

FABIO GONÇALVES DA SILVA

RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO
DE DIFERENTES LIGAS APLICADAS PELO
PROCESSO GMAW COM E SEM ADIÇÃO DE
ARAME FRIO



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2014

FABIO GONÇALVES DA SILVA

RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR CAVITAÇÃO DE DIFERENTES
LIGAS APLICADAS PELO PROCESSO GMAW COM E SEM ADIÇÃO
DE ARAME FRIO

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOCTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

Co-orientador: Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga

UBERLÂNDIA - MG
2014

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

S586r
2014 Silva, Fabio Gonçalves da, 1980-
Resistência ao desgaste por cavitação de diferentes ligas aplicadas
pelo processo GMAW com e sem adição de arame frio / Fabio
Gonçalves da Silva. - 2014.
242 f. : il.

Orientador: Valtair Antonio Ferraresi.
Tese (doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa
de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.

1. Engenharia Mecânica - Teses. 2. Cavitação - Teses. 3. Cobalto -
Teses. 4. Revestimentos - Teses. I. Ferraresi, Valtair Antonio.
II. Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

A DEUS, por toda as benções concebidas.
A minha mãe Creuzelina G. Lima e a minha esposa Marinete Gonçalves.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela permissão, sabedoria e sua fonte de confiança e fé.

Em especial à minha mãe que sempre me ajudou e a minha esposa por estarmos juntos em todos os momentos.

Aos Professores Valtair A. Ferraresi e Eduardo M. Braga pelas orientações, direcionamento, apoio e amizade.

Aos Professores do LAPROSOLDA-UFU, em especial aos Professores Américo Scotti e Valtair A. Ferraresi pelos ensinamentos.

Ao Programa de Pós Graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pelo apoio a participação em congressos.

Aos professores e técnico pelo uso do Laboratório de Pesquisa Multiusuário da Química - UFU.

Aos professores e técnicos da FEMEC-UFU pela confiança e uso do LTM e do LEPU.

A todos os amigos que contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho, em especial aos colegas Herbert, Ribeiro, Hélio, Tércio, Carmem e José pelo incentivo e apoio.

Aos colegas da FEMEC-UFU, que contribuíram de forma direta ou indiretamente no desenvolvimento do trabalho.

Aos profissionais da Oficina Mecânica da Usinagem, pela colaboração das atividades deste trabalho.

Ao LCAM-UFC de Fortaleza-CE e prof. Hamilton Abreu pelos direcionamentos.

Ao Pró Engenharia e FAPEMIG pelo apoio financeiro.

SILVA, F. G. **Resistência ao desgaste por cavitação de diferentes ligas aplicadas pelo processo de soldagem GMAW com e sem adição de arame frio**. 2014. 242 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Resumo

O fenômeno da cavitação sobre a superfície metálica provoca à erosão que deteriora componentes em operação, em particular as pás de turbinas hidráulicas de geração de energia, sendo responsável por custos da manutenção e perdas em geração de energia elétrica decorrente das paradas periódicas. As pás dessas turbinas, em especial as fabricadas pelo aço C-Mn (carbono – manganês) são revestidas por soldagem a arco por aços inoxidáveis a fim de proteção para que apresentem maior tempo de operação ou maior intervalo entre os períodos de manutenção. Entre os materiais aplicados para revestir essas pás estão os aços inoxidáveis austeníticos, e em destaque os aços inoxidáveis ao Co e as ligas à base de Co (comercialmente Stellites). No entanto, estes últimos apresentam alto custo. Entre os processos de soldagem aplicados para o revestimento, a técnica de adição de arame frio (GMAW-CW ou GMAW-AF) se apresenta como uma proposta vantajosa em relação às outras técnicas especiais de soldagem existentes atualmente e convencionais. Diante do contexto, este trabalho buscou estudar, aplicar e avaliar o efeito das ligas de aço inoxidáveis austeníticos e ligas de Co (CoCrMo e CoCrW) depositadas pelo processo GMAW-CW com a finalidade de caracterização, comparação, formulação e deposição de novas ligas a partir de arame comerciais, relacionando com a resistência à perda de massa. As adequações da técnica de soldagem têm como foco a obtenção dos parâmetros de soldagem adequados à confecção dos revestimentos. A resistência ao desgaste por cavitação foi avaliada segundo a Norma ASTM G 32, correlacionando com a microestrutura e fases por microscopia óptica, MEV-EDS, composição química por espectrometria de emissão óptica e análises das fases presentes por DRX. As qualidades das superfícies soldadas foram analisadas por análise visual e Líquido Penetrante de acordo com a norma de END (Ensaio Não Destrutivo). Verificou-se que os revestimentos apresentaram boa soldabilidade, sem descontinuidades ou defeitos, com bom acabamento superficial. Na análise dos revestimentos de cobalto, as ligas H (eletrodo Stellite 21 e 309LSi como arame frio) e M (eletrodo Stellite 6 e 309LSi como arame frio) apresentaram bom desempenho de resistência a cavitação em semelhantes níveis de rugosidade e dureza quando comparados aos revestimentos de Stellites 21 e 6, feitos pelo processo GMAW convencional.

Palavras-chave: Cavitação, GMAW-AF, Cobalto, Revestimento, Soldagem.

SILVA, F. G. **Cavitation wear resistance of different alloys applied by GMAW welding process with and without cold wire.** 2014. 235 f. Thesis, Federal University of Uberlândia, MG.

Abstract

The phenomenon of cavitation on the metal surface causes erosion decaying components in operation, in particular the blades of turbines for power generation, accounting for maintenance costs and losses in electricity generation resulting from periodic stops. The blades of these turbines, particularly those manufactured by C-Mn steel (carbon - manganese) are coated by arc welding for stainless steel protective order to present more uptime or longer intervals between maintenance periods. Among the materials used to coat these blades are austenitic stainless steels, and stainless steels featured in the Co and Co-based alloys (commercially Stellites). However, the latter have a high cost. Among the welding processes applied to the coating, the technique of adding cold wire (GMAW and GMAW-CW-AF) is presented as an advantageous tender in relation to other techniques currently existing special and conventional welding. Given the context, this work seeks to study, apply and evaluate the effect of alloy and austenitic stainless steel alloys Co (CoCrMo and CoCrW) deposited by GMAW-CW for the purpose of characterization, comparison, formulation and deposition of new alloys from commercial wire correlating with resistance to mass loss. The adjustments of welding technique have focused on obtaining the manufacture of coatings suitable welding parameters. The cavitation wear resistance was evaluated according to ASTM G 32, correlating microstructure and phases by optical microscopy, SEM-EDS, chemical composition and optical emission spectrometry analyzes of the phases present by XRD. The qualities of the welded surfaces have been analyzed by visual examination and Penetrant Liquid according to standard NT (Nondestructive Testing). It was found that the coatings showed good weldability without discontinuities or defects with good surface finish. In the analysis of the coatings of cobalt, the alloy H (Stellite electrode 21 and 309LSi as cold wire) and M (Stellite 6 and 309LSi electrode as cold wire) showed good performance in resistance to cavitation in similar levels of surface roughness and hardness when compared to coatings Stellites 21 and 06, made by conventional GMAW process.

