descreve o fenômeno como desgaste mecânico (BHUSHAN, 2001). Muitas das propriedades do material desgastado influenciam na taxa de desgaste abrasivo, como as propriedades de dureza, escoamento e propriedades de fratura, e características microestruturais. A taxa de desgaste depende do grau de penetração da partícula na superfície do componente, ângulo de ataque do abrasivo, dureza superficial e microestrutura do material (DO NASCIMENTO; BAPTISTA, 2012; HARSHA et al., 2008; NEALE, 1995).

A Figura 1 mostra o desgaste abrasivo em relação a fração da dureza das partículas duras e a homogeneidade do material de trabalho.

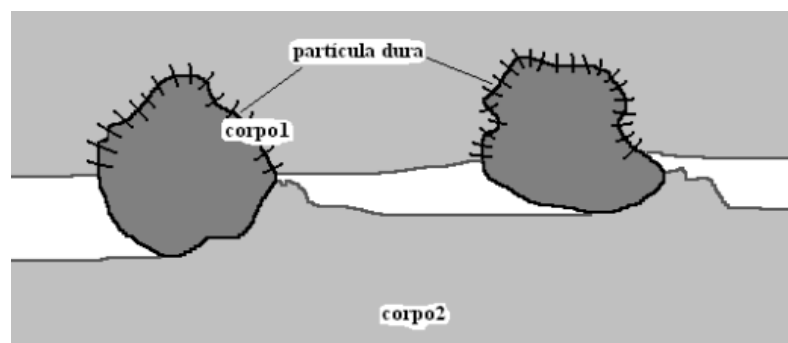
Figura 1 – Relação entre o desgaste abrasivo e a dureza do material desgastado



Fonte: Suski (2004)

O desgaste abrasivo pode ser classificado como desgaste de dois ou três corpos dependendo do tipo de interação de partículas abrasivas e condições de carga. Na classificação de dois corpos, uma superfície rugosa ou com particulados de elevada dureza, geralmente presos a uma superfície, desliza contra uma superfície de menor dureza, produzindo ranhuras no material “dúctil” (HARSHA; DWIVEDI; AGARWAL, 2008; LAGO, 2007). A Figura 2 mostra a classificação de desgaste abrasivo de 2 corpos, também conhecido por desgaste de riscamento.

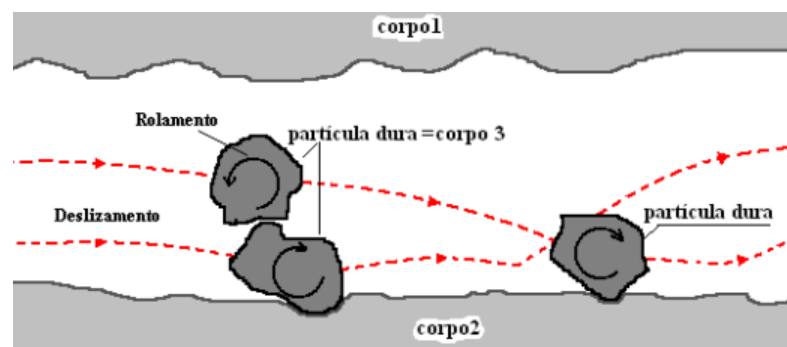
Figura 2 – Modo de desgaste com 2 corpos



Fonte: Lago (2007)

No caso da abrasão de três corpos, também conhecido como desgaste por rolamento, as partículas abrasivas estão entre duas superfícies deslizantes e livres para rolarem e deslizarem, geralmente o desgaste abrasivo de três corpos possui menor taxa de desgaste do que a de 2 corpos (HARSHA; DWIVEDI; AGARWAL, 2008; LAGO, 2007). A Figura 3 exemplifica a classificação de desgaste abrasivo explicada anteriormente.

Figura 3 – Modo de desgaste com 3 corpos



Fonte: Lago (2007)

Dentre os mecanismos de desgaste há os micromecanismos que atuam para a remoção de material no desgaste abrasivo. Os principais micromecanismos são o microcorte, o microsulcamento, a microfadiga e a formação da proa (MARIN, 2010).

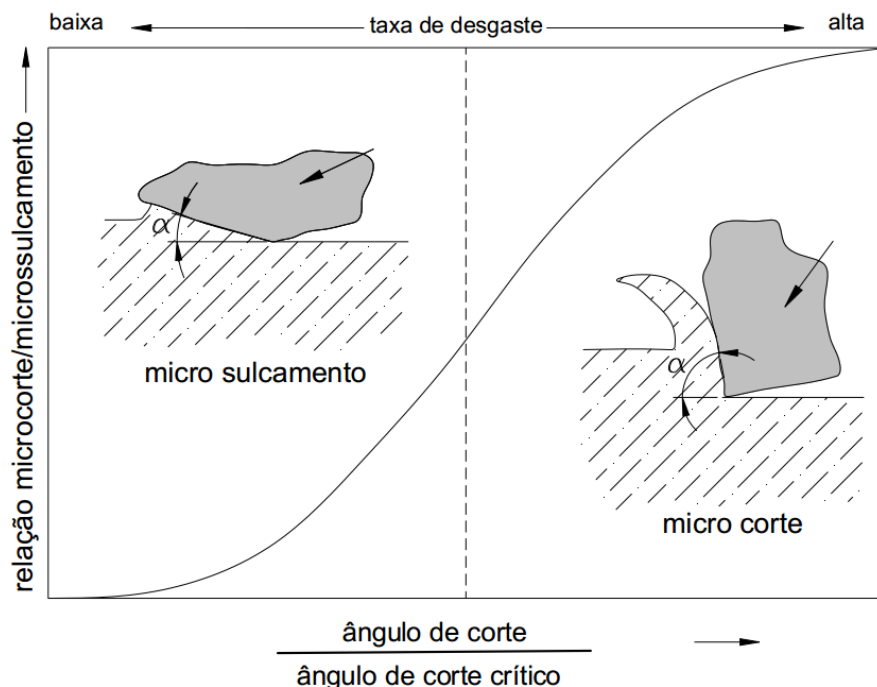
O microcorte é ocasionado pela elevada deformação plástica que promove o arranque de partículas do material desgastado, originando novas partículas abrasivas e intensificando o processo de desgaste. Quando o material desgastado tem uma propriedade dúctil, uma partícula alongada é removida pelo micromecanismo de microcorte. No caso de o material possuir propriedade frágil, a partícula removida é gerada pelo microtrincamento devido as altas tensões concentradas na superfície do material frágil. O microsulcamento, também oriundo da elevada deformação plástica do material da superfície, ocorre com o escoamento do material superficial para as laterais do abrasivo realizando sulcos na superfície. De forma geral, o desgaste abrasivo inicia com o processo de microsulcamento e é transformado em

microcorte devido ao endurecimento superficial (COSEGLIO, 2009; LAGO, 2007; MARIN, 2010; ZUM GAHR, 1987).

A transição de microsulcamento para microcorte gera outro micromecanismo de desgaste denominado como formação da proa. Quando o material está se deslocando para as laterais uma pequena parcela de material é formado na frente do abrasivo, material este que é removido durante a transição (MARIN, 2010; ZUM GAHR, 1987).

Um dos fatores mais impactantes na determinação destes micromecanismos é o ângulo de corte do abrasivo, a Figura 4 mostra que ângulos de corte maiores do que os ângulos críticos ocasionam a remoção do material por microcorte, aumentando então, o volume de material desgastado (COSEGLIO, 2009; LAGO, 2007; ZUM GAHR, 1987).

Figura 4 – Relação entre o ângulo de corte e os micromecanismos de desgaste

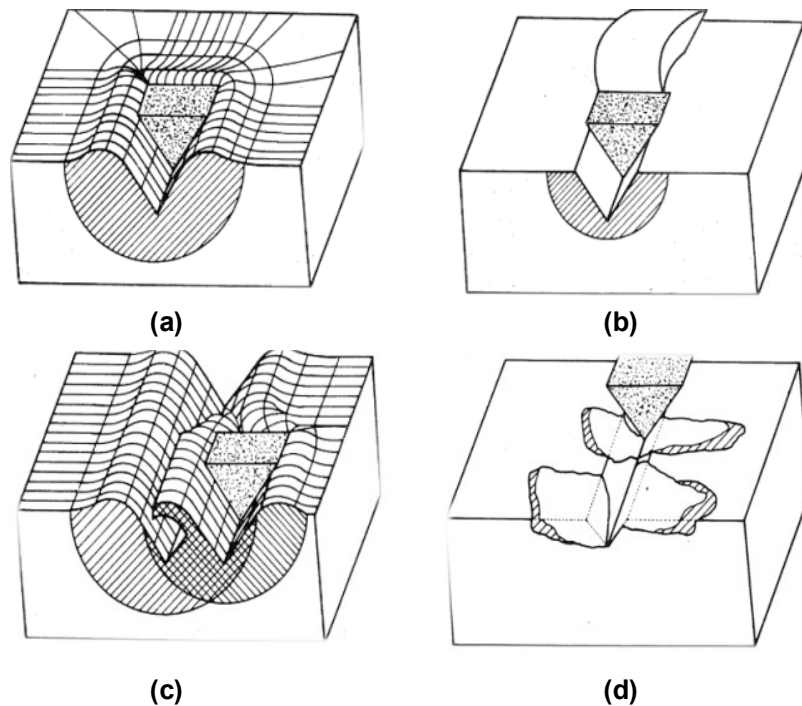


Fonte: Coseglio (2009)

O mecanismo de microfadiga pode ocorrer devido ao excesso de fissuras decorrentes do processo de microsulcamento, a remoção do material pode

surgir devido ao processo cíclico de fadiga (ZUM GAHR, 1987). A Figura 5 esquematiza os micromecanismos de desgaste abrasivo.

Figura 5 – Esquematização dos micromecanismos de desgaste, (a) microssulcamento, (b) microcorte, (c) microfadiga e (d) microtrincamento



Fonte: Zum Gahr (1987)

Há algumas formas de combater o desgaste superficial dos materiais, como a introdução de partículas duras, como por exemplo os óxidos e carbonetos, na matriz do material (LAGO, 2007). Além da inclusão destes particulados duros, os processos de revestimentos superficiais por soldagem estão sendo amplamente utilizados.

2.2 REVESTIMENTO SUPERFICIAL

O revestimento é um tratamento superficial empregado para melhorar a resistência, a corrosão, quebra por impacto, ou desgaste abrasivo de uma superfície escolhida, esse processo pode ser definido como uma tecnologia de modificação da superfície no qual uma liga especial é depositada na superfície com o intuito de melhorar as propriedades tribológicas da superfície, dependendo das características da liga selecionada. Neste processo, ocorre a união metalúrgica entre o revestimento e o substrato. Os revestimentos por soldagem podem ser classificados em quatro categorias, sendo elas o revestimento duro, revestimento de aços inoxidáveis, revestimento de recuperação e amanteigamento (BADISCH; ROY, 2013; KIRATLI, 2005; MADADI; ASHRAFIZADEH; SHAMANIAN, 2012).

O revestimento duro ocorre quando uma liga é homogeneamente depositada por soldagem sobre a superfície, a fim de aumentar sua dureza e resistência ao desgaste, sem provocar perda significativa de tenacidade ou utilidade no substrato. Este método é aplicado para reduzir desgaste, abrasão, impacto, erosão ou cavitação. O revestimento de aços inoxidáveis consiste na aplicação por meio de soldagem de um metal resistente à corrosão sobre outro metal, cuja resistência à corrosão é inferior ou não foi considerada no projeto. O Método de amanteigamento em uma camada de solda de alta utilidade aplicada antes do revestimento propriamente dito. Com uma abordagem distinta dos demais, o revestimento de recuperação trata da adição de metal por soldagem a fim de restaurar as dimensões originais do componente. Nesse caso a resistência da solda é o pré-requisito mais importante do processo. (BADISCH; ROY, 2013; BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012).

Os materiais utilizados para revestimento duro devem ter um ponto de fusão próximo ou inferior aos materiais do substrato. Durante o revestimento duro, a temperatura do material de revestimento é aumentada para o ponto de fusão e depois deixada solidificar no substrato, promovendo a ligação intermetálica. A eficácia do revestimento depende do processo de aplicação da camada revestida e da composição da referida camada. O processo de deposição deve ser otimizado para ter alta taxa de deposição, alta eficiência térmica, baixa diluição, excelente controle da composição e espessura do revestimento (BADISCH; ROY, 2013).

Comercialmente há uma grande variedade de materiais que podem ser aplicados como revestimentos, entre os mais importantes é possível destacar as superligas a base de níquel, ferro e cobalto (BADISCH; ROY, 2013; BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; DAVIS; ASM INTERNATIONAL, 2000).

2.2.1 Superligas a base de cobalto

O cobalto (Co) é um metal duro e, portanto, quebradiço, de aparência semelhante ao ferro e ao níquel. Quando polido, torna-se branco prateado e levemente azulado. Possui propriedades ferromagnéticas até 1121°C e foram exatamente suas propriedades magnéticas e luminosas, desconhecidas na ocasião, que justificaram seu nome *kobald*. O Cobalto é alotrópico, em temperaturas abaixo de 417 °C exibe a estrutura Hexagonal compacta (HCP). Já entre 417 °C e seu ponto de fusão a 1493 °C o cobalto apresenta estrutura cubica de face centrada (CFC) (DAVIS; ASM INTERNATIONAL, 2000; TAKEYAMA, 2005).

Historicamente, muitas das ligas comerciais de cobalto derivam dos ternários Co-Cr-W e Co-Cr-Mo, investigados pela primeira vez por Elwood Haynes na virada do século XX. Ele descobriu a alta resistência e a natureza inoxidável da liga cobalto-cromo, além de identificar o tungstênio e molibdênio como poderosos agentes de reforço dentro do sistema cobalto-cromo. O pioneiro nomeou estas ligas de Stellite devido ao seu brilho parecido como o de uma estrela. A partir de 1922, as ligas Stellite passaram a ser utilizadas em forma de sobreposição de solda para proteger as superfícies contra o desgaste (DAVIS; ASM INTERNATIONAL, 2000). Atualmente a maioria das superligas à base de cobalto são modificações do trabalho original de Haynes, ou seja, são invariavelmente reforçadas por uma combinação de carbonetos e endurecedores de solução sólida e diferem-se no teor do carbono e do tungstênio que influenciam diretamente na quantidade e tipo de formação de carboneto na microestrutura durante a solidificação (DAVIS; ASM INTERNATIONAL, 2000). A tabela 1 apresenta os elementos mais comuns e a quantidade, em porcentagem, encontrados nas superligas atuais.

Tabela 1 – Variação dos principais aditivos em superligas

Elementos	Variação, %	
	Base de Fe-Ni e Ni	Base de Co
Cromo (Cr)	5 a 25	19 a 30
Molibidênio (Mo), Tungstênio (W)	0 a 12	0 a 11
Alumínio (Al)	0 a 6	0 a 4,5
Titânio (Ti)	0 a 6	0 a 4
Cobalto (Co)	0 a 20	-
Níquel (Ni)	-	0 a 22
Nióbio (Nb)	0 a 5	0 a 4

Fonte: Adaptado de Davis e ASM *International* (2000)

As superligas à base de Cobalto, comercialmente denominadas de Stellite, constituem um grupo de 57 ligas quaternárias de Co-Cr-W-C (TAKEYAMA, 2005). A tabela 2 mostra as propriedades das principais ligas Stellite.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas das principais superligas à base de Cobalto

Propriedade	Stellite 21	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
Densidade, g/cm ³	8,3	8,3	8,6	8,6
Resistência à compressão, Mpa	1295	1515	1768	1930
Resistência à tração, Mpa	710	834	827	620
Alongamento, %	8	1,2	1	1
Coefficiente de expansão térmica, °C ⁻¹	14,8x10 ⁻⁶	15,7x10 ⁻⁶	14x10 ⁻⁶	13,1x10 ⁻⁶
Dureza à quente, Hv, em:				
445	150	300	345	510
135	145	275	325	465
650	135	260	285	390
760	115	185	245	230
Desgaste por Rolamento, mm³, em:				
670 N	5,2	2,6	2,4	0,6
1330 N	14,5	18,8	18,4	0,8
Desgaste Abrasivo, mm³				
OAW	...	29	12	8
GTAW	86	64	57	52

Fonte: Adaptado de Kusmoko e Dunne. (2014)

Dentre as principais ligas à base de cobalto o presente estudo utilizará a liga Stellite 6 para a realização do revestimento duro. A tabela 3 especifica a composição química da liga Stellite 6.