Keywords: Cavitation, GMAW-CW, Welding, Coating, Cobalt.

SIGLAS E SÍMBOLOGIA

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AF – Arame Frio

Af – Área fundida

Am - Amplitude

Ar – Área de reforço

ASM – American Society for Materials

ASTM – American Society for Testing Materials

ASTM G 32 - Standard Method of Vibration Cavitation Erosion Test

ca – com amateigamento do substrato

CCEP – Corrente Constante e Eletrodo no Positivo

CP – Corpo de Prova

Creq - Cromo equivalente

DRX – Difractometria de Raio-X

DBCP – Distancia Bico-Contato-Peça

EDS – Energy Dispersive Spectroscopy

END - Ensaios não destrutivos

ERCrCo-A/CoCrW – Arame de liga de Cobalto-Cromo-Tungstênio (Stellite 6)

ERCrCo-G/CoCrMo – Arame de liga de Cobalto-Cromo-Molibdênio (Stellite 21)

freg - Frequência de oscilação

GMAW – Gás Metal Arc Welding

GMAW-AF/GMAW-CW – *Gas Metal Arc Welding* – com adição de arame frio/ *cold ware*

HRC – Dureza Rockwell C

HV – Dureza Vickers

kd – Indutância de descida

ks – Indutância de Subida

L – largura do Revestimento

LAPROSOLDA – Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem

LCAM – Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos

LP – Líquido Penetrante

MB – Metal Base

MEV-EDS – Microscopia Eletrônica de Varredura – Energia Dispersiva

MIG/MAG – Metal Inert Gás/Metal Active Gás

MO – Microscopia Óptica

MS – Metal de Solda

MxCy – Carboneto no qual M é o metal (Co, Cr, Fe, Mo, W, entre outros) e x e y representam a quantidade

Nieq - Níquel equivalente

P – Penetração do Revestimento

R – reforço do Revestimento

Ra; Rq – rugosidade linear média e quadrática

sa; SA – sem amanteigamento do substrato

Sa; Sq – rugosidade de área média e quadrática

ST 21 – Stellite 21

ST 6 – Stellite 6

t – tempo (segundos)

U – tensão

UFC - Universidade Federal do Ceará

UFPA - Universidade Federal do Pará

UFU – Universidade Federal de Uberlândia

UnB – Universidade de Brasília

Valim – Velocidade de Alimentação de Arame

Valim_{AF} - Velocidade de Alimentação de Arame Frio/não energizado

Valim_{ER} - Velocidade de Alimentação de Arame Eletrodo

Vsol – Velocidade de Soldagem

α - martensita CCC

γ – Austenita

δ – Ferrita

$\delta\%$ - diluição

ε - Martensita HC

ρ_L – Densidade Linear de Arame

SUMÁRIO

CAPITULO I – INTRODUÇÃO.....	01
1.1 Motivação.....	01
1.2 Objetivos.....	03
1.2.1 <i>Objetivo Geral.....</i>	03
1.2.2 <i>Objetivos Específicos.....</i>	03
1.3 Metodologia Geral.....	03
 CAPITULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	 06
2.1 Turbinas Hidráulicas.....	06
2.2 Erosão por cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis.....	08
2.2.1 <i>Erosão por Cavitação.....</i>	10
2.2.2 <i>Simulação e determinação da perda de massa da erosão por cavitação.....</i>	12
2.3 Reparos das pás de rotores erodidos por cavitação.....	15
2.3.1 <i>Processos de soldagem GMAW/FCAW/ER convencionais</i>	17
2.3.2 <i>Processos especiais de reparo de cavitação.....</i>	17
2.4 Características Metalúrgicas dos Materiais Resistentes a Cavitação.....	18
2.4.1 <i>Ligas Inoxidáveis Austeníticas.....</i>	18
2.4.2 <i>Ligas de cobalto (Stellite's)</i>	21
2.4.3 <i>Transformação de fase induzida por deformação da austenita.....</i>	22
2.4.4 <i>Correlação entre erosão por cavitação, microestrutura e propriedades mecânicas.....</i>	23
2.5 Características da Topografia da Superfície.....	24
2.5.1 <i>Parâmetros Topográficos e Interferometria.....</i>	25
2.6 Técnica de soldagem GMAW com adição de arame frio.....	28
2.6.1 <i>Características da técnica.....</i>	29
2.6.2 <i>Contribuições da técnica.....</i>	31
 CAPITULO III – SELEÇÃO DE MATERIAIS, MÉTODOLOGIAS E ANÁLISES EXPERIMENTAIS.....	 34
3.1 Materiais.....	34
3.1.1 <i>Materiais dos Testes Preliminares.....</i>	34
3.1.2 <i>Materiais dos Revestimentos submetidos a Cavitação.....</i>	35
3.2 Infraestrutura e Equipamentos.....	36
3.2.1 <i>Bancada de Soldagem.....</i>	36

3.2.2 Equipamentos para preparo, avaliações e caracterizações das amostragens.....	38
3.2.3 Bancada Experimental do Ensaio de Perda de Massa.....	39
3.2.4 Equipamentos para Análise Metalúrgica.....	40
3.3 Metodologias Experimentais.....	41
3.3.1 Etapas iniciais.....	41
3.3.2 Confeção dos revestimentos com e sem amantamento.....	42
3.3.3 Retirada e Preparo das Amostras para o Teste de Cavitação.....	44
3.3.4 Medições da Perda de Massa nos Ensaio de Cavitação.....	45
3.4 Características econômicas.....	45
3.5 Ensaio Não Destrutíveis (END)	47
3.5.1 Sanidade dos revestimentos.....	47
3.5.2 Líquido Penetrante.....	47
3.6 Caracterização Geométrica e Macrográfica.....	47
3.7 Análise Química dos Revestimentos.....	49
3.8 Avaliação Microestrutural e Metalúrgica.....	50
3.9 Análise de Microdureza.....	51
3.10 Análise por Difractometria de Raio-X.....	51
3.11 Ensaio de Cavitação.....	52
3.11.1 Perda de Massa.....	52
3.11.2 Caracterização da Superfície e Transformação de Fases.....	52
3.11.3 Topografia da Superfície.....	52
 CAPITULO IV – ADEQUAÇÃO E AJUSTES DE PARAMETROS DE SOLDAGEM	
GMAW-AF.....	53
4.1 Primícias do Trabalho.....	53
4.2 Metodologias Adotada.....	54
4.3 Etapas Iniciais.....	55
4.3.1– Efeito do posicionamento da tocha sobre as características geométricas do revestimento.....	55
4.3.2 - Efeito da variação do ângulo de trabalho sobre a diluição e qualidade dos revestimentos.....	57
4.3.3 – Influência do ângulo de introdução de arame não energizado sobre a qualidade dos revestimentos.....	60
4.3.4 – Efeito da sobreposição dos cordões de soldagem sobre a qualidade do	62