Tabela 3 – Composição nominal da superliga Stellite 6

Stellite 6 (wt.%)								
Co	Cr	W	C	Ni	Mo	Fe	Si	Outros
Bal.	28,5	4,6	1,2	<2,0	<1,0	<2,0	<2,0	<1,0

Fonte: Kennametal Stellite (2012)

A principal diferença entre as ligas Stellite é o teor de carbono e, assim, a fração de volume de carbeto no material. Com aproximadamente 1% de Carbono, em peso, os carbonetos constituem por volta de 13%, em peso, do material da Stellite 6, sendo estes predominantemente carbonetos eutéticos ricos em Cromo do tipo M_7C_3 . O tamanho e a forma das partículas de carboneto dentro das ligas Stellite são fortemente influenciados pela taxa de resfriamento e mudanças químicas sutis. Tais mudanças afetam acentuadamente a resistência à abrasão porque há uma relação distinta entre o tamanho das espécies abrasivas, tamanho das partículas duras estruturais e a taxa de desgaste abrasivo (DAVIS; ASM INTERNATIONAL, 2000; TAKEYAMA, 2005).

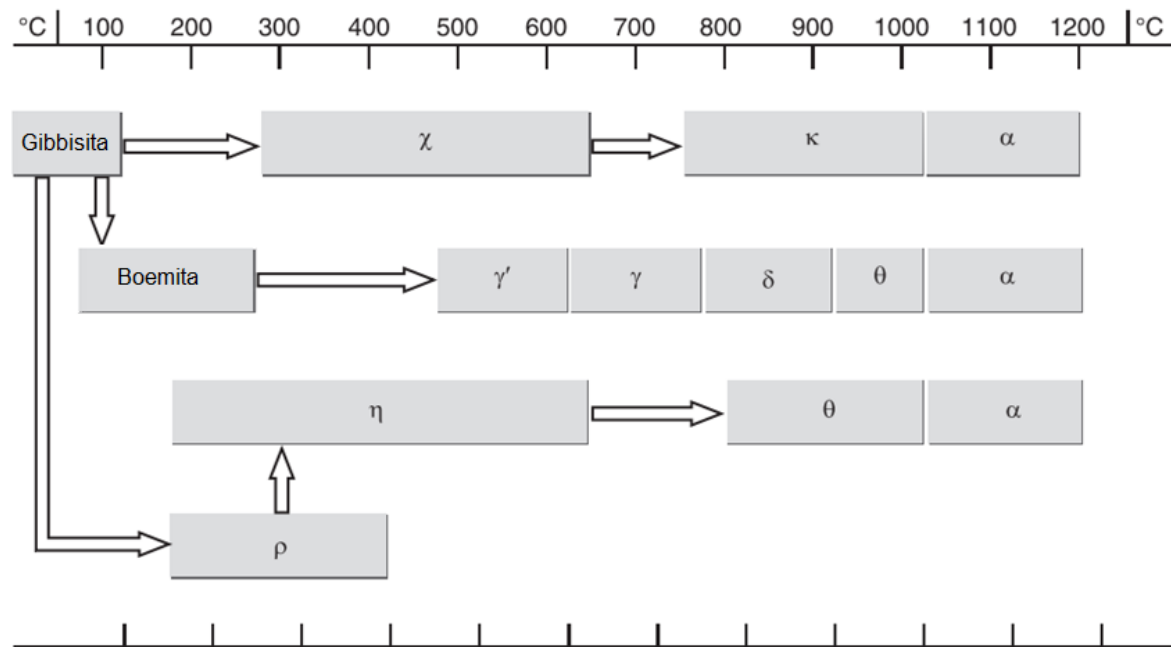
A Stellite 6 destaca-se pela versatilidade, é utilizada para a aplicação de revestimento duro em vários componentes que exigem resistência ao desgaste. A microestrutura da Stellite 6 contém carbonetos em regiões interdendrítica, contendo também uma fase dura em uma matriz mais suave de solução eutéticas, o que é útil para condições de desgaste não lubrificadas (KUSMOKO; DUNNE, 2014).

2.2.2 Óxido de alumínio

O alumínio é o elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, com os seus óxidos, hidróxidos e aluminossilicatos em todo o ambiente terrestre. Para

a obtenção do óxido de alumínio (Al_2O_3), comercialmente conhecida como alumina, é utilizado o processo Bayer, essencialmente inalterado há mais de 100 anos. O processo envolve a digestão dos minérios de Gibbissita ou Bauxita numa solução quente de soda cáustica, a clarificação de uma solução de aluminato de sódio e a precipitação do hidróxido de alumínio, subsequentemente calcinada para produzir alumina. A operação de refinação e particularmente os processos de precipitação e calcinação da Gibbissita e Bauxita tem elevada influência nas propriedades do produto. A literatura indica ao menos 8 fases cristalográficas para a alumina calcinada livre de água (DO ROSÁRIO, 2012; METSON, 2011). A Figura 6 mostra os produtos obtidos após a calcinação da Gibbista.

Figura 6 – Correlação das fases de Alumina obtidas por meio da calcinação da Gibbissita



Fonte: Adaptado de Metson (2011)

A alumina é um material cerâmico e apresenta diversas fases, como mostrado na Figura 6. De todas as fases formadas a $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, o *corundum*, é a única estrutura termoestável da alumina e apenas aproximadamente 10% do produto final é da estrutura da alumina alfa (METSON, 2011). A Tabela 4 relaciona as estruturas cristalinas das principais fases da alumina.

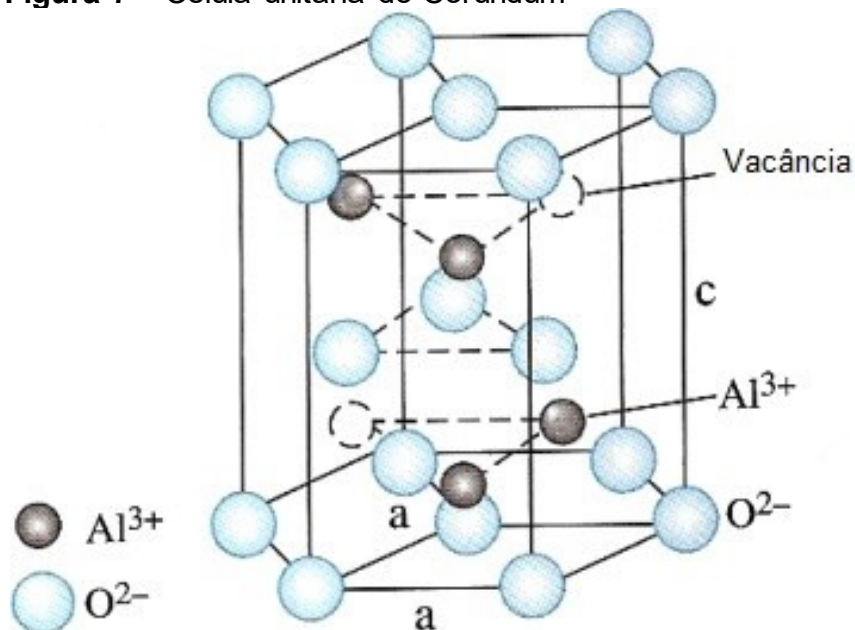
Tabela 4 – Propriedades estruturais das fases da Alumina

Fase	Fórmula	Sistema Cristalino	Parâmetros de Rede, nm			Densidade (g/cm ³)
			a	b	c	
Gamma	γ - Al ₂ O ₃	Tetragonal	0,562	0.780		3,2
Delta	δ - Al ₂ O ₃	Ortorrômbico	4,25	1,275	1,021	3,2
Theta	Θ - Al ₂ O ₃	Monoclínica	1,124	0,572	1,174	3,56
Kappa	κ - Al ₂ O ₃	Hexagonal	0,971		1,786	3,1- 3,3
Alpha	α - Al ₂ O ₃	Hexagonal	0,475		1,299	3,98

Fonte: Adaptado de Kroschwitz, Kirk e Othmer (2004)

A estrutura cristalina da α -alumina compreende uma rede hexagonal de empacotamento, cujos íons Al³⁺ estão dispostos em um sítio octaédrico em dois terços dos interstícios para manter a neutralidade (DO ROSÁRIO, 2012; KROSCHWITZ; KIRK; OTHMER, 2004). A Figura 7 mostra a célula unitária do Al₂O₃.

Figura 7 – Célula unitária do Corundum

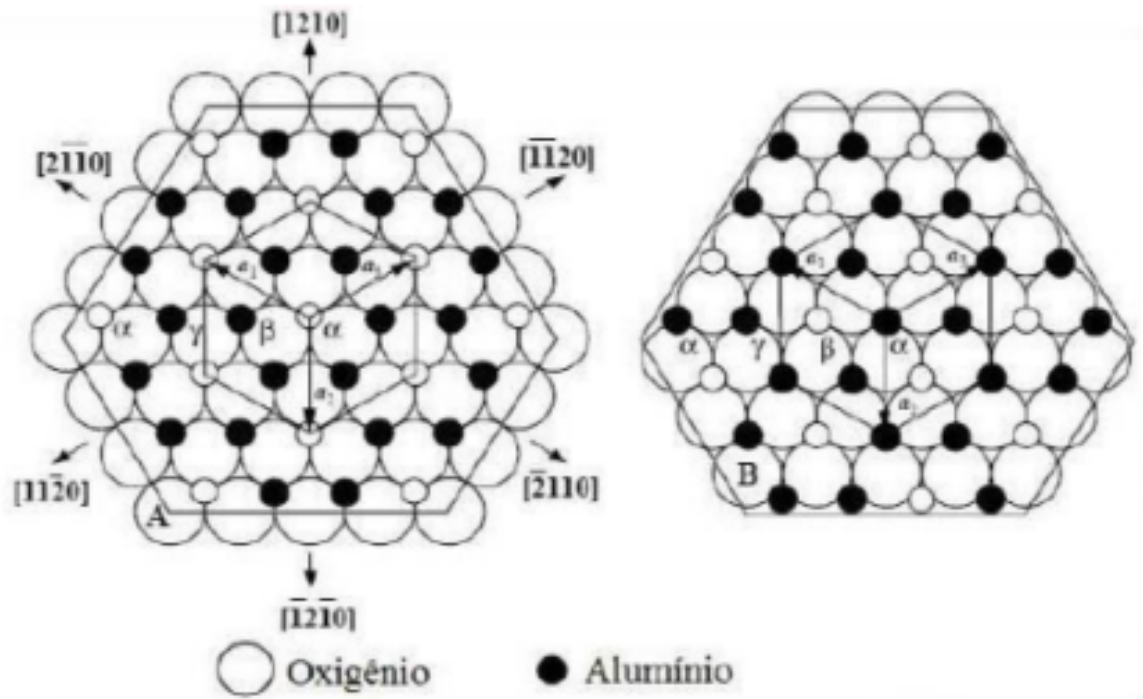


Fonte: Adaptado de Ćurković, Jelača e Kurajica (2008)

Sua estrutura é formada de planos compactos de Íons de oxigênio empilhados e sequenciados (A-B-A-B), dando origem ao arranjo hexagonal compacto

de ânions. Desta forma a estrutura do α - Al_2O_3 resulta em números de coordenação 6 para cátions e 4 para ânions. A Figura 9 ilustra como se dá o empacotamento da alumina alfa no plano basal [9,13] (DO ROSÁRIO, 2012).

Figura 8 – Empacotamento dos Íons de Al e O no plano basal [9,13]



Fonte: do Rosário (2012)

O *corundum* possui boas propriedades mecânicas, dentre estas características as principais são a elevada resistência química, boas propriedades como isolante térmico e elétrico, dureza de 9,0 Mohs perdendo apenas para o diamante, resistência ao desgaste abrasivo e elevado ponto de fusão (2040°C) (DE SOUZA, 2016; IWASZKO; KUDŁA; SZAFARSKA, 2012; METSON, 2011; ZHANG; DENG; LIAN, 2011). Tais propriedades da alumina a torna o óxido mais utilizado no mundo sendo um ótimo material de engenharia. Porém diversas pesquisas têm se limitado devido à alta tenacidade à fratura da alumina (DE ASSIS, 2008; SOUZA et al., 2015).

2.3 MÉTODOS DE REVESTIMENTO SUPERFÍCIAL POR SOLDAGEM

O revestimento duro por soldagem é uma técnica utilizada para proteção superficial das peças de um equipamento sujeito a condições severas de operação. O revestimento é definido como a deposição de um material sobre uma superfície, que visa obter propriedades que atendam as condições de trabalho. O processo ocorre por meio da aplicação de uma fonte de calor, como por exemplo os arcos elétricos, calor de indução e feixes de alta energia (BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; KIRATLI, 2005; PENG et al., 2013; RAMACHANDRAN et al., 2010).

Durante o revestimento por soldagem, o material depositado é fundido com o material de base, ocorrendo, portanto, a ligação intermetálica entre os materiais e produzindo a camada do revestimento, com altura controlada pela taxa de deposição. Inevitavelmente, devido ao estado fundido dos materiais, ocorre uma pequena diluição do material de adição no material do substrato. O revestimento é considerado de boa qualidade quando a diluição do substrato é mínima, ou seja, apenas o suficiente para produzir a ligação metalúrgica, entre o revestimento e o substrato, mantendo assim, as propriedades de resistência ao desgaste da liga depositada (BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; MONDENESI; MARQUES, 2011).

Com uma maior porcentagem de diluição, as propriedades da superfície revestida não alcançam os níveis esperados. Conseqüentemente, o processo de soldagem que produzir uma baixa concentração de diluição é geralmente preferido para aplicações de revestimento duro (BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; MONDENESI; MARQUES, 2011; PENG et al., 2013; RAMACHANDRAN et al., 2010). Os processos de soldagem mais utilizados em revestimentos são: *Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)*, *Gas Metal Arc Welding (GMAW)*, *Shielded Metal Arc Welding (SMAW)*, *Flux Cored Arc Welding (FCAW)* e *Submerged Arc Welding (SAW)*, *Plasma Transferred Arc Welding (PTAW)* e *Laser Beam(LB)*(BAPTISTA; DO NASCIMENTO, 2012; RAMACHANDRAN et al., 2010).