<i>revestimento.....</i>	
<i>4.3.5– Influência da tensão, DBCP e posicionamento da tocha sobre as características econômicas, geométricas e ângulo do reforço dos revestimentos.....</i>	65
<i>4.3.6 – Efeito da velocidade de alimentação de arame não energizado sobre as características dos revestimentos de trabalho.....</i>	76
4.5. Comentários Finais.....	83

CAPITULO V – CONFECÇÃO E ANÁLISE DOS REVESTIMENTOS DE COBALTO E AUSTENÍTICOS POR SOLDAGEM GMAW E GMAW-AF.....	85
5.1 Introdução.....	85
5.2 Confeção dos Revestimentos Resistentes a Cavitação.....	86
5.3 Sanidade Superficial dos Cordões.....	89
<i>5.3.1 Qualidade Superficial do Amanteigamento.....</i>	89
<i>5.3.2 Sanidade Superficial dos Revestimentos.....</i>	90
5.4 Análise Econômica dos Processos de Soldagem Aplicados.....	93
5.5 Caracterização Geométrica dos Revestimentos.....	94
5.6 Análise das Macrografias dos Revestimentos.....	96
5.7 Avaliação das Micrografias Observadas.....	97
<i>5.7.1 Adequação dos Reagentes Químicos.....</i>	97
<i>5.7.2 Análise das Ligas Austeníticas do Tipo ER309LSi/309LSi (Ligas A, B, C, D, E e F)</i>	98
<i>5.7.3 Análise das Ligas de Cobalto do Tipo Stellite 21/CoCrMo (Ligas G, H, I e J)</i>	102
<i>5.7.4 Análise das Ligas de Cobalto do Tipo Stellite 6/CoCrW (L, M, N e O)</i>	106
<i>5.7.5 Análise das Ligas dos revestimentos por MEV-EDS.....</i>	109
5.8 Análise por Microdureza da Secção Transversal dos Revestimentos.....	114
5.9 Avaliação da Superfície dos Revestimentos.....	117
<i>5.9.1 Aspecto Visual e Líquido Penetrante da Superfície após Esmerilhamento.....</i>	117
<i>5.9.2 Retirada das amostras dos Revestimentos.....</i>	119
<i>5.9.3 Análise Química dos Revestimentos.....</i>	120
<i>5.9.4 Análise de Microdureza na Superfície dos Revestimentos.....</i>	121
5.10 Conclusões Parciais.....	123

CAPITULO VI – AVALIAÇÕES DO ENSAIO DE PERDA DE MASSA POR CAVITAÇÃO.....	125
6.1 Introdução.....	125
6.2 Realização dos Testes de Cavitação.....	126

6.3 Avaliações dos Resultados do Ensaio de Perda de Massa.....	127
6.4 Análise de Dureza e Microdureza da Superfície Erodida por Cavitação.....	134
6.5 Análises da Transformação de Fases por DRX.....	137
6.5.1 <i>Ligas de 309LSi (A, B, C, D, E e F)</i>	137
6.5.2 <i>- Ligas de Cobalto (Stellite 21 – G, H, I e J; Stellite 6 – L, M, N e O).....</i>	141
6.6 Análise Macrográfica da Superfície Desgastada.....	145
6.7 Análises por Interferometria do Ensaio de Cavitação.....	147
6.7.1 <i>Análise Topográfica dos Corpos-de-prova Antes do Ensaio de Cavitação.....</i>	147
6.7.2 <i>Análise Topográfica dos Corpos-de-prova Após o Ensaio de Cavitação.....</i>	150
6.8 Análises por MEV-EDS das Superfícies Erodidas por Cavitação.....	159
6.8.1 <i>Análise das amostras representativas antes do ensaio de cavitação.....</i>	159
6.8.2 <i>Análise das amostras após o ensaio de perda de massa.....</i>	163
6.8 Comentários Finais.....	180
 CAPITULO VII – CONCLUSÕES.....	 182
 CAPITULO VIII – TRABALHOS FUTUROS.....	 184
 CAPITULO IX – REFERENCIAS BIBLIOGRAFIAS.....	 186
 ANEXOS.....	 202
 APÊNDICES.....	 212
 AGRADECIMENTOS.....	 228

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

A demanda de energia elétrica no Brasil, ao longo da década deverá crescer a uma taxa média de 4,8% ao ano, saindo de um patamar de consumo total de 456,5 mil gigawatts-hora (GWh) no ano de 2010 para 730,1 mil GWh até 2020. As estimativas constam na Nota Técnica “Projeção da demanda de energia elétrica para os próximos 10 anos”, produzida pela Empresa de Pesquisa Energética – EPE (MACHADO, 2011) e pela Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL, 2011). As unidades hidráulicas as quais compõem as usinas hidroelétricas, são geralmente equipamentos de grande porte e seus rotores são constituídos de aço ao carbono, podendo apresentar mais de 9 m de diâmetro e massa de até 300 toneladas, sendo equipamentos que apresentam uma elevada tensão de escoamento e tenacidade. (BONACORSO, 2004).

O fenômeno da cavitação, para Okada et al., (1995), Kumar e Saini (2010) e Laguna-Camacho (2013), refere-se a formação e colapso de bolhas de vapor em um fluido no qual à redução localizada da pressão, danifica a superfície do material, fragiliza e causa a perda de massa. A erosão por cavitação afeta seriamente a operação de equipamentos hidráulicos como turbinas, válvulas, bombas e propulsores de navios, entre outros (SANTA et al., 2011; PARK et al., 2011). Hattori e Mikami (2009) informam para o caso de hidroturbinas, a erosão por cavitação promove a formação de cavidades ou covas na superfície, resultando na perda de massa do componente ou do material base, promovendo modificações no perfil hidráulico, e a eficiência de uma turbina é altamente dependente de seu perfil geométrico. Bonacorso (2004) afirma que apesar dos significantes avanços tecnológicos na área de projetos de turbinas hidráulicas, não se consegue evitar em 100% os casos da erosão provocada pelo fenômeno da cavitação.

A recuperação das regiões de componentes hidráulicos desgastados e/ou erodidos normalmente é feita com a deposição de material por soldagem a arco, sendo utilizada a deposição de ligas inoxidáveis de maior resistência ao desgaste, já que outros fenômenos de fragilização dos materiais agem como um acelerador da erosão provocada pela cavitação. Ligas a base de cobalto, cromo, níquel, molibdênio, titânio, ou combinações desses e outros elementos auxiliam ou proporcionam a alta resistência ao desgaste e podem ser utilizadas de acordo com o processo de deposição a ser adotado (DESALE et al., 2009; WILL et al., 2010; ROMO, et al., 2011).

Entre os mais variados elementos de liga e combinações entre eles, as ligas a base de cobalto são conhecidas por apresentarem maior resistência ao desgaste erosivo decorrente da cavitação, além da elevada dureza e resistência à corrosão. O alto teor deste elemento proporciona ao material uma transformação de fase de austenita para martensita, em função do mecanismo de deformação da microestrutura (SANTA et al., 2011). As propriedades mecânicas destas ligas dependem da composição química, microestrutura e processos de fabricação. Entre as variadas ligas de cobalto comerciais, as ligas “Stellite” são amplamente utilizadas na indústria. Segundo Jeshvaghani et al., (2011), nestas ligas a combinação a outros elementos como ao Cr (cromo), Mo (molibdênio), W (tungstênio), e outros, resultam características especiais como aumento da resistência à corrosão, desgastes erosivos, altas temperaturas decorrente da formação de carbonetos e fases intermetálicas.

Vários são os processos pelos quais podem ser aplicados para os revestimentos por soldagem a arco de regiões erodidas por cavitação, os principais são: o eletrodo revestido, o GMAW (*Gas Metals Arc Welding*) e o FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) para a utilização de aço inox sobre um aço fundido (ROMO, et al., 2011; RAO, et al., 2011). Conforme Silva et al., (2010), Cabral et al., (2011) e Junior et al., (2011), a proposta da soldagem GMAW-CW com adição de arame frio, é uma alternativa técnica, econômica e metalúrgica em relação às soldagens convencionais e outras técnicas aplicadas, isto deve-se a técnica utilizar apenas um equipamento convencional com um cabeçote extra a fim de auxiliar na alimentação do arame não energizado conjugado à tocha de soldagem, podendo ser utilizado nos modos automático e semiautomático para aplicações em campo. Cabral et al., (2011) e Silva et al., (2011), apontam a boa qualidade dos depósitos e a fácil montagem e manuseio do equipamento, e do ponto de vista metalúrgico há uma possibilidade de obtenção de novas ligas a partir de ligas comerciais as quais podem ser de grande contribuição na confecção dos revestimentos resistentes ao desgaste erosivo por cavitação.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Avaliar a técnica de soldagem GMAW com e sem adição de arame frio na confecção de revestimento resistente ao desgaste por cavitação e seus aspectos metalúrgicos de ligas de cobalto e de aço inoxidável austenítico com e sem misturas entre as ligas utilizadas.

1.2.2 Objetivos Específicos

De forma específica, pretende-se:

- Analisar a técnica de aplicação de revestimento pelo processo GMAW com adição de arame frio quanto à qualidade do depósito obtido;
- Obter vários revestimentos misturando as ligas de cobalto com as de aço inoxidável austenítico através do processo GMAW com arame frio;
- Analisar a microestrutura formada nos revestimentos (caracterização microestrutural) de forma a identificar as fases presentes com as misturas das ligas;
- Avaliar a resistência ao desgaste das ligas obtidas no revestimento através do ensaio de perda de massa por cavitação;
- Relacionar a resistência ao desgaste por cavitação das ligas com a microestrutura, microdureza, mudanças de fases, composição química do revestimento e análise da superfície.

1.3 Metodologia Geral

Uma metodologia geral foi elaborada e apresentada, com a finalidade de orientar o trabalho de pesquisa. Primeiramente foi realizada a preparação da bancada de soldagem para a confecção dos revestimentos e ajustes dos parâmetros dos processos. Nesse caso, utilizou-se a infraestrutura do laboratório de soldagem da Universidade Federal de Uberlândia (LAPROSOLDA-UFU) que disponibilizou a fonte do tipo Inversal 300 multiprocessos, sistema robótico para movimentação da tocha, o sistema de monitoramento de sinais de tensão e corrente, alimentadores de arame e outros equipamentos e acessórios necessários ao desenvolvimento do trabalho. As análises e alguns testes foram realizados em outros laboratórios em função da disponibilidade de seus equipamentos na própria Faculdade de Engenharia Mecânica (FEMEC-UFU) e em outras instituições e centros de pesquisa.

A proposta metodológica desta pesquisa consiste em avaliar e/ou analisar a qualidade dos revestimentos confeccionados pela técnica de soldagem GMAW-AF com adição de arame frio de ligas austenítica e ligas de cobalto resistente ao desgaste erosivo por cavitação através de testes, ensaios e análises dos materiais nas regiões da secção transversal e na superfície. Para tal se propões as seguintes etapas:

- a) Revisão bibliográfica sobre o fenômeno de desgaste em pás de turbinas hidráulicas, bem como as características do deste equipamento, qualidade metalúrgica das fases e microestruturas de ligas austeníticas e ligas de cobalto e seu efeito sobre a resistência a cavitação. Apresentar a técnica de soldagem GMAW/FCAW com adição de arame frio e suas características a contribuir à pesquisa;
- b) Preparação da bancada de soldagem e seleção dos consumíveis para a realização dos testes de adequação e ajustes dos parâmetros de soldagem, para a confecção dos revestimentos pela técnica GMAW-AF e seleção dos parâmetros de influência para início e desenvolvimento dos testes;
- c) Realização dos testes de adequação a partir de dados da literatura, e ajustes dos parâmetros de influência com a caracterização geométrica, macrografias, sanidade superficial, entre outros, para a avaliação da qualidade dos revestimentos;
- d) Repetição os melhores resultados dos testes de ajustes dos parâmetros de soldagem e caracterização microestruturas;
- e) Preparo das placas de testes e metodologia experimental de confecção dos revestimentos;
- f) Preparo de determinadas placas com amanteigamento e usinagem por esmerilhamento para receber o revestimento de cobalto conforme abordado no item anterior;
- g) Readequação dos parâmetros de soldagem determinados nos testes iniciais aos consumíveis de cobalto na confecção dos revestimentos;
- h) Deposição dos cordões de soldagem para confecção dos revestimentos e monitoramento dos sinais de corrente e tensão. Realização de procedimentos de medições de massa para caracterização econômica dos processos;
- i) Retirada de amostras a serem realizadas a caracterização geométrica e microdureza na secção transversal dos revestimentos;
- j) Usinagem dos revestimentos por esmerilhamento da superfície e realização da sanidade e avaliação por liquido penetrante para qualificação;
- l) Seleção dos ensaios a serem realizados e retirados das amostras;
- m) Caracterização microestrutural e análise de fases presentes na superfície e secção transversal dos revestimentos por MO (microscopia óptica), MEV-EDS (Microscopia