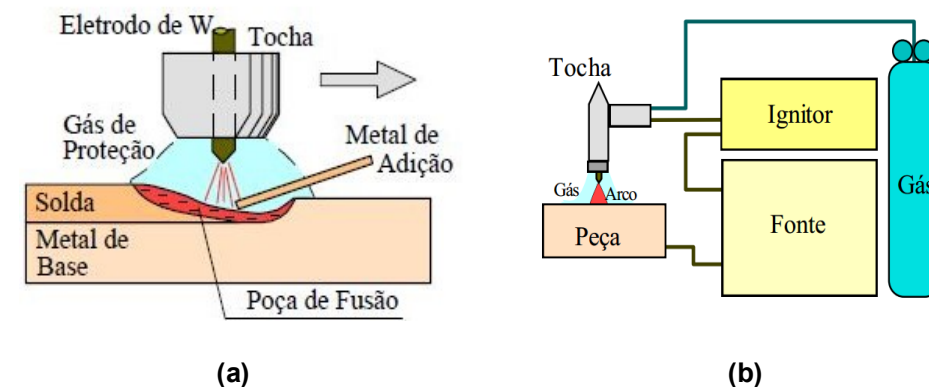
As principais propriedades adquiridas em um revestimento superficial por soldagem são o acréscimo da resistência a corrosão, quebra por impacto, ou desgaste abrasivo. No entanto, nenhum tratamento superficial irá fornecer, ao mesmo tempo, máxima resistência a todos estes tipos de deterioração (PENG et al., 2013).

2.3.1 Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

O processo de soldagem *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) possui como fonte de aquecimento um arco elétrico auxiliado por um eletrodo de tungstênio (W), o qual não é consumível pelo processo. Gases inertes como o argônio (Ar) e hélio (He) são utilizados no processo para auxiliarem na estabilidade do arco elétrico e exercerem a função de proteção contra a oxidação, tanto do eletrodo de tungstênio quanto do metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem (MONDENESI; MARQUES, 2011; VARGAS GARCIA, 2011). Neste processo a utilização de um metal de deposição é opcional, dependendo da finalidade do processo, e os materiais de deposição são encontrados em forma de vareta ou por alimentação automática para arames (MONDENESI; MARQUES, 2011; MOSELLI, 2013; VARGAS GARCIA, 2011).

O equipamento básico deste processo consiste em uma fonte de energia de corrente contínua ou alternada, tocha, eletrodo de tungstênio não consumível, fonte de gás protetora e um sistema de ignição de alta frequência para ionização do gás de proteção. A utilização de um ignitor visa dispensar a necessidade de tocar o eletrodo na peça, assim como no processo de soldagem à arco elétrico com eletrodo revestido (BRACARENSE, 2000; MONDENESI; MARQUES, 2011). A Figura 9 ilustra o processo de soldagem GTAW.

Figura 9 – Esquema representativo do processo de soldagem GTAW: (a) Região de soldagem, (b) montagem do equipamento.

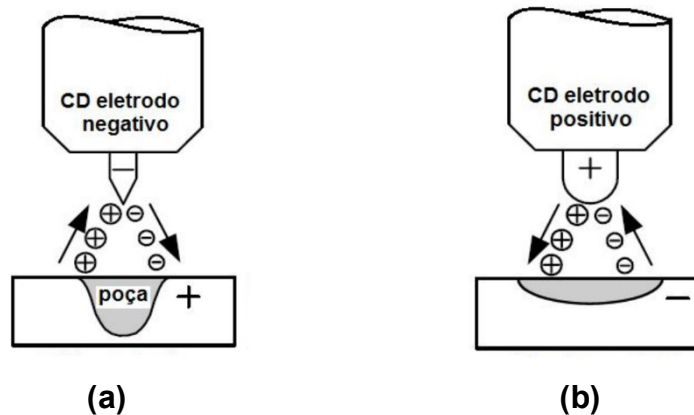


Fonte: Mondenesi e Marques (2011)

Além dos equipamentos existem algumas variáveis que influenciam o processo e não devem ser consideradas independentes devido a elevada interação entre elas. Estas variáveis são a tensão do arco, a corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção (BRACARENSE, 2000).

Equipamentos modernos de soldagem GTAW permitem a utilização da *Constant Current Gas Tungsten Arc Welding* (CCGTAW) e da *Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding* (PCGTAW). A CCGTAW pode ser empregada com duas configurações de polaridade, a direta e a reversa. Com a configuração realizada na polaridade direta (eletrodo negativo), o sentido do fluxo de elétrons ocorrerá direção da metal base e um fluxo de íons positivos na direção do eletrodo tornando então o substrato mais aquecido do que o eletrodo. Este aquecimento gera uma alta penetração no metal de base e um perfil estreito do cordão de solda. Se configurado com a polaridade reversa (eletrodo positivo), o fluxo de elétrons ocorre sentido ao eletrodo e o fluxo de íons positivos na direção do metal base gerando então, uma incidência de elétrons no eletrodo. A incidência gera um superaquecimento do eletrodo de tungstênio o qual deverá conter um diâmetro maior para minimizar os impactos da elevação da temperatura, além de proporcionar um cordão mais largo (VARGAS GARCIA, 2011). A Figura 10 mostra a atuação das configurações descritas.

Figura 10 – Configurações de utilização da CCGTAW, (a) polarização direta, (b) polarização Indireta

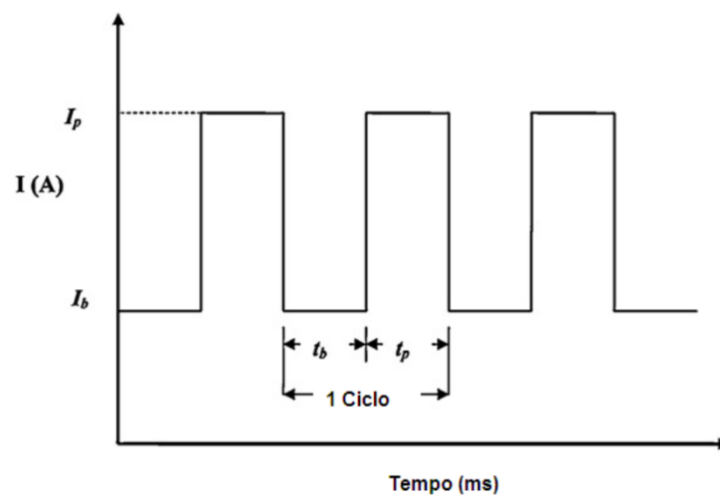


Fonte: Adaptado de Vargas Garcia (2011)

A PCGTAW é uma variante da CCGTAW que realiza a variação cíclica da corrente contínua em uma corrente elevada, denominada corrente de pulso, ou de

pico, (I_p), e uma corrente baixa, intitulada como corrente de base (I_b), a partir de uma frequência controlada. A I_p é geralmente selecionada para proporcionar a fusão, a penetração e um contorno de cordão adequados, enquanto que a I_b é estabelecida a um nível suficiente para manter um arco estável permitindo o resfriamento e a solidificação da deposição. Os tempos em que cada nível de corrente estará atuando é muito importante, a corrente de pico (t_p) controla o tamanho da poça de fusão e a profundidade de penetração e o tempo de base (t_b) controla a taxa de solidificação do cordão de solda (PALÁCIO, 2011; VARGAS GARCIA, 2011; YOUSEFIEH et al., 2011). A Figura 11 esquematiza a pulsação da corrente contínua.

Figura 11 – Funcionamento da corrente contínua pulsada



Fonte: Adaptado de Yousefieh et al. (2011)

Em que $I_p(A)$ é a corrente de pulso, $I_b (A)$ a corrente de base, $t_p(ms)$ representa tempo de pulso, $t_b(ms)$ o tempo de base.

Os benefícios deste processo de soldagem são o baixo calor de entrada, baixa distorção, volume do cordão de solda controlado, menor tendência de trincas provenientes da temperatura, menos absorção de gases pela poça de fusão e melhor controle da zona de fusão. O efeito da diluição é a chave do problema na qualidade das camadas revestidas, a respeito disso, a corrente pulsada para PCGTAW foi desenvolvida para diminuir o excesso de calor de entrada e a fusão do

substrato (FONSECA et al., 2005; WANG; CHEN; ZHANG, 2009; YOUSEFIEH et al., 2011).

2.3.1.1 Aporte Térmico

O Aporte térmico é definido como a energia de soldagem como sendo a quantidade térmica inserida, durante o processo de soldagem, por unidade linear do cordão de solda e é um dos fatores mais importantes para o revestimento duro, pois ele é responsável por modificar o tempo de resfriamento do substrato alterando a formação da microestrutura do revestimento (FEITOSA, 2011; FONSECA et al., 2005). Para a quantificação do calor de entrada no processo PCGTAW é necessário a determinação da corrente média inserida na fonte. A equação 1 mostra como realizar a quantificação.

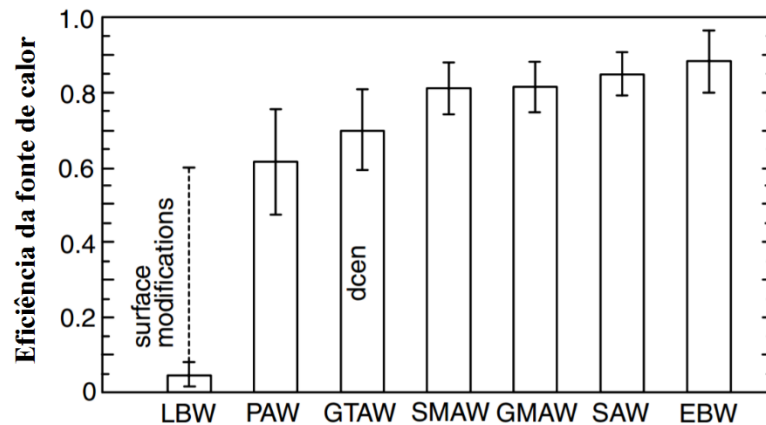
$$I_{med} = \frac{I_b \cdot t_b + I_p \cdot t_p}{t_b + t_p} \quad (1)$$

Em que I_b é a corrente de base, t_b o tempo de base, I_p a corrente de pico e t_p o tempo de pico. Para a determinação do aporte térmico a equação 2 se faz necessária.

$$H = \frac{\eta \cdot V \cdot I_{med}}{vs} \quad (2)$$

Em que η é a eficiência do processo, V a tensão utilizada (V), I_{med} a corrente média (A) do pulso e vs a velocidade de soldagem (mm/min). A Figura 12 relaciona as eficiências dos processos convencionais.

Figura 12 – Eficiência energética dos processos de soldagem convencionais ao arco elétrico



Fonte: Kou (2003)

O cálculo do aporte térmico referente a utilização da corrente contínua pode ser feito com a aplicação direta da equação (2), na qual a I_{med} foi a corrente utilizada no método contínuo, diferentemente da pulsada que utiliza a média das correntes.

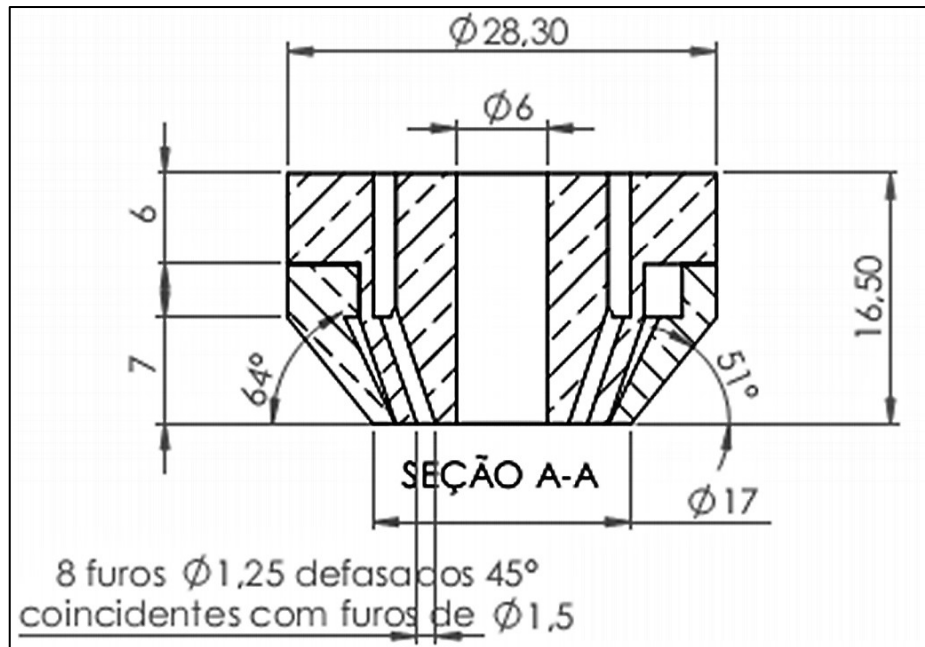
Quanto mais alto for o aporte de calor inserido, maior é a quantidade de energia transferida à peça, maior a poça de fusão. Logo, mais larga a Zona Termicamente Afetada (ZTA). No entanto, a utilização de baixos valores de aporte térmico pode provocar falhas de penetração na junta, soldada assim como elevadas velocidades de resfriamento, o que pode ser prejudicial à junta soldada (FONSECA et al., 2005; KOU, 2003; PALÁCIO, 2011; VARGAS GARCIA, 2011; YOUSEFIEH et al., 2011).

2.3.2 Gas Tungsten Arc Welding Powder (GTAW-P)

O processo *Gas Tungsten Arc Welding Powder* (GTAW-P) é uma adaptação desenvolvida por Moselli (2013), que visa complementar o método GTAW convencional. A adaptação ocorre no sistema de alimentação, para o depósito de ligas no processo de revestimento superficial, o qual é capaz de utilizar ligas em forma de pó, depositados diretamente na poça de fusão.

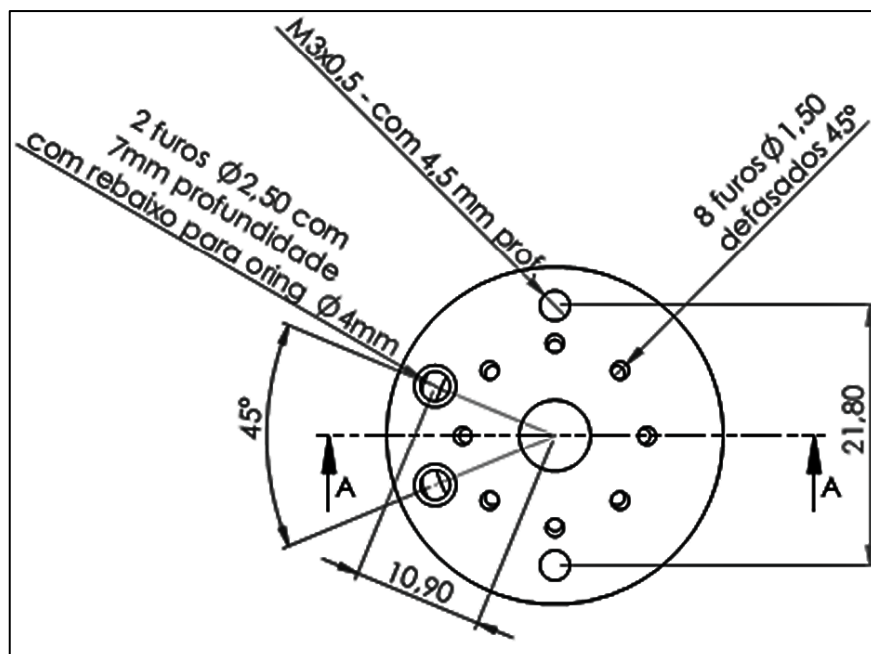
Segundo o autor, o modelo de bico foi idealizado baseando-se no estilo utilizado no processo PTAW-P com as devidas adaptações, pois na soldagem GTAW o eletrodo é exposto e não existe o gás de plasma (MOSELLI, 2013). A Figura 13 e 14 ilustram a esquematização do modelo desenvolvido.