Eletrônica de Varredura – Espectrometria de Energia Dispersiva) e DRX (Difratômetro de Raio-X) para identificação dos microconstituintes das estruturas cristalinas;

n) Avaliação da microdureza na secção transversal dos revestimentos;

o) Avaliação da resistência ao desgaste por cavitação pela técnica de perda de massa em gerador ultrassônico pelo método indireto segundo a norma ASTM G32;

p) Analisar o efeito da perda de massa sobre a rugosidade e topografia da superfície;

q) Estudar o efeito da resistência ao desgaste erosivo por cavitação sobre as características da microestrutura e o efeito da transformação de fases no final do teste;

r) Avaliar o efeito da composição química e correlacionar a característica metalúrgica da transformação de fases por MEV-EDS e DRX;

s) Correlacionar os resultados das características da técnica de soldagem GMAW-CW aos efeitos metalúrgicos sobre a resistência a cavitação e apresentar uma análise econômica que contribua na aplicação de campo.

Conforme as etapas apresentadas, a Figura 1.1 descreve a metodologia adotada para a realização da confecção dos revestimentos pela técnica GMAW-CW e posterior ao ensaio de perda de massa e análise, entre outros.

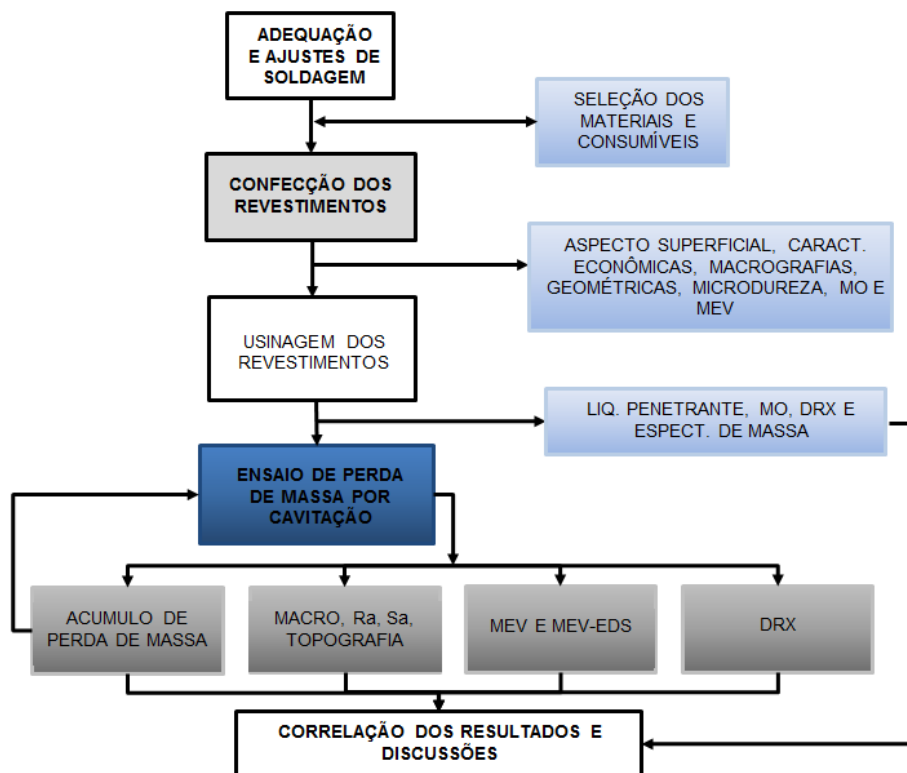


Figura 1.1 – Metodologia geral adotada para a realização do trabalho

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 Turbinas Hidráulicas

Turbinas hidráulicas são máquinas transformadoras de energia disponível em energia mecânica na forma de rotação em meio fluido. São consideradas hidráulicas as turbinas que utilizam a água como fluido gerando energia mecânica como é o caso das turbinas do tipo Francis, Pelton e Kaplan, apresentadas nas Figuras 2.1(a), 2.1(b) e 2.1(c), respectivamente, as quais são utilizadas para gerar energia elétrica (MUSARDO, 2006; FERRENO et al., 2010). E podem ser classificadas em duas categorias: de ação ou de reação. Kumar e Saini (2010) e Muller (2010) explicam que nas de ação, a energia hidráulica disponível é transformada em energia cinética para depois incidir nas pás do rotor para transformar-se em energia mecânica ocorrendo à pressão atmosférica, é o caso das turbinas tipo Pelton [Figura 2.1(b)]. Já as turbinas de reação, representadas pelas Francis e Kaplan, Figura 2.1(a) e Figura 2.1(c), o rotor é completamente submerso na água que com o escoamento rotaciona a turbina gerando energia, e ocorre uma diminuição de pressão e de velocidade entre a entrada e a saída do rotor.



Figura 2.1 - Exemplos de diferentes tipos de rotores usados em turbinas hidráulicas. Em (a) tipo Francis, em (b) tipo Pelton e (c) tipo Kaplan. (MULLER, 2010 e GEORGIEVICH, 2012)

Entre esses tipos de turbinas, as do tipo Francis são de escoamento radial (lento e normal) e/ou escoamento misto (rápido) (SAEED et al., 2010). Elas operam sob médias quedas e médias vazões, sendo o controle da vazão realizado no distribuidor ou no sistema de pás móveis, e o rotor dessa turbina tem uma alta eficiência de operação (em torno de 90%) em várias faixas de alturas e vazões (GONÇALVES, 2007).

Estas turbinas receberam o nome do engenheiro inglês James Bicheno FRANCIS (1812-1892) que as idealizou em meados do século XIX em instalações hidrelétricas nos EUA. Desde sua primeira concepção muitos aperfeiçoamentos foram feitos, em termos hidráulicos, mecânicos e de instalação, de forma a atingir seus melhores valores de rendimento para quedas entre 10 e até 200 metros, portanto um dos mais versáteis modelos. O rotor desta turbina, ou a turbina propriamente dita, se divide em três partes, sendo estes: cubo na parte superior, a cinta na parte inferior e as pás que são ligadas por soldagem entre a cinta e o cubo conforme apresentado nas Figuras 2.2(a) e 2.2(b) do perfil da turbina e de uma das pás (HACKER, 2011).

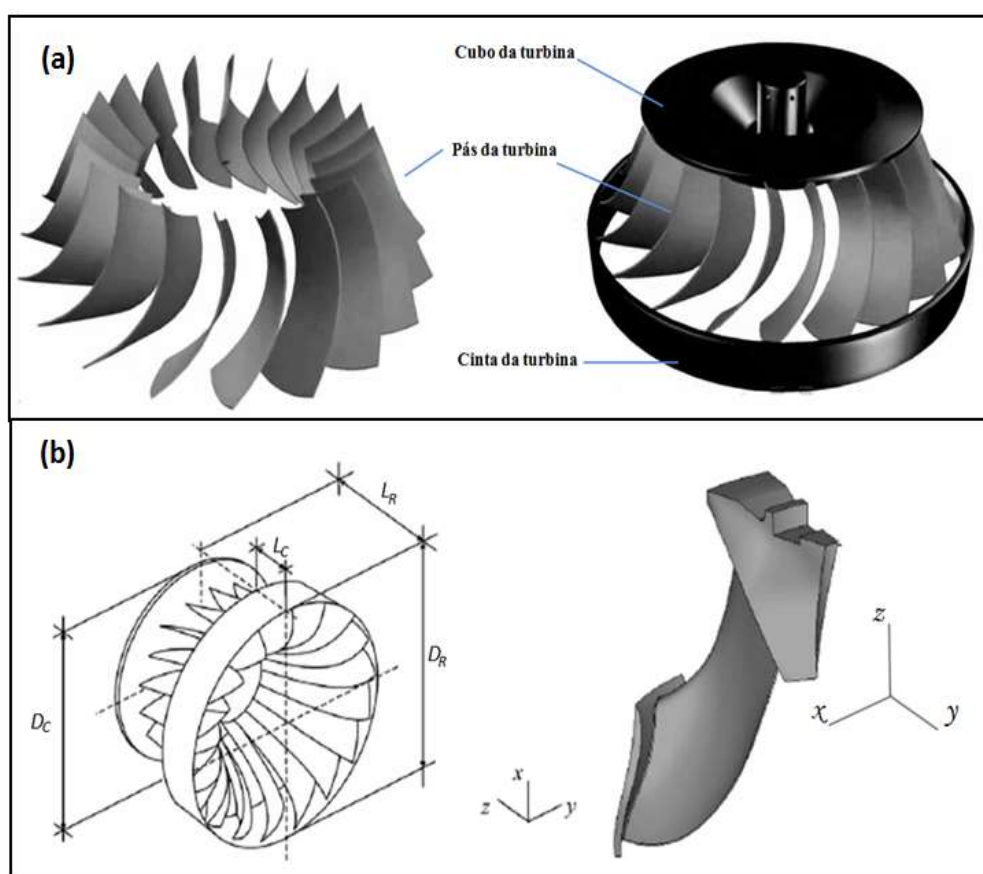


Figura 2.2 – Modelos esquemáticos das geometrias de uma turbina Francis: (a) componentes bases e (b) geometria da turbina (D_C = diâmetro do cubo; D_R = diâmetro do rotor; L_R = largura do rotor e L_C = largura da cinta; e um setor de uma pá (LIANG et al., 2007)

Segundo Gonçalves (2007), essas turbinas são geralmente desenvolvidas para ter uma vida útil com cerca de 60 anos e durante este período, ocorrem paradas para manutenção preventiva, preditiva e paradas forçadas, devido a circunstâncias previstas ou não, podendo vir gerar altos custos.

Essas turbinas são confeccionadas geralmente por dois tipos de materiais. As antigas foram construídas de aços carbono-manganês C-Mn fundidos de qualidade estrutural e revestidas por um aço inoxidável austenítico nas regiões de maior susceptibilidade à erosão por cavitação (VAZ, 2004). Para Strobel (2005) e Santa et al., (2011), as outras são produzidas inteiramente de ligas de aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) que vem substituindo as antigas. Estas apresentam melhorias das propriedades mecânicas e estruturais, além de elevada resistência ao desgaste. No entanto, este material é susceptível a formação de trincas devido a elevada dureza, enquanto que as de C-Mn sofrem pelo fenômeno de cavitação (HENKE et al., 1998; SANTA et al., 2009 e SINGH et al., 2011).

A utilização de turbinas de C-Mn frente as atuais AIMM apresentam vários fatores:

1º - Fator econômico – muitas indústrias não trocam essas turbinas C-Mn devido as AIMM serem de auto custo de construção e material;

2º - Fator de custos de manutenção – essas turbinas C-Mn são de baixo custo de manutenção, pois sofrem desgaste da superfície e este material é substituído por soldagem a arco sem a necessidade de remoção do rotor;

3º - Fator operacional – sendo utilizadas desde o início da revolução industrial, ainda são utilizadas com ciclos de trabalhos controlados, com parada para manutenção programada. Estas operam em sua máxima eficiência igualmente as novas de AIMM;

4º - Fator metalúrgico – as C-Mn são materiais estruturais e são revestidas por um aço inoxidável (austenítico de alto Cr e Ni) nas regiões susceptíveis ao desgaste com possíveis tratamentos da superfície para refino das microestruturas e aumento da resistência aos desgastes. No entanto, os AIMM são materiais de aço martensítico de alta resistência ao desgaste por cavitação, mas susceptíveis a fissura por trincas ou microtrincas provocadas por tensões.

2.2 Erosão por cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis

Predizer o risco do desgaste em materiais metálicos é uma tarefa importante, sendo os fatores de influência como temperatura, deformações plástica e elástica, utilização,

topografia da superfície, material, propriedades metalúrgicas e composição química, tudo contribuem ao complexo de condições de influência (PADHY; SAINI, 2007; ANDERSSON et al., 2011). Uma série de danos ocorrem nessas turbinas hidráulicas, devido trabalharem em contato com a água e com partículas sólidas e deslocando sobre essas continuamente uma alta pressão. Segundo Chattopadhyay (1993) e Prado (2004), os mais comuns são os desgastes erosivos provocados pela erosão por cavitação, e o aparecimento de trincas em regiões da turbina onde há concentração de tensões, além de outros, como corrosão e abrasão e/ou associações desses fenômenos acelera o processo de desgaste, como dos exemplos apresentado na Figura 2.3.