Figura 13 – Especificações do bico adaptador – Corte A-A



Fonte: Moselli (2013)

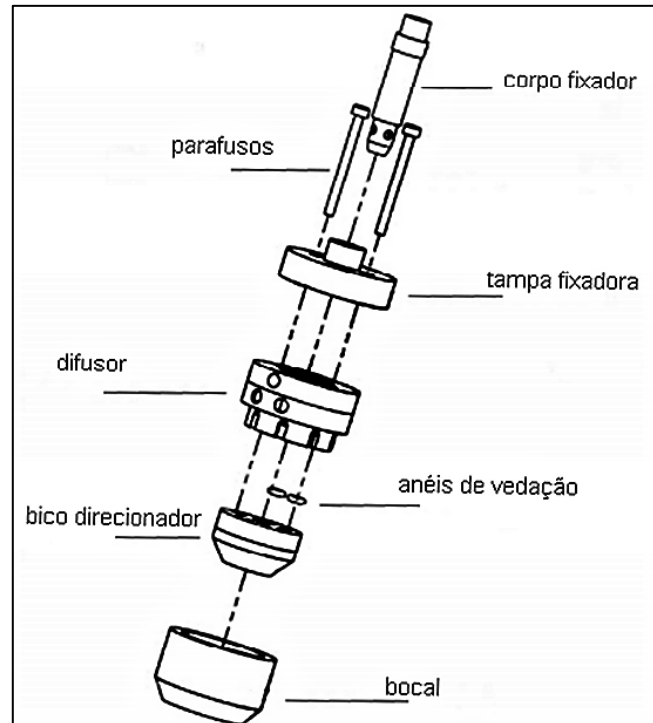
Figura 14 – Especificações do bico adaptador – Vista Superior



Fonte: Moselli (2013)

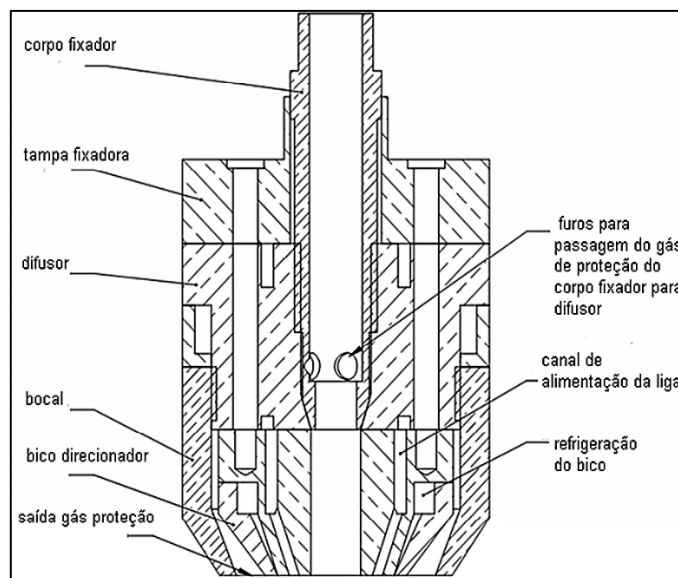
Com o desenvolvimento de um novo bico, foi desenvolvido um sistema adaptado para a mesma. As Figuras 15 e 16 ilustram o sistema de adaptação.

Figura 15 – Adaptador e bico desenvolvidos
- Vista explodida do dispositivo



Fonte: Moselli (2013)

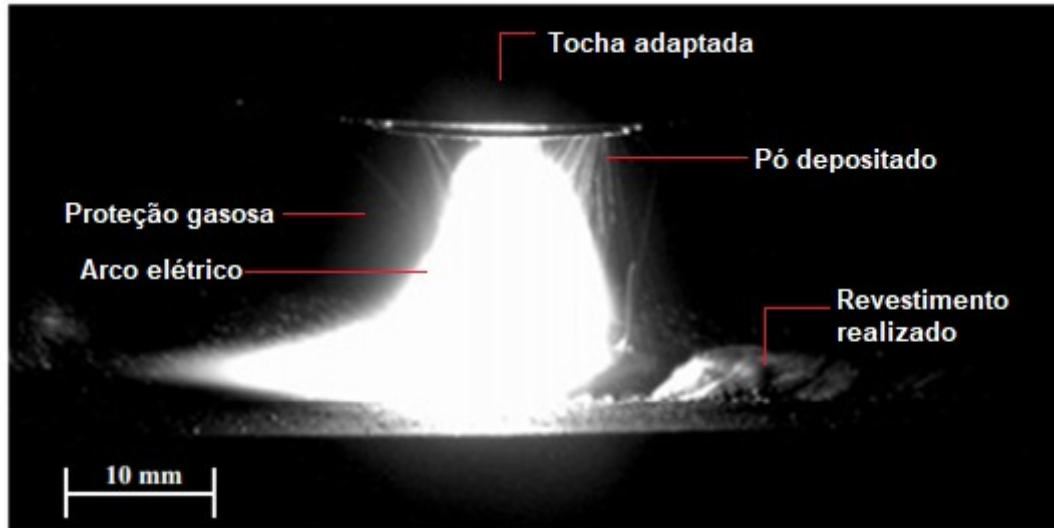
Figura 16 – Adaptador e bico desenvolvidos -
Seção total do dispositivo.



Fonte: Moselli (2013)

A Figura 17 mostra o fluxo de saída do pó utilizado para o revestimento.

Figura 17 – Foto de alta velocidade de uma deposição pelo processo GTAW-P



Fonte: Moselli (2013)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa, quanto aos objetivos, se caracteriza como descritiva, uma vez que os dados coletados e analisados permitiram descrever as características e entender a influência que o óxido de alumínio exerce na liga Stellite 6. Quanto aos procedimentos, a pesquisa tem caráter experimental, pois foi necessário a realização de uma análise sobre os resultados obtidos por meios experimentais.

Como substrato foi utilizado o aço SAE 1020 o qual foi posteriormente jateado para a remoção de óleo e sujeiras. O material de adição foi a liga à base de cobalto Stellite 6 WM do fabricante Deloro Stellite, na forma de pó, com granulometria entre 45 e 180 μm e dureza de 41,3 HRC, aproximadamente, 405 Hv. A tabela 5 explicita a composição química da Stellite 6 utilizada.

Tabela 5 – Composição química Stellite 6

Stellite 6 (p.%)							
Co	Cr	W	C	Ni	Mo	Fe	Si
59	30	5	1,2	1,0	1,5	1,0	1,2

Fonte: Comersul (2018)

A liga Stellite 6 empregada recebeu a adição da Alumina CT3000 SG, da marca Almatris Inc. A tabela 6 relaciona a composição química da alumina.

Tabela 6 – Composição da Alumina

Elementos	Quantidade (%)
Na ₂ O	0,0800
Fe ₂ O ₃	0,0223
SiO ₂	0,0183
MgO	0,0619
CaO	0,0230
Al ₂ O ₃	99,7945

Fonte: Adaptado de Almatris INC. (2010)

A Alumina e a liga Stellite 6 WM foram inseridas em um refratário de vidro e aquecidas em uma temperatura de 150 °C utilizando um forno, presente no laboratório de materiais da UTFPR-CP por duas horas, posteriormente ambas foram misturadas e homogeneizadas, de forma mecânica. A homogeneização ocorreu a partir de um misturador em Y, desenvolvido no laboratório de materiais da UTFPR-CP, com o auxílio de um torno mecânico convencional da fabricante NARDINI S.A. modelo Mascote MS205. O torno foi utilizado em 31,5 rotações por minuto (RPM) e a mistura permaneceu em rotação por duas horas. Todo este processo foi repetido para cada conjunto de variação de peso. A Figura 18 ilustra o misturador em Y desenvolvido em material de PVC e o conjunto misturador-torno

Figura 18 – (a) Misturador em Y e o (b) conjunto misturador-torno



(a)



(b)

Fonte: Autoria Própria

Desta forma, foram realizadas três misturas do conjunto Al_2O_3 + Stellite 6. As concentrações de cada mistura são mostradas na Tabela 7.

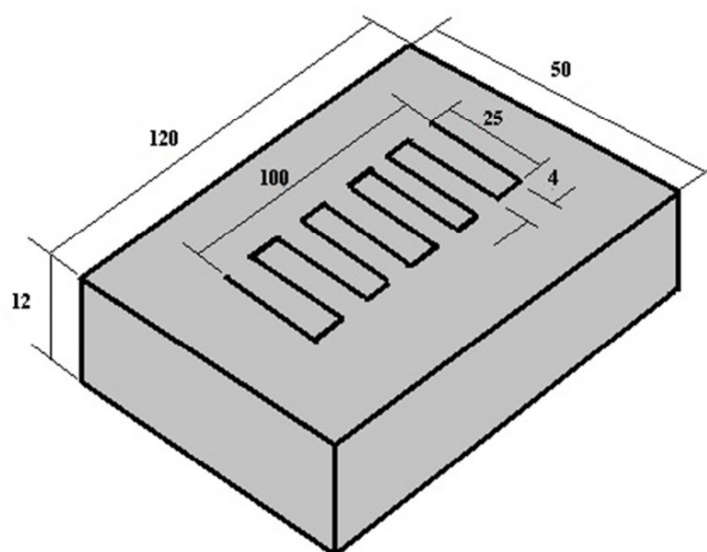
Tabela 7 - Concentração das Misturas desenvolvidas

	Al_2O_3 (p.%)	Stellite 6 (p.%)
Mistura 1	0,5	99,5
Mistura 2	0,8	99,2
Mistura 3	1,0	99,0

Fonte: Autoria Própria

O processo aplicado para o revestimento foi o método de soldagem GTAW-P, sendo realizado na oficina mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, campus Cornélio Procópio (UTFPR-CP). A deposição contou com o dispositivo de deposição adaptado desenvolvido por Moselli (2013), uma máquina de solda multiprocessos modelo Inversal 450, e um alimentador automático de pó metálico modelo ADP-2. Sobre o substrato foi depositado um cordão, com a tocha desenvolvendo um deslocamento, na forma de tecimento, com amplitude de 25 mm e avanço de 4 mm, promovido por um sistema automatizado denominado Tartilope, modelo V2. A Figura 19 ilustra a movimentação em forma de tecimento da tocha.

Figura 19 – Movimentação da tocha em forma de tecimento



Fonte: Moselli (2013)

Os parâmetros para o revestimento foram iguais ao do pesquisador Moselli (2013). A Tabela 8 apresenta os parâmetros utilizados para a realização do revestimento.

Tabela 8 – Parâmetros de soldagem

Parâmetros	
Corrente (A)	150
Gás de arraste (l/min)	3
Vel. de soldagem (mm/min)	120

Fonte: Autoria Própria

Após os revestimentos foram retiradas amostras do cordão, em cortes transversais, de forma que foi possível realizar análises sob o cordão da solda e, para tal, foi utilizado a cortadora de amostras metalográficas presente na UTFPR-CP.

Cada corpo de prova passou por lixamento, com lixas de grana 220, 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh, foram descartados o início e fim do cordão, evitando o trecho de abertura e fechamento do arco. Foi realizado um ataque químico, com a solução 5 ml H₂O, 15 ml HNO₃, 15 ml CH₃COOH e 60ml HCl, com a finalidade de revelar a microestrutura do revestimento à base de Co. (MOREIRA; MOSELLI; MORENO, 2015; MOSELLI, 2013).

Como análises foi realizada a Microscopia ótica, realizada em no Microscópio Confocal OLYMPUS FV1200, que possui três lasers de comprimentos de onda de 405 nm, 543 nm e 635 nm. A Figura 20 mostra o equipamento utilizado na microscopia ótica.

Figura 20 – Microscópio Confocal OLYMPUS FV1200



Fonte: UTFPR-CTBA (2018)

Também foram realizadas as análises por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS), para isto foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura EVO MA 15 que conta com um filamento de tungstênio e câmara para amostras de até 250 mm de diâmetro e massa de 500 g com movimento total do estágio (XYZ e inclinação) ou 2 kg com movimento em XYZ ou 5 kg como movimento apenas em XY. Para a realização do EDS o EVO MA 15

possui um detector Oxford EDS X-Max de 20 mm² para a microanálise química. A Figura 21 ilustra o Microscópio Eletrônico de Varredura EVO MA 15.

Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura EVO MA 15



Fonte: UTFPR-CTBA (2018)

As análises também contaram com Difração de Raios-X, realizado por um Difratorômetro de Raios-X SHIMADZU XRD-7000 que possui movimentação do tubo e do detector de raios-X e possui a amostra fixa na horizontal, o que facilita a operação com amostras não consolidadas. O sistema também pode operar com detector fixo em ângulos rasantes fixos (para análise de superfícies e/ou filmes) e detector móvel. Para a análise dos difratogramas foi utilizada as cartas de difratogramas do *software Match! 2 – Phase Identification from Powder Diffraction*. Figura 22 ilustra o Difratorômetro de Raios-X SHIMADZU XRD-7000.

**Figura 22 – Difratorômetro de Raios-X
SHIMADZU XRD-7000**



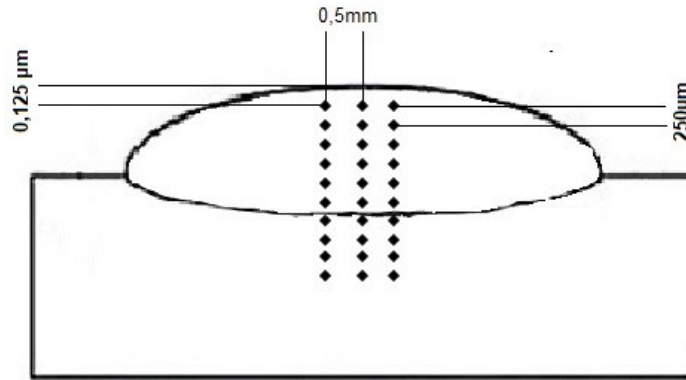
Fonte: UTFPR-CTBA (2018)

Todos os ensaios citados a cima foram realizados nas dependências do Laboratório de Caracterização de Materiais da UTFPR do Departamento de Mecânica do Campus Ecoville - Curitiba (UTFPR-CTBA).

As análises também contaram com a análise visual e ensaio de microdureza, realizados nas dependências da UTFPR-CP. Os perfis de microdureza foram determinados com medições na região central da seção transversal da amostra e dentre os parâmetros estabelecidos pela norma ABNT NBR NM ISO 6507-1/2008. A primeira medida foi realizada a uma distância de 125 μ m da superfície externa do revestimento. Posteriormente, foram realizados avanços de 250 μ m em direção ao substrato para as próximas medidas. As próximas colunas de medição estarão afastadas por 0,5mm, obtendo assim 2,5 vezes a diagonal das outras impressões. No total, foram realizadas 3 colunas com 20 medidas em cada coluna, e foi considerada a média dos 3 valores. Para isto, foi utilizado um microdurômetro, da marca Microtest, Modelo HV100B, situado no laboratório de matérias da UTFPR-CP. A carga a ser utilizada no ensaio de microdureza Vickers foi de 500g (Hv 0,5).

A Figura 23 mostra o processo de obtenção de microdureza.

Figura 23 – Representação do modo de obtenção dos perfis de microdureza



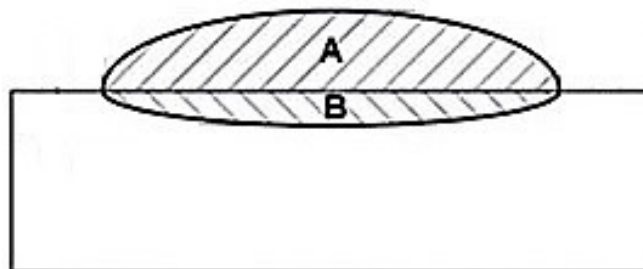
Fonte: Adaptado de Moselli (2013)

A determinação da diluição foi efetuada por meio das áreas das amostras, ou seja, foi obtido a área do revestimento e a área diluída com o substrato. Para isto foi utilizado o *software Image J* que contém funções de medição de área por uma zona selecionada. O cálculo da diluição foi dado pela divisão da área diluída pela área total do revestimento, a equação 3 elucida a determinação da equação:

$$d\% = \frac{B}{A+B} \times 100 \quad (3)$$

A Figura 24 exemplifica o método para a obtenção da diluição.

Figura 24 – Áreas para o cálculo da diluição, (A) revestimento e a (B) área diluída com o substrato.



Fonte: Autoria Própria

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são relatados os resultados obtidos por meio dos ensaios previamente explicitados e, a partir do exposto, foram realizadas análises macrovisuais e microvisuais, para que fosse possível discutir sobre as influências relacionadas ao estudo.

4.1 ANÁLISES MACROVISUAIS

As análises macrovisuais realizadas foram: Análise visual das amostras recém revestidas, análise do perfil cortado e verificação da diluição da mistura de adição com o substrato revestido.

4.1.1 Análise visual do revestimento.

Após a realização das deposições foram obtidas imagens das superfícies recém revestidas e escovadas. A Figura 25 e 26 mostram, respectivamente, a superfície recém revestida e escovada da mistura 1 (0,5% Al_2O_3 + 99,5% STELLITE 6)

Figura 25 – Superfície recém revestida da Mistura 1



Fonte: Aatoria Própria

Figura 26 – Superfície escovada da Mistura 1



Fonte: Autoria Própria

As deposições com as Misturas 2 (0,8% Al_2O_3 + 99,2% STELLITE 6) e Misturas 3 (1% Al_2O_3 + 99,0% STELLITE 6) também apresentaram uma “casca” esverdeada, assim como a Mistura 1. As Figuras 27 e 28 mostram, respectivamente, a superfície da Mistura 2 recém depositada e escovada.

Figura 27 – Superfície recém revestida da Mistura 2.



Fonte: Autoria Própria

Figura 28 – Superfície escovada da Mistura 2



Fonte: Autoria Própria

As Figuras 29 e 30 mostram, respectivamente, a superfície da Mistura 3 recém depositada e escovada

Figura 29 – Superfície recém revestida da amostra Mistura 3



Fonte: Autoria Própria

Figura 30 – Superfície escovada da amostra Mistura 3



Fonte: Autoria Própria

Foi determinado por meio da análise visual a formação de uma “casca” esverdeada na superfície do revestimento. Este fenômeno está presente em todos os revestimentos, no entanto, é mais evidente nos revestimentos com maior concentração de Al_2O_3 , como é visto na Figura 29. Isso ocorre por meio de íons de oxigênio fornecidos pelo óxido de alumínio que, devido a fusão com a Stellite 6, permitiu a formação de Cr_2O_3 em reação *in situ*. Identifica-se também alguns pontos com falta de fusão do material depositado. Atribui-se estes fenômenos relatados à alumina, uma vez que, os trabalhos de Moselli (2013) e Moreira et al. (2016) mostram revestimentos limpos e com aporte térmico o suficiente para a fusão total da liga Stellite 6.

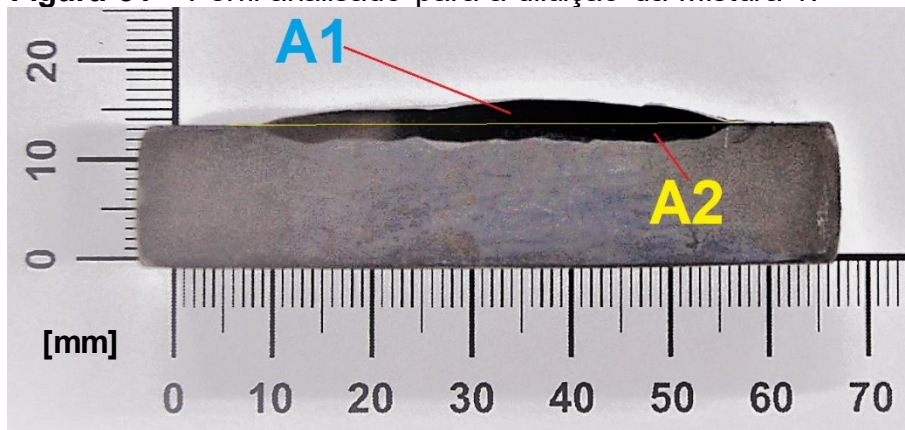
4.1.2 Diluição

Após a deposição foram realizados cortes transversais nas amostras e foram obtidos os perfis para a determinação da diluição de cada revestimento. Foi observado variações na diluição em relação a mistura depositada, sendo que para os revestimentos que foram realizados com a mistura 1 foi obtido 41,93% de diluição, os revestidos com a mistura 2 atingiram a máxima de 43,67% de diluição e os depositados com a mistura 3 possuem 39,40% de diluição. Diante deste comportamento não foi possível relacionar a variação da diluição com o aumento da concentração do óxido de alumínio.

Durante as deposições foi verificado que a utilização de materiais dissimilares proporcionou dificuldades no escoamento das misturas, desta forma, mesmo utilizando parâmetros de soldagem iguais há a possibilidade de a taxa real de deposição ter variado ao longo do procedimento. Tendo em vista, que a diluição está atrelada à quantidade de material depositado e ao aporte térmico, determina-se que a variação da diluição se deu devido ao escoamento das misturas.

Elevadas diluições, como as obtidas, não são recomendadas para revestimentos superficiais, pois a mistura entre o material depositado, que é mais rico em propriedades tribológicas, e o substrato levam o revestimento duro a propriedades mais pobres. A Figura 31 ilustra o perfil analisado para a deposição com a mistura 1.

Figura 31 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 1.



Fonte: Autoria Própria

A determinação da diluição foi obtida por meio das áreas selecionadas e para tal, utilizou-se o *software ImageJ*. A tabela 9 expressa a quantificação da diluição para as deposições com a mistura 1 com 0,5% Al_2O_3 + 99,5% Stellite 6.

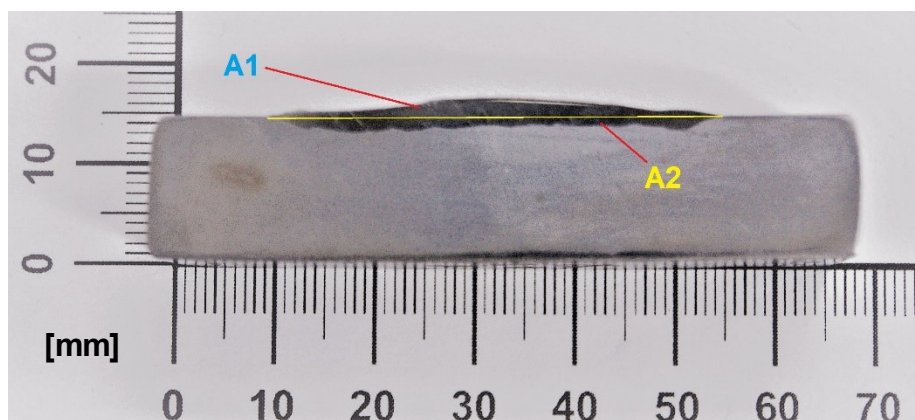
Tabela 9 - Determinação da diluição para a Mistura 1

A1 (pi^2)	75.214
A2 (pi^2)	54.315
Diluição (%)	41,93%

Fonte: Autoria Própria

Após a deposição com a mistura 2 foram realizados cortes transversais na amostra de forma de obtider os perfis para a determinação da diluição do revestimento. A Figura 32 ilustra o perfil analisado para a mistura em questão.

Figura 32 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 2



Fonte: Autoria Própria

A tabela 10 expressa a quantificação da diluição para as deposições com a mistura 2 representando 0,8% Al_2O_3 + 99,2% Stellite 6.

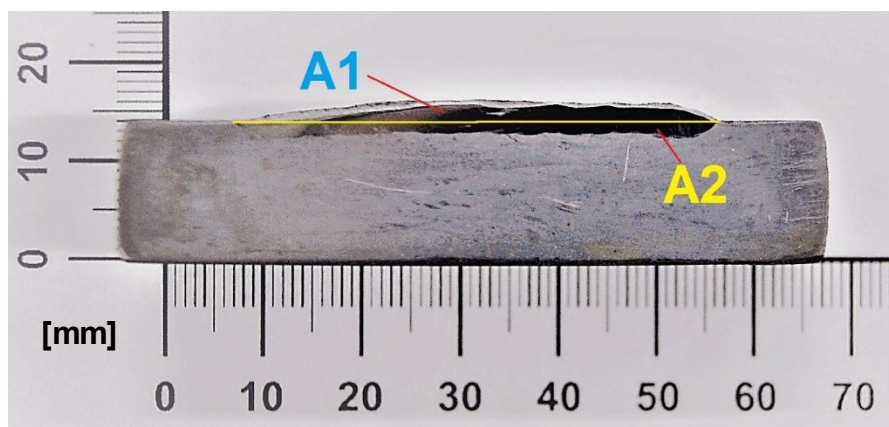
Tabela 10 – Determinação da diluição para a Mistura 2

A1 (pi^2)	398.829
A2 (pi^2)	309.237
Diluição (%)	43,67%

Fonte: Autoria Própria

Após a deposição com a mistura 3 foram realizados cortes transversais na amostra de forma de obter os perfis para a determinação da diluição do revestimento. A Figura 33 ilustra o perfil analisado para a Mistura 3.

Figura 33 – Perfil analisado para a diluição da Mistura 3



Fonte: Autoria Própria

A tabela 11 expressa a quantificação da diluição para as deposições com a mistura 3 representando 1,0% Al_2O_3 + 99,0% Stellite 6.

Tabela 11 – Determinação da diluição para a Mistura 3

A1 (pi^2)	74.472
A2 (pi^2)	48.425
Diluição (%)	39,40%

Fonte: Autoria Própria

4.2 ANÁLISES MICROVISUAIS

Nesta seção são mostrados os resultados obtidos por meio das análises microvisuais de Microdureza Vickers (Hv), Microscopia Ótica (OP), MEV, EDS e dRx.

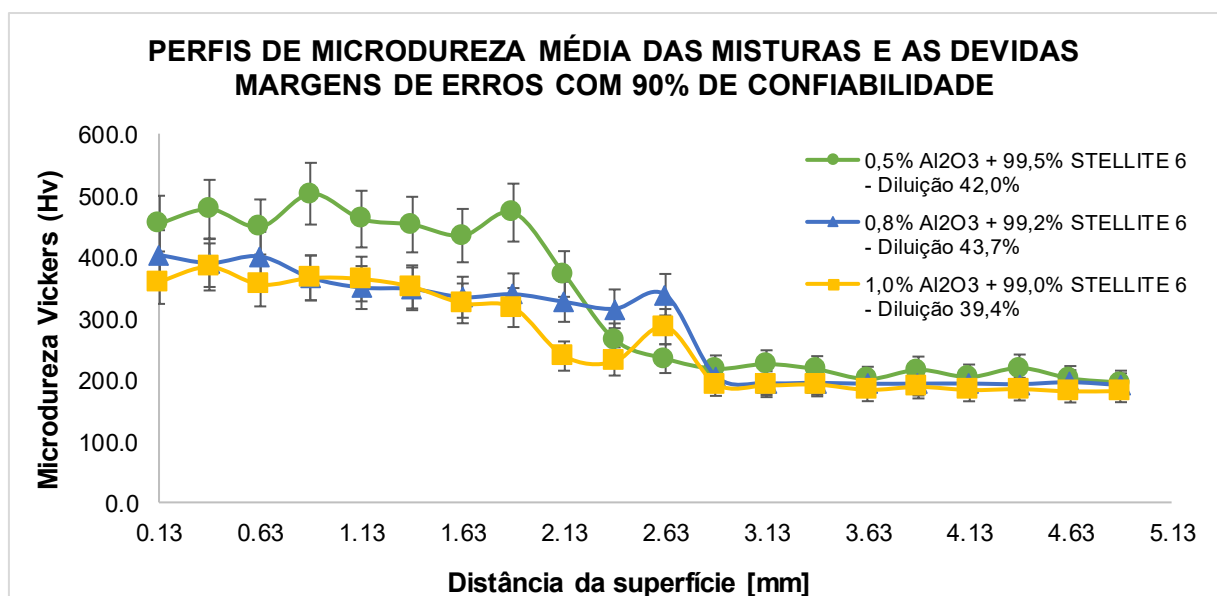
4.2.1 Microdureza Vickers (Hv)

Os perfis de microdureza foram determinados com medições na região central da seção transversal da amostra e dentre os parâmetros estabelecidos pela norma ABNT NBR NM ISO 6507-1/2008.

Para a mistura 1 pode-se identificar que os maiores valores encontrados estão, em sua maioria, entre 400 Hv e 500 Hv. Em relação a misturas 2 e 3, pode-se identificar que os maiores valores encontrados estão, em sua maioria, entre 300 Hv e 400 Hv e que, a microdureza superficial de ambas as amostras estão dentro da margem de erro.

Em um contexto geral, as deposições atingiram os valores de microdureza na faixa de 300 Hv à 500 Hv. Tais valores de microdureza correspondem e ultrapassam os valores encontrados na literatura para a liga Stellite 6 pura (TAKEYAMA, 2005; MOSELLI, 2013; KUSMOKO; DUNNE, 2014). Nota-se também, que conforme a concentração do óxido de alumínio aumenta, a microdureza diminui. A Figura 34 mostra o resultado do ensaio de microdureza das deposições, em relação a distância da superfície.

Figura 34 – Perfis de microdureza



Fonte: Autoria Própria

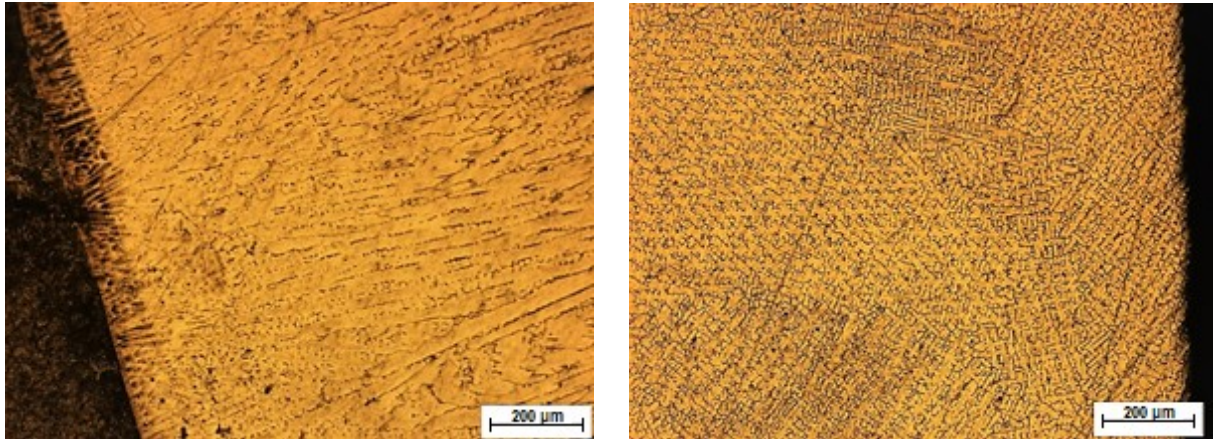
É importante salientar que alguns pesquisadores relatam não poder relacionar a dureza simplesmente com a diluição do revestimento, sendo necessário estudos em conjunto com a microestrutura do revestimento (D'OLIVEIRA; CRISTO; VAZ, 2008, MOSELLI, 2013). Tal argumento é verificado, uma vez que a Mistura 1 mostrou perfis de microdureza melhores do que as demais, necessitando então de análises microestruturais adicionais para melhor compreensão do fenômeno ocorrido.