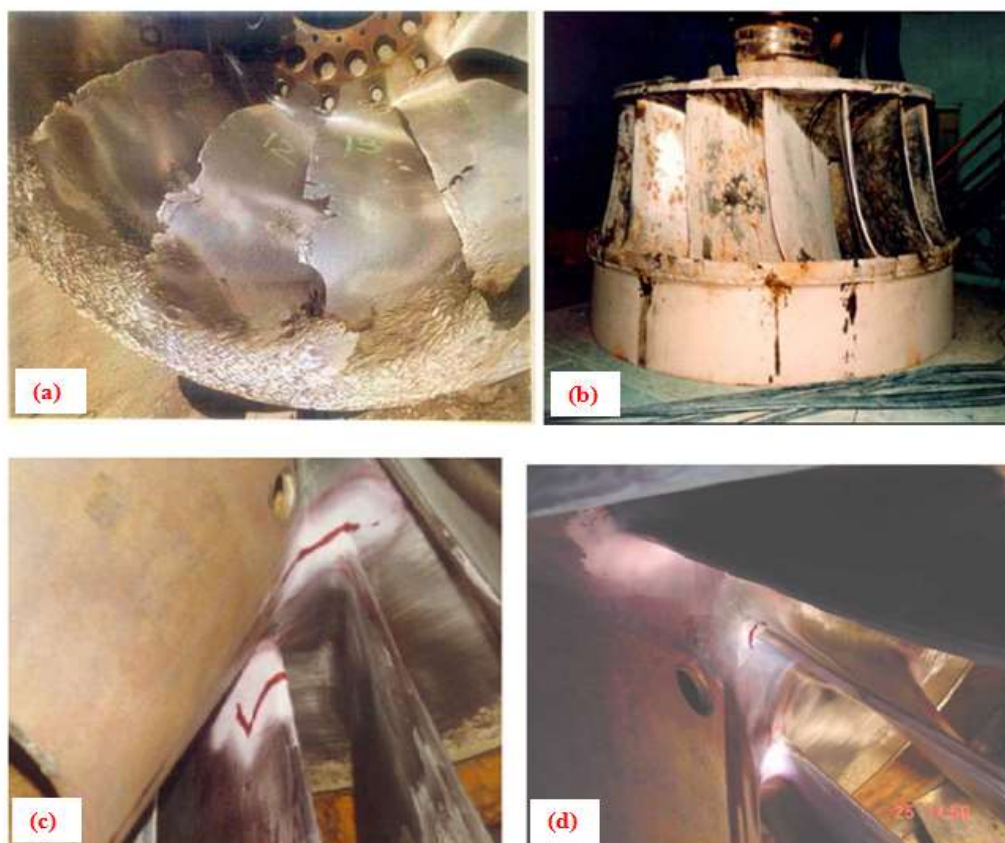


Figura 2.3 – Turbinas tipo Francis apresentando falhas erosivas por cavitação e/ou corrosão (a) palhetas desgastada, (b) turbina inteira, (c) e (d) em pontos de tensões (SAEED et al., 2010)

Segundo a ASM (1992), as turbo-máquinas tais como, a bomba e/ou turbinas são suscetíveis à perda de material da superfície de componentes por quatro mecanismos básicos – No Anexo I, são mostrados os princípios dos principais desgastes:

- *Corrosão* que acarreta pites ou a formação de camadas superficiais de produtos da corrosão sujeitos a posterior remoção;

- *Fricção ou deslizamento* de desgaste ou fadiga em mancais de superfície estreita ocorrendo folgas entre partes fixas e rotativas ou componentes deslizantes;
- *Erosão* é causada por partículas sólidas presente no fluxo incidente nas superfícies formando um “caminho de fluxo” ou remoção de massa do material;
- *Erosão por cavitação* é causada pela alta frequência do fluxo líquido formando bolhas abaixo da pressão de vapor as quais entram em colapso na superfície provocando o dano por impacto e arranque de massa formando as cavidades.

2.2.1 Erosão por Cavitação

A cavitação é o fenômeno de formação e colapso de bolhas de vapor em um fluido, geralmente devido a redução localizada da pressão. O colapso das bolhas de vapor produz pressões extremamente elevadas e frequentemente causam a fragilização e perda de massa, como apresentado na Figura 2.4 dos modelos ilustrativos da formação, colapso e modelo de aceleração do dano (OKADA et al., 1994; KRELLA et al., 2006; LI, 2006; PARK et al., 2011).

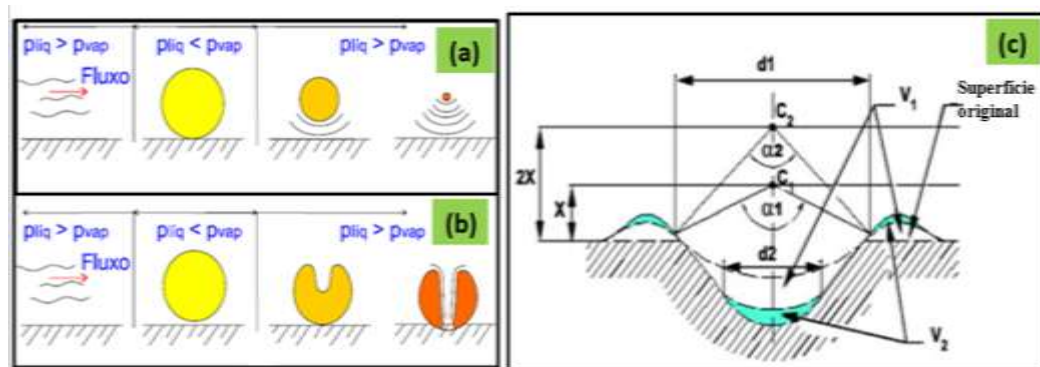


Figura 2.4 - Modelo Característico do processo de formação e colapso de uma bolha, onde (a) colapso produzindo uma onda de choque e (b) colapso produzindo um microjato (WILL, 2008), (c) Modelo de onda-guia para aceleração de dano (C_1 : ponto de colapso de bolha que causa cratera inicial, C_2 : ponto de colapso de segunda bolha capaz de aumentar cratera através de efeito de onda-guia, V_1 : volume deslocado por colapso de inicial às C_1 , V_2 : volume deslocado por mais recente colapso a C_2 , α_1 : Ângulo sólido de primeira onda de pressão de colapso de bolha que causa cratera inicial, α_2 : Sólido ângulo de segunda onda de pressão de colapso de segunda bolha (HUTLI et al., 2008).

A erosão por cavitação em turbinas hidráulicas é o efeito mais indesejável, nocivo, e responsável por grandes perdas e danos para o setor elétrico brasileiro. Com o objetivo de evitar essas erosões severas, sempre que possível os limites operacionais das unidades geradoras são limitados. Como já mencionamos anteriormente, o fenômeno de erosão por cavitação é baseado na interação entre o fluido e uma superfície sólida. As altas pressões, e ondas de choques, geradas por implosões de estruturas de vapor, são responsáveis pelos

danos causados nas superfícies metálicas. O estudo do fenômeno de erosão é bastante complexo pelo fato de envolver o comportamento hidrodinâmico dos fluxos cavitantes, especialmente as fases de implosão das estruturas de vapor e o comportamento do material com relação aos impactos repetitivos oriundos da cavitação (CALAINHO et al., 1999; MUSARDO, 2006;).