4.2.2 Microscopia Ótica (OP)

Como mencionado anteriormente, na seção de materiais e métodos, o ataque químico utilizado visou revelar a microestrutura do Co. Observou-se que as micrografias obtidas convergiram aos resultados de outros pesquisadores, que trabalharam com revestimentos com o processo GTAW. Tais micrografias mostram estruturas mais refinadas próximas à superfície. A região próxima a interface, devido ao gradiente de temperatura da região, possui um crescimento planar o qual se transforma em um crescimento dendrítico. Nota-se que este crescimento de grão é característico de ligas à base de Co, possuindo microestrutura hipoeutéticas, com dendridas primárias de uma solução sólida de Co, rodeado pelo eutético interdendrítica (QUARESMA; SANTOS; GARCIA, 2000; TAKEYAMA, 2005; MADADI; SHAMANIAN; ASHRAFIZADEH, 2011; MOSELLI, 2013; MOREIRA; MOSELLI; MORENO, 2015).

A Figura 35 mostra as regiões próximas à interface e à superfície do revestimento realizado com a Mistura 1.

Figura 35 – Fotomicrografia do revestimento de 0,5% Al_2O_3 + 99,5% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície



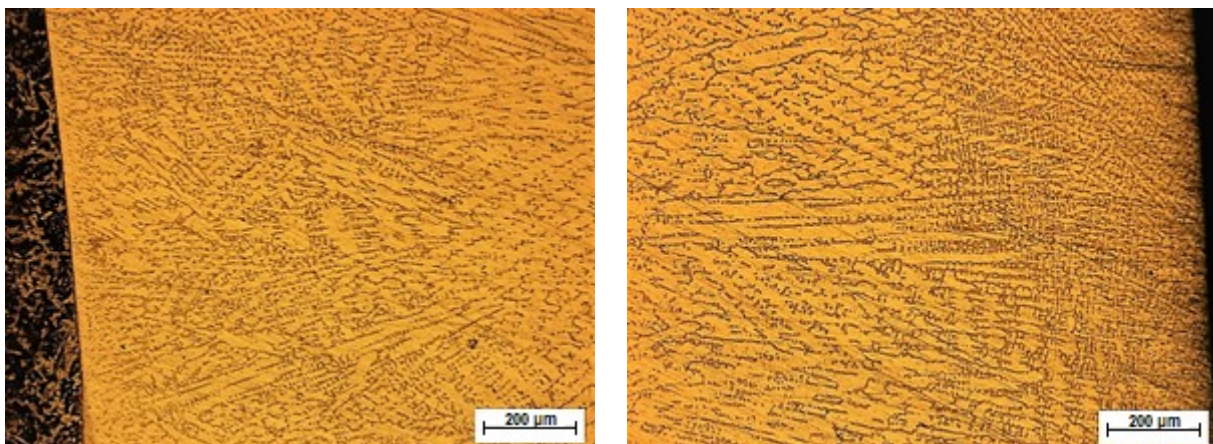
(a)

(b)

Fonte: Autoria Própria

A Figura 36 mostra as regiões próximas à interface e à superfície do revestimento realizado com a Mistura 2.

Figura 36 – Fotomicrografia do revestimento de 0,8% Al_2O_3 + 99,2% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície. Ampliação 200x.



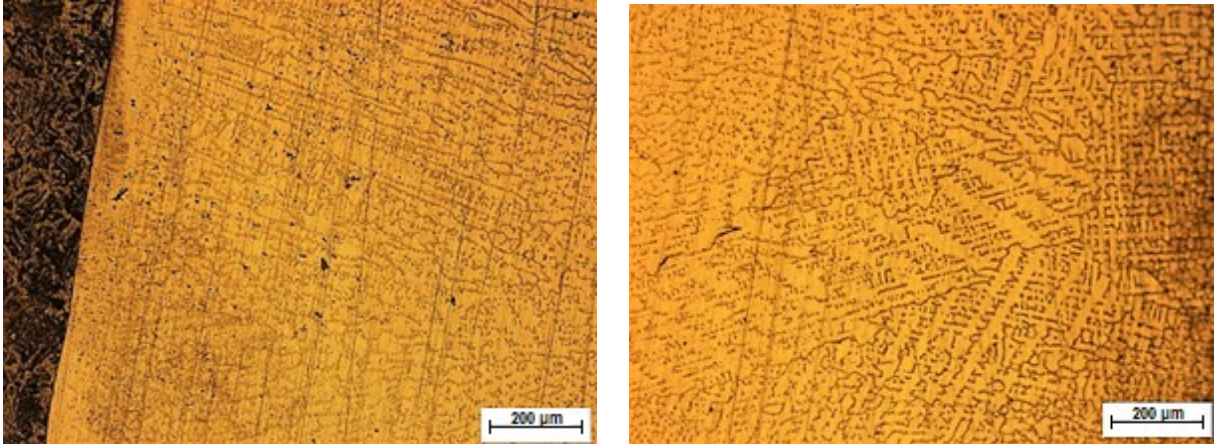
(a)

(b)

Fonte: Autoria Própria

A Figura 37 mostra as regiões próximas à interface e à superfície do revestimento realizado com a Mistura 3.

Figura 37 – Fotomicrografia do revestimento de 1,0% Al_2O_3 + 99,0% Stellite 6 - (a) próximo à interface (b) próximo à superfície. Ampliação 200x.



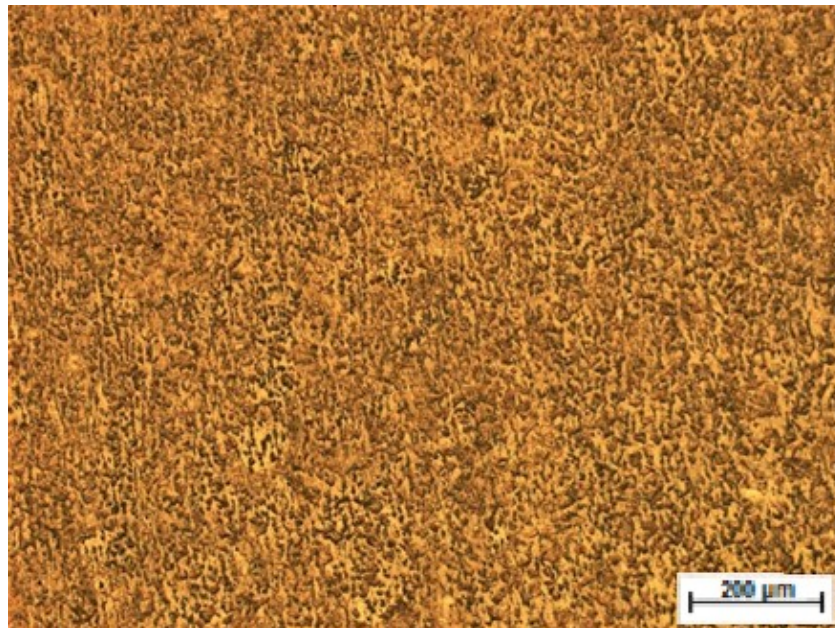
(a)

(b)

Fonte: Autoria Própria

A Figura 38 mostra a fotomicrografia do substrato.

Figura 38 – Fotomicrografia do aço SAE 1020 utilizado como substrato para o revestimento. Ampliação 200x



Fonte: Autoria Própria

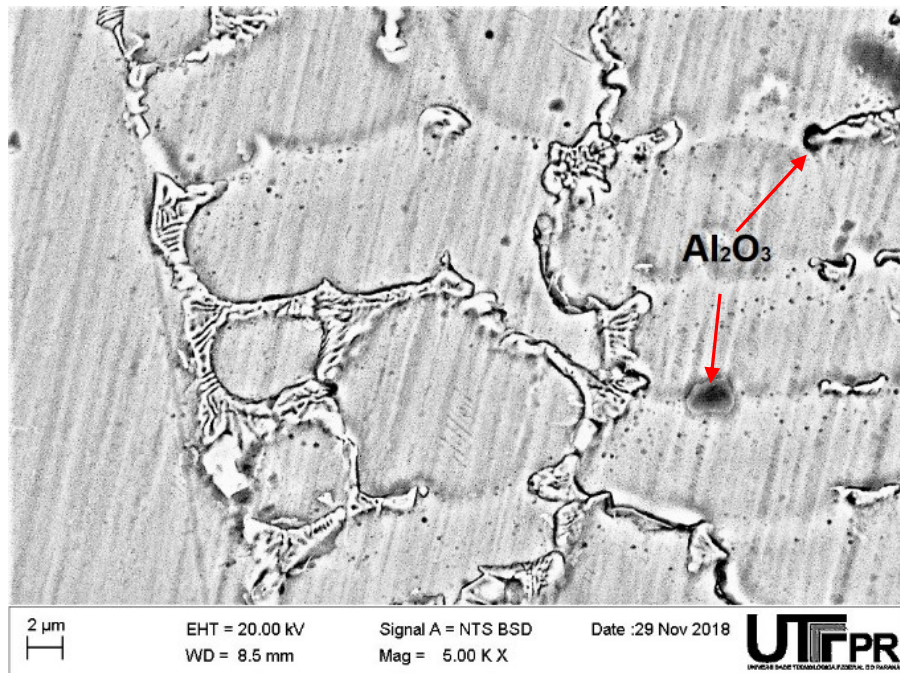
4.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EDS

As amostras foram submetidas a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e, para determinar as composições químicas de diferentes revestimentos, foi utilizada a análise por *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS).

Observa-se uma microestrutura semelhante e característica para revestimentos à base de cobalto e uma composição química com grande concentração de Ferro (Fe) devido à elevada diluição obtida no revestimento. Verifica-se ainda a presença de regiões ricas em Al-O e morfologias semelhantes às determinadas por Xiaoxuan et al. (2017), como a Alumina Tipo 1 e formação de clusters de alumina Tipo 5. Um ponto importante observado é a morfologia da região A, demarcada na Figura 34 (b). A região possui uma morfologia similar à determinada por Xiaoxuan et al. (2017) para os complexos de óxidos Al-Ti. Tais regiões atuam como partículas de reforço na matriz de cobalto da mistura.

É importante realçar que, com exceção das mostras revestidas com 0,5% Al₂O₃ + 99,5% Stellite 6, todas as demais apresentaram precipitação de óxidos. Isto indica que matriz da liga não suportou a dissolução das adições de Al₂O₃ em diferentes porcentagens, e que a energia fornecida pelo processo de GTAW não foi suficiente para fundir e dissolver a Al₂O₃ adicionada a liga Stellite 6 (TAKEYAMA, 2005). As demarcações nas Figuras 41 (a) e 43 (a) mostram a falta de fusão. A Figura 39 mostra a microestrutura obtida pelo MEV do revestimento realizado com a Mistura 1.

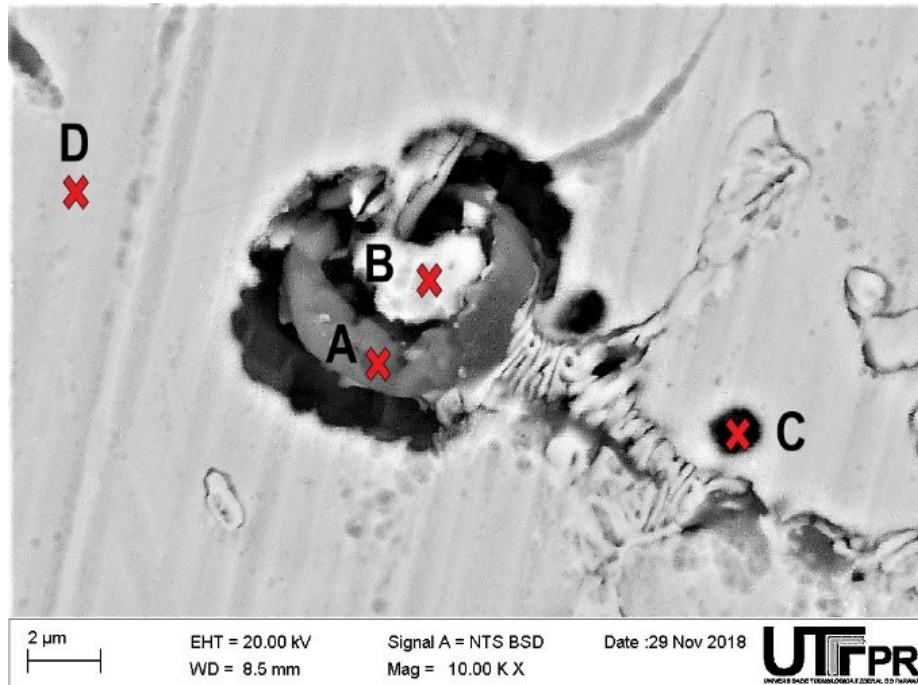
Figura 39 – MEV para o revestimento realizado com 0,5% Al_2O_3 + 99,5% Stellite 6



Fonte: Autoria Própria

A Figura 37 mostra em um MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS do revestimento realizado com a Mistura 1.

Figura 40 - Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 1.



Fonte: Autoria Própria

Na Tabela 12 relaciona a composição química da região em MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS porcentagem de peso (%p.), para a Mistura 1.

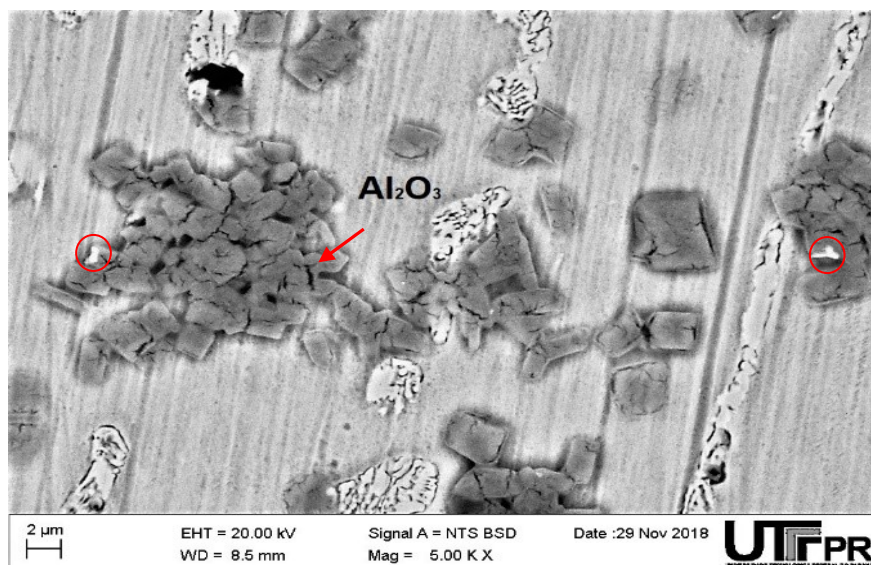
Tabela 12 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 0,5% Al₂O₃ + 99,5% Stellite 6

Elem.	Spectrum (%p.)			
	A	B	C	D
C	3.81	9.56	1.61	4.30
O	46.00	4.00	3.33	
Al	37.79	2.72	6.83	
Si	0.20	2.55		0.68
Cr	5.79	16.81	45.18	15.40
Fe	3.90	34.31	24.67	42.88
Co	2.51	26.94	14.68	34.36
W		3.11	3.70	2.39

Fonte: Autoria Própria

O EDS dos revestimentos realizados com a mistura 1 mostra elevadas concentrações de Alumínio e Oxigênio oriundos da adição do óxido de alumínio, além dos elementos Cobalto e Cromo que são característicos da liga stellite 6. O carbono em conjunto com o cromo e o tungstênio formam carbonetos que agem como elementos de reforço na matriz de cobalto. A Figura 41 mostra a microestrutura obtida pelo MEV do revestimento realizado com a Mistura 2.

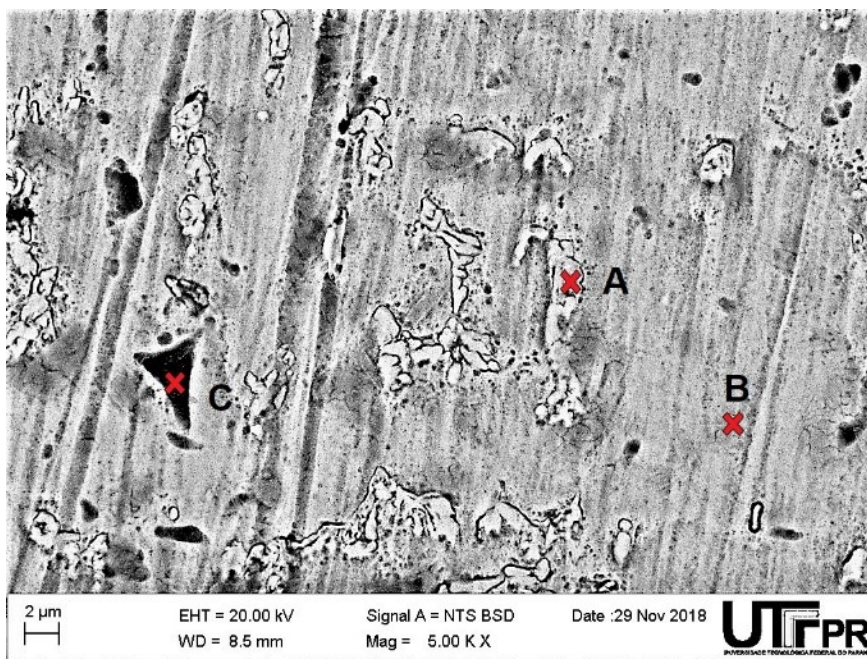
Figura 41 – MEV para o revestimento realizado com 0,8% Al₂O₃ + 99,2% Stellite 6



Fonte: Autoria Própria

A Figura 42 mostra em um MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS do revestimento realizado com a Mistura 2.

Figura 42 – Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 2.



Fonte: Autoria Própria

Na Tabela 13 relaciona a composição química da região em MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS porcentagem de peso (%p.), para a Mistura 2.

Tabela 13 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 0,8% Al₂O₃ + 99,2% Stellite 6

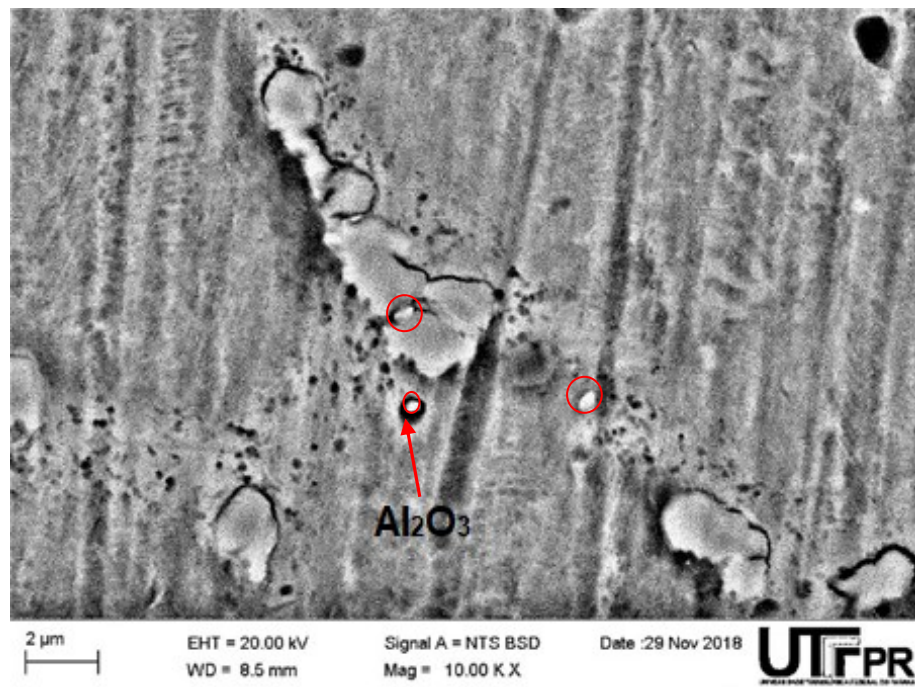
Elem.	Spectrum (%p.)		
	A	B	C
C	9.86	4.07	1.92
O	2.15		2.80
Al	0.94		
Si		0.51	0.47
S	0.28		
Cr	35.12	12.46	13.13
Mn		0.70	
Fe	30.72	53.35	53.58
Co	12.29	26.89	26.41
W	8.64	2.03	1.69

Fonte: Autoria Própria

O EDS dos revestimentos realizados com a mistura 2 mostra a presença de Alumínio e Oxigênio oriundos da adição do óxido de alumínio, além dos elementos Cobalto e Cromo que são característicos da liga stellite 6. O carbono em conjunto com o cromo e o tungstênio formam carbonetos que agem como elementos de reforço na matriz de cobalto. Os revestimentos realizados com a mistura 2 possuem a maior diluição de mistura no substrato e, portanto, é verificado pelo EDS a maior concentração de Fe que são oriundos do substrato.

A Figura 43 mostra a microestrutura obtida pelo MEV do revestimento realizado com a Mistura 3

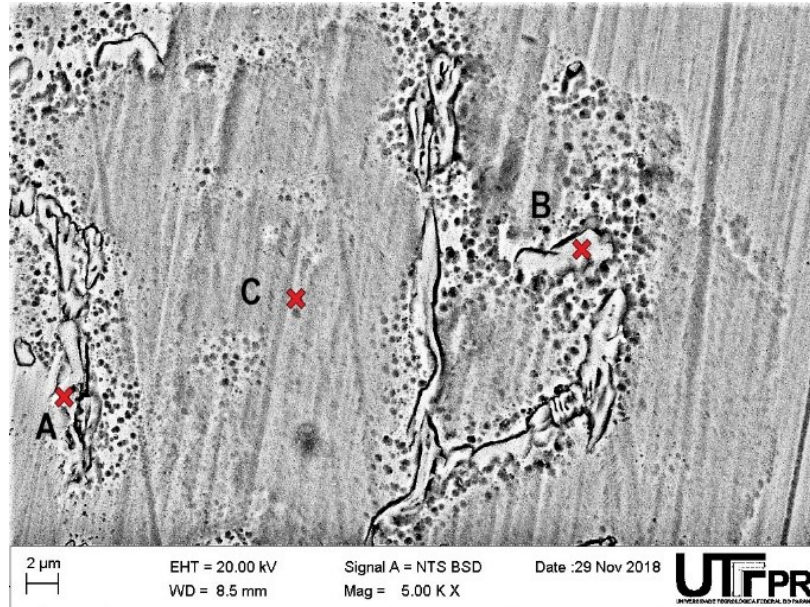
Figura 43 – MEV para o revestimento realizado com 1,0% Al_2O_3 + 99,0% Stellite 6



Fonte: Autoria Própria

A Figura 44 mostra em um MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS do revestimento realizado com a Mistura 3.

Figura 44 – Impressões utilizadas para a análise EDS da Mistura 2.



Fonte: Autoria Própria

Na Tabela 14 relaciona a composição química da região em MEV as regiões de impressão utilizadas para a análise EDS porcentagem de peso (%p.), para a Mistura 3.

Tabela 14 – Composição química, determinada pelo EDS, do revestimento de com 1,0% Al₂O₃ + 99,0% Stellite 6

Elem.	Spectrum (%p.)		
	A	B	C
C	7.87	11.35	5.00
Si		0.54	0.59
P	0.55		
Cr	22.19	26.44	13.93
Mn		0.67	
Fe	25.32	33.94	46.83
Co	14.36	20.80	31.09
Mo	2.37		
W	27.33	6.27	2.57

Fonte: Autoria Própria

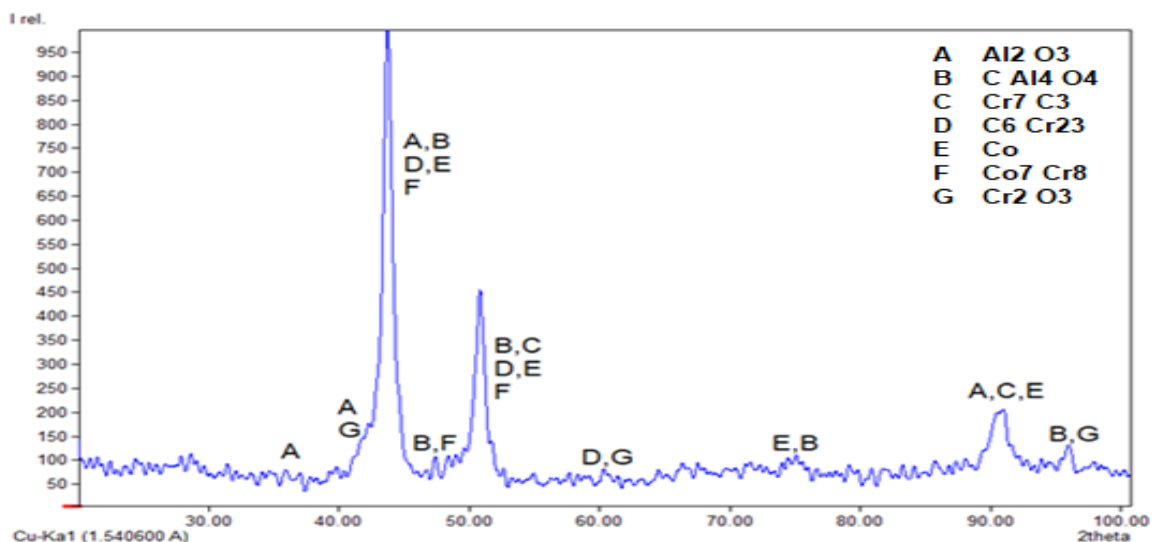
O EDS dos revestimentos realizados com a mistura 3 não mostra a presença de Alumínio e Oxigênio oriundos da adição do óxido de alumínio. Elementos são característicos da liga stellite 6, como o Cobalto e Cromo, foram identificados. O carbono em conjunto com o cromo, tungstênio e o molibdênio formam carbonetos que agem como elementos de reforço na matriz de cobalto.

4.2.4 Difração de Raios-X (dRx)

Os difratogramas dos três revestimentos apresentam padrões de difração de Raios-X semelhantes, possuindo diferenças nas intensidades dos picos. Atribui-se tal diferença de intensidade à variação de fases presentes na região.

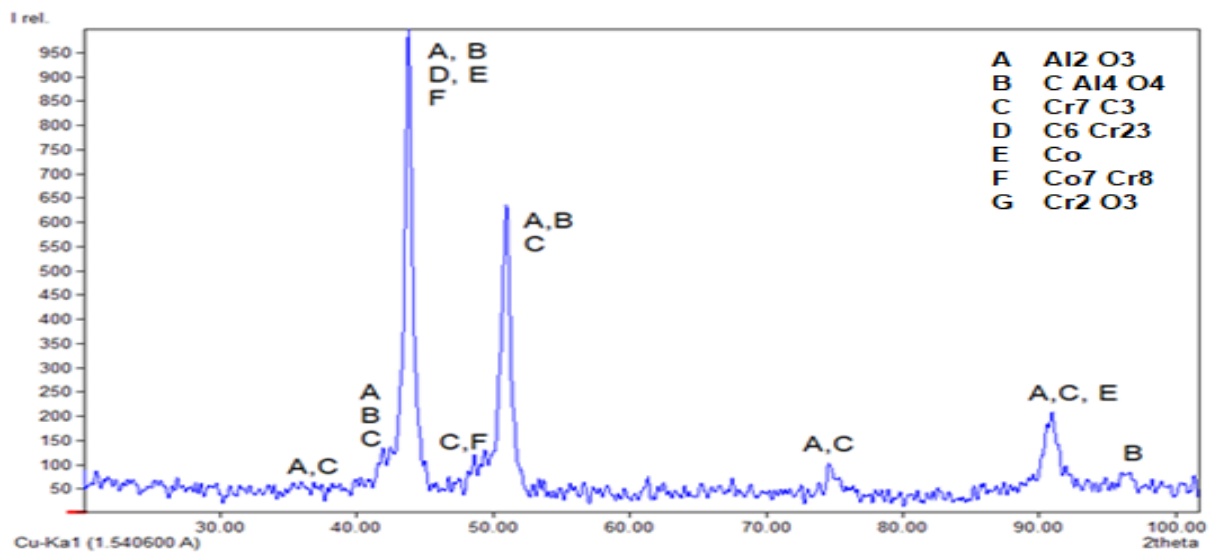
As cartas de difratogramas do *software Match! 2 – Phase identification from Powder Diffraction* indicam a presença de fases características das ligas à base de cobalto, sendo elas ricas em Co, os carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$ e elementos CoCr (LIN et al., 2010; MADADI; SHAMANIAN; ASHRAFIZADEH, 2011; MOSELLI, 2013). A partir do mesmo software foi possível verificar a formação de várias fases características da mistura confeccionada, dentre elas a Al_2O_3 , Al_4O_4 e Cr_2O_3 . Nota-se também, o aumento da presença de fases ricas em Al conforme a concentração deste elemento aumenta na liga de deposição. As Figuras 45, 46 e 47 mostram os difratogramas obtidos dos revestimentos realizados.

Figura 45 – Difratograma do revestimento realizado com 0,5% Al_2O_3 + 99,5% Stellite 6



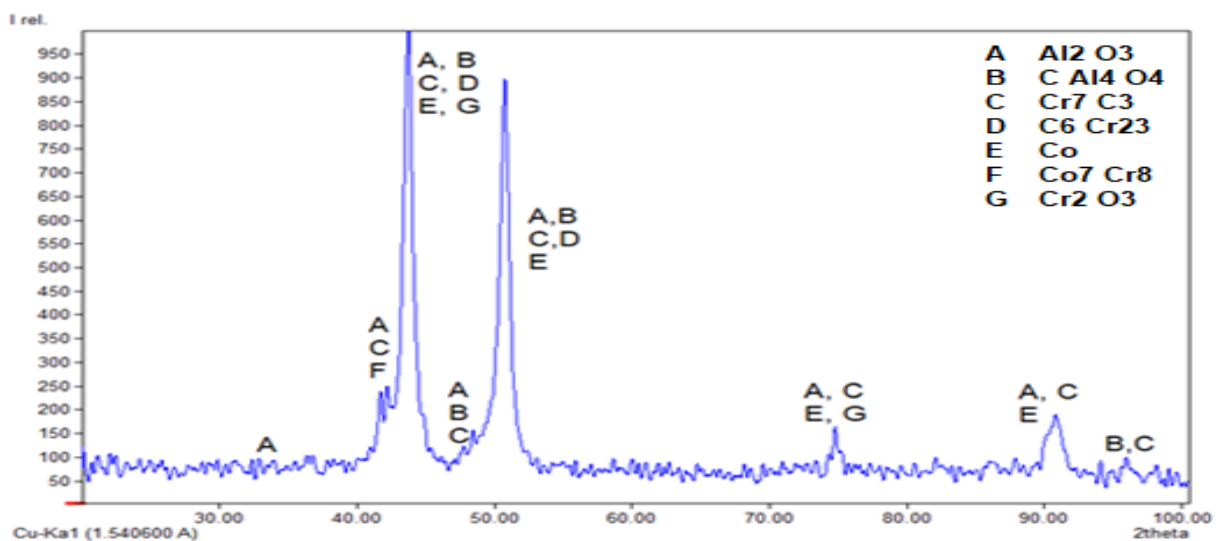
Fonte: Autoria Própria

Figura 46 – Difratoograma do revestimento realizado com 0,8% Al₂O₃ + 99,2% Stellite 6



Fonte: Autoria Própria

Figura 47 – Difratoograma do revestimento realizado com 1,0% Al₂O₃ + 99,0% Stellite 6



Fonte: Autoria Própria

Os difratogramas estão em conformidade com os resultados das análises EDS, visto que os principais elementos químicos identificados, surgem isolados, como o caso do Co, e combinados entre si, formando os carbeto supracitados e as fases do tipo CoCr (MOSELLI, 2013). A análise dRx auxilia em complementar a análise visual, atestando a formação de fases do composto Cr₂O₃. O dRx auxilia também o espectro EDS, uma vez que nem todos os elementos foram

obtidos nas regiões demarcadas pelo ensaio, como é o caso do alumínio no EDS da mistura 3, que surge na forma inserida na composição das misturas como Al_2O_3 e combinado com carbono, formando a fase já citada CAI_4O_4 .

5 CONCLUSÃO

Estudou-se os efeitos na microestrutura ao adicionar Al_2O_3 na liga à base de cobalto Stellite 6 para a realização de revestimentos superficiais depositados em aço carbono SAE 1020 pelo processo GTAW-P, e as seguintes considerações foram obtidas:

- Determinou-se, durante a análise visual, a formação de uma “casca” esverdeada na superfície do revestimento, este fenômeno está presente em todos os revestimentos e tal fenômeno fica atribuído ao Cr_2O_3 formado nos revestimentos devido aos oxigênios livres durante a fusão dos compostos.
- A diluição do pó depositado no substrato foi de 41,93% para a mistura 1 composta de 0,5% Al_2O_3 + 99,5% STELLITE 6, 43,67% para a mistura 2 composta de 0,8% Al_2O_3 + 99,2% STELLITE 6 e 39,40% para a mistura 3 composta de 1,0% Al_2O_3 + 99,0% STELLITE 6. Tais diluições são elevadas e impactam diretamente nas propriedades dos revestimentos. Estes valores estão relacionados à taxa de deposição, uma vez que houve dificuldades no escoamento das misturas.
- A mistura 1 atingiu os maiores valores de microdureza, alcançando a faixa de 400 Hv à 500 Hv, tais valores de microdureza correspondem aos valores encontrados na literatura para a liga Stellite 6 pura.
- As micrografias obtidas indicam estruturas mais refinadas próximas à superfície. A região próxima à interface possui um crescimento planar, o qual se transforma em um crescimento dendrídico. Observou-se também que a composição química possui grande concentração de Fe, devido a elevada diluição obtida no revestimento. Verifica-se ainda a presença de regiões ricas em Al-O e morfologicamente semelhantes a aluminas do tipo 1 e a formação de *clusters* de alumina tipo 5.
- Foi possível determinar, por meio dos difratogramas, a presença das fases características da liga Stellite 6, sendo elas os carbonetos M_7C_3 e M_{23}C_6 , elementos de CoCr e Co isolado. Além destas fases, foi

comprovada a presença de fases formadas por meio da adição do óxido de alumínio, sendo elas Al_2O_3 , $CaAl_4O_4$ e CrO_3 .

Após as considerações acima, conclui-se que os objetivos do trabalho foram atingidos, uma vez que foi possível identificar a formação dos carbonetos e dos óxidos supracitados. Também ficou evidente que a elevada diluição influenciou diretamente na microdureza dos revestimentos, no entanto foi atingido valores similares, ao obtido na literatura, as da liga Stellite 6 pura. Para determinar a influência do óxido de alumínio no desgaste dos revestimentos se faz necessário realizar ensaios de desgaste do tipo Pino-disco e Roda de borracha, tais ensaios ficarão para trabalhos futuros. No entanto os resultados indicam que com o controle adequado da diluição do processo, as propriedades do revestimento, como a microdureza e a resistência ao desgaste abrasivo, melhorem.

5.1 TRABALHOS FUTUROS

- Realizar os ensaios de desgaste do tipo Pino-disco e Roda de borracha;
- Estudar meios de melhorar a diluição para a deposição de misturas com elementos cerâmicos.
- Repetir o processo utilizando o GTWA-P com corrente contínua pulsada;
- Depositar as misturas 1, 2 e 3 com o processo *Plasma Arc Welding Powder*;
- Investigar novas possibilidades de revestimento com elementos cerâmicos.

REFERÊNCIAS

ALMATIS INC. **Certificate of Analysis Alumina CT3000SG**. Disponível em: <<http://www.almatis.com/market-en/refractories/calced-aluminas/>>. Acesso em 28 de ago. de 2016.

ARCHARD, J. F. *Wear Theory and Mechanisms*. In: PETERSON, M. B.; WINER, W. O. **Wear Control Handbook**. New York: ASME, 1980. p. 35–80.

BADISCH, E.; ROY, M. *Hardfacing for Wear, Erosion and Abrasion*. In: ROY, M. **Surface engineering for enhanced performance against wear**. New York: Springer, 2013.

BAPTISTA, A. L. DE B.; DO NASCIMENTO, I. A. **Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquinas**. Spectro, 2012. Disponível em: <<http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/soldadesgaste.pdf>>. Acesso em: 9 mar. 2017

BHUSHAN, B. **Modern tribology handbook**. Boca Raton, FL: CRC Press, 2001.

BRACARENSE, A. Q. **Processo de Soldagem TIG - GTAW**, 2000. Disponível em: <<http://asmtreinamentos.com.br/downloads/soldador/arquivo40.pdf>>. Acesso em: 17 mar. 2017

COMERSUL - Aspersão Térmica e Soldas Especiais. **Composição Stellite 6**. Mai. 2018.

COSEGLIO, M. S. D. R. **Caracterização de partículas abrasivas segundo diferentes modelos de medição de fator de forma**. Monografia (Graduação em Engenharia Industrial Mecânica) - Curitiba: Departamento Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, jul. 2009.

DAVIS, J. R.; ASM INTERNATIONAL. **Nickel, cobalt, and their alloys**. Materials Park, OH: ASM *International*, 2000.

DE ASSIS, J. M. K. **Estudo comparativo de compósitos alumina-zircônia tetragonal e de cerâmicas de alumina aditivada com nióbio para aplicações estruturais**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência) - São José dos Campos: Ministério da Ciência e Tecnologia, Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, 2008.

DE SOUZA, E. C. **Obtenção de compósito de Al₂O₃ / W a partir da redução aluminotérmica do Al + APT, com ignição a plasma**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Natal: Centro de tecnologia - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2016.

DIN 50320. **Wear - Terms - Systems Analysis Of Wear Processes - Classification Of The Field Of Wear**. 1979. Disponível em: <<http://infostore.saiglobal.com/store/details.aspx?ProductID=573237>>. Acesso em: 10 mar. 2017.

DO NASCIMENTO, I. A.; BAPTISTA, A. L. DE B. **Desgaste**. Spectro, 2012. Disponível em: <<http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/desgaste.pdf>>. Acesso em: 9 mar. 2017

DO ROSÁRIO, D. C. C. **Estudo da influência dos Íons Mg²⁺ e Zr⁴⁺ na Transição de Fase Amorfo-Gama da Alumina**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.

D'OLIVEIRA, A.S.C.M.; CRISTO, A. VAZ.D.S. Evaluation of intermetallic coatings processed by PTA. In: International Thermal Spray Conference, 2008, Orlando. **Anais...** Orlando: Society for Experimental Mechanics Inc., 2008. p. 1090 - 1094.

FEITOSA, L. F. **Síntese e avaliação catalítica de carbeto de tungstênio (W₂C) para a reação de HDS**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Rio de Janeiro: Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2011.

FONSECA, M. A. et al. Efeito insumo de calor na microestruturada solda do aço NTU-SAR-50 pelo processo arco submerso. **Revista On-line Unileste**, v. 2, 2005.

HARSHA, S.; DWIVEDI, D. K.; AGARWAL, A. *Performance of Flame Sprayed Ni-WC Coating under Abrasive Wear Conditions*. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 17, n. 1, p. 104–110, fev. 2008.

IWASZKO, J.; KUDŁA, K.; SZAFARSKA, M. *Remelting treatment of the non-conductive oxide coatings by means of the modified GTAW method*. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 11–12, p. 2845–2850, fev. 2012.

KIRATLI, N. *Abrasive wear behaviour of concussor jaws welded using a gas metal arc welding process*. **Industrial Lubrication and Tribology**, v. 57, n. 4, p. 150–154, ago. 2005.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2 ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003.

KROSCWITZ, J. I.; KIRK, R. E.; OTHMER, D. F. **Kirk-Othmer encyclopedia of chemical technology**. 4 ed. v. 2. Hoboken, NJ: Wiley-Interscience, 2004.

KUSMOKO, A.; DUNNE, D.; LI, H. *A Comparative Study for Wear Resistant of Stellite 6 Coatings on Nickel Alloy Substrate Produced by Laser Cladding, HVOF and Plasma Spraying Techniques*. **International Journal of Current Engineering and Technology**, v. 4, n. 1, p. 32–36, 2014.

LAGO, D. F. **Manutenção de redutores de velocidade pela integração das técnicas preditivas de análise de vibrações e análise de óleo lubrificante**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Ilha Solteira: Universidade Estadual de São Paulo, 2007.

LIN, C. M. et al. *Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW)*. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 7, p. 2590–2596, dez. 2010.

MADADI, F.; ASHRAFIZADEH, F.; SHAMANIAN, M. *Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM*. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 510, n. 1, p. 71–77, jan. 2012.

MADADI, F.; SHAMANIAN, M; ASHRAFIZADEH, F. Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6tungsten carbide claddings produced by Tungsten Inert Gas process. *Surface & Coatings Technology*, v.205, n.17-18, p.4320-4328, mai. 2011.

MARIN, J. J. C. **Efeito do tamanho do abrasivo no desgaste de metais**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica de Projeto de Fabricação) - São Paulo: Departamento de Engenharia Mecânica - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 8 jun. 2010.

METSON, J. Production and casting of aluminium and its alloys. In: LUMLEY, R. ***Fundamentals of aluminium metallurgy: production, processing and applications***. Woodhead publishing in materials. Oxford: Woodhead Publ, 2011.

MIHALČOVÁ, J.; RIMÁR, M. *Control of Activity of Aircraft Engines by Analysis of Wear Debris Particles in Terms of Shape and Size*. **International Journal of Engineering Research in Africa**, v. 18, p. 136–143, out. 2015.

MONDENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Introdução aos processos de soldagem**, 2011. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/processo.pdf>>. Acesso em: 16 mar. 2017

MOREIRA, E. F.; MOSELLI, P. C.; MORENO, J. R. S. *Study of Influence of the Peak Current Time in Microstructure of a Coating Hard Made by GTAW-P Process*. **OALib**, v. 02, n. 12, p. 1–6, 2015.

MOREIRA, E. F.; MARIN, L.G.; GUIMARÃES, J.B.; MOSELLI, P. C.; MORENO, J. R. S. Estudo da corrente na diluição e no aporte térmico em revestimentos por GTAW-P. 18º Simpósio de Iniciação Científica e Tecnológica - SICT, 2016, São Paulo. **Boletim Técnico da Faculdade de Tecnologia de São Paulo**, 2016. v. 42. p. 120.

MOSALLAEE, P. M.; BODAGHI, F.; MOSHREFIFAR, M. *Surface modification of low carbon steel substrate by Al-rich clad layer applied by GTAW*. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 2–3, p. 217–223, out. 2011.

MOSELLI, P. C. **Desenvolvimento de dispositivo, adaptado à tocha SATG, para a realização de revestimento duro, utilizando ligas, em forma de pó.** Tese (Mestre em Ciência e Engenharia dos Materiais) - São Carlos: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 11 set. 2013.

NEALE, M. J. ***The tribology handbook***. 2nd ed. Oxford ; Boston: Butterworth-Heinemann, 1995.

PALÁCIO, F. D. O. **Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na resistência à corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável duplex UNS S32304.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Vitória: Centro Tecnológico, Universidade Federal do Espírito Santo, 2011.

PENG, D. et al. *Wear behavior of ceramic powder clad on carbon steel surface by gas tungsten arc welding.* ***Industrial Lubrication and Tribology***, v. 65, n. 2, p. 129–134, mar. 2013.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. *Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys.* ***Metallurgical and Materials Transactions A***, v.31, n. 12, p. 3167–3178, mai., 2000.

RAMACHANDRAN, C. S.; BALASUBRAMANIAN, V.; VARAHAMOORTHY, R. *Comparative evaluation of dry sliding wear behaviour of plasma transferred arc hardfaced surfaces by the pin-on-roller method.* ***Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology***, v. 224, n. 1, p. 91–106, jan. 2010.

SCHNEIDER, M. F. ***Laser cladding with powder: effect of some machining parameters on clad properties.*** Ph. D. Thesis - Enschede, Holanda: University of Twente, 1998.

SOUZA, J. L. DE et al. Efeito do teor de cobalto na sinterização do compósito cerâmico – Co. ***Holos***, v. 1, p. 13, 28 fev. 2015.

SUSKI, C. A. **Estudo do efeito de tratamentos e revestimentos superficiais na vida de ferramentas de conformação mecânica à frio**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Florianópolis: Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

TAKEYAMA, R. R. **Caracterização de revestimentos de ligas a base de Co modificadas pela adição de carbonetos de tungstênio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Curitiba: Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2005.

UTFPR-CTBA - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. **Equipamentos**. Curitiba - PR. Disponível em: <<http://www.utfpr.edu.br/curitiba/estrutura-universitaria/diretorias/dirppg/laboratorios-multiusuario/cmcm/estrutura>> Acesso em: 14 de mar. 2019

VARGAS GARCIA, E. R. **Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - São Paulo: Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais - Universidade de São Paulo, 23 nov. 2011.

WANG, Z.; CHEN, L.; ZHANG, X. *Microstructure and properties of in situ synthesized ZrC-ZrB₂/Fe composite coating produced by GTAW*. **International Journal of Modern Physics B**, v. 23, n. 06-07, p. 1438–1443, 20 mar. 2009.

YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. *Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method*. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 3, p. 782–788, jan. 2011.

XIAOXUAN, D.; CHENXI, J.; YANG, C.; ZHIHONG, T.; XUE, Y.; XIAOJING, S.; YINDONG, Y.; MCLEAN, A. Formation and evolution of macro inclusions in IF steels during continuous casting, **Ironmaking & Steelmaking**, set. 2017.

ZHANG, H.; DENG, J. X.; LIAN, Y. S. *Friction and Wear Behaviors of Al₂O₃ Based Ceramic Tool Materials at Temperatures up to 800 °C*. **Applied Mechanics and Materials**, v. 148–149, p. 908–913, dez. 2011.

ZUM GAHR, K. H. *Microstructure and wear of materials*. Amsterdam; New York: Elsevier, 1987.