Nas turbinas hidráulicas geradoras de energia, a erosão dos contornos de rotores, vibrações, ruídos, a diminuição da eficiência das turbinas hidráulicas e sua queda de potência por perda de massa são danos causados pelo efeito da cavitação (KUMAR; SAINI, 2010; ESPITIA; TORO, 2010). Existem diferentes tipos de cavitação que ocorrem nas turbinas do tipo Francis, presentes nas Figuras 2.5(A) e 2.5(B), as principais são:

- *Cavitação fixada*: a qual consiste basicamente da formação, crescimento e enchimento de uma cavidade de vapor, que posteriormente é interrompida por um fluxo reentrante, e deslocada para a jusante, para regiões de pressões mais elevadas, onde é implodida violentamente, provocando ondas de choques e concentrações de altas pressões. Este tipo de cavitação é detentora de um poder destruidor considerável;

- *Cavitação por vórtice*: que se desenvolve normalmente em regiões de altas tensões cisalhantes, onde ocorre a formação de vórtices. Nos vórtices a pressão absoluta decresce no centro para valores próximos aos da pressão de vapor. Estes vórtices são normalmente desenvolvidos nas extremidades das pás rotoras de turbinas (tipo cavitação por vortex), nas camadas cisalhantes de jatos submersos, na extensão do cone dos rotores (principalmente em turbinas Francis) e nas passagens do fluxo entre as pás. Este tipo de cavitação é responsável por uma erosão bastante extensiva do perfil hidráulico, além de vibração e ruído intensos;

- *Cavitação por bolhas*: ocorre em consequência do ciclo da bolha, originado devido aos gradientes de pressão e a existência de núcleos contidos nos fluidos.

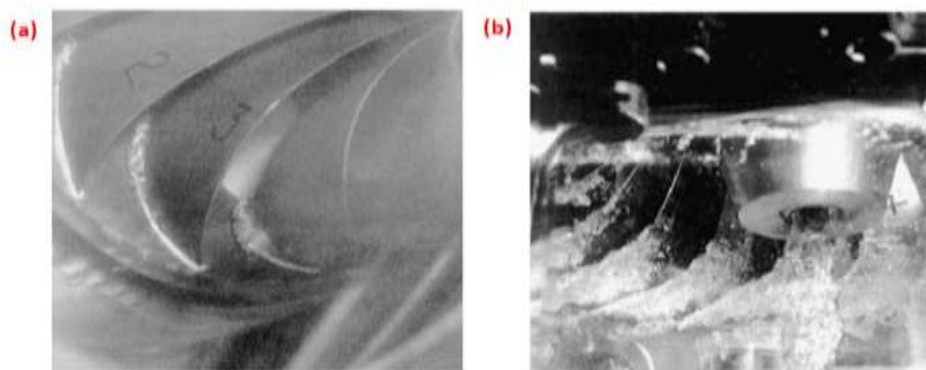


Figura 2.5(A) – Alguns outros diferentes tipos de cavitação em turbinas Francis: (a) a cavitação de ponta, (b) bolha móvel de cavitação (KUMAR; SAINI, 2010)

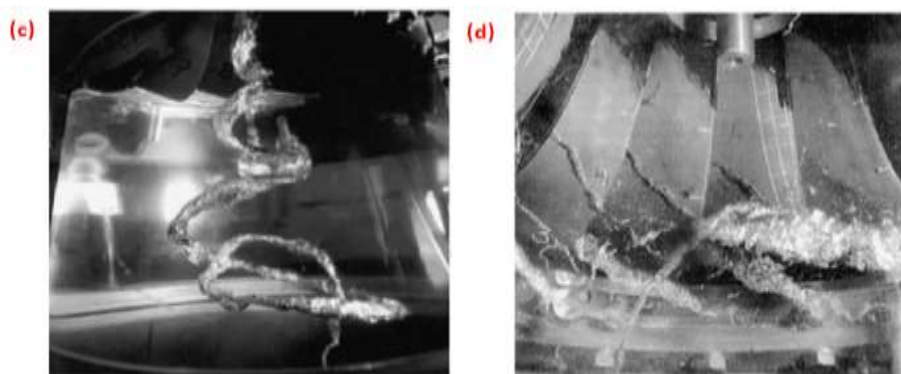


Figura 2.5(B) – Alguns outros diferentes tipos de cavitação em turbinas Francis: (c) redemoinho de projeção de tubo e (d) vórtice de cavitação entre as pás (KUMAR; SAINI, 2010)

Infelizmente, a cavitação é um processo inerente ao trabalho de turbinas hidráulicas, não podendo ser evitado, porém existem maneiras de minimizá-la em função de alguns fatores como, por exemplo, o acabamento superficial dos perfis dos rotores, dessa forma, quanto melhor for este acabamento, menos suscetível aos danos da cavitação estará o perfil. Sendo assim, com o colapso das bolhas sobre a superfície do metal, esta vai se deformando plasticamente com uma taxa de aumento uniforme na rugosidade superficial (CHIU et al., 2005; KHURANA et al., 2012). Em testes vibratórios, o dano causado pela cavitação é monitorado pelo número de crateras produzidas por unidade de tempo avaliação e pela rugosidade da superfície, ou mais comumente, pela perda de massa em função do tempo. (MARQUES, 1998 e LIANG et al., 2011).

2.2.2 Simulação e determinação da perda de massa da erosão por cavitação

Chiu et al., (2005), Payri et al., (2009) e Romo et al., (2011), na revisão de seus trabalhos observaram que a resistência à erosão por cavitação de um material, geralmente pode ser determinada por simulação da perda de massa em laboratório, utilizando um aparelho de ultrassons vibratórios em condições controladas, e a resistência do material é observada em termos de duas grandezas, o período de incubação nominal e o máximo ou taxa de erosão em determinados periodos de submissão das amostra ao ensaio.

A ASTM (*American Society for Testing and Materials*) recomenda um procedimento de ensaio padrão, utilizando um dispositivo capaz de produzir vibração ultrassônica para induzir a ocorrência do fenômeno da cavitação, com o objetivo de avaliar a resistência ao dano cavitacional por perda de materiais. Segundo Boccanera et al., (2008), Boccanera et al., (2010) e Brunatto et al., (2012), este procedimento foi elaborado para padronizar a realização do ensaio e permitir o controle de qualidade dos resultados obtidos para diversos

tipos de materiais. A Figura 2.6 mostra esquematicamente o dispositivo utilizado na realização do ensaio conforme a norma em duas metodologias de simulação do fenômeno, direta e indireta. Sendo o método direto, o de maior perda de massa, pois ele gera as bolhas e estas implodem em sua superfície. Já no indireto, as bolhas são geradas pela ponteira de sacrifício o qual a impulsiona sobre o corpo de prova a uma determinada distância.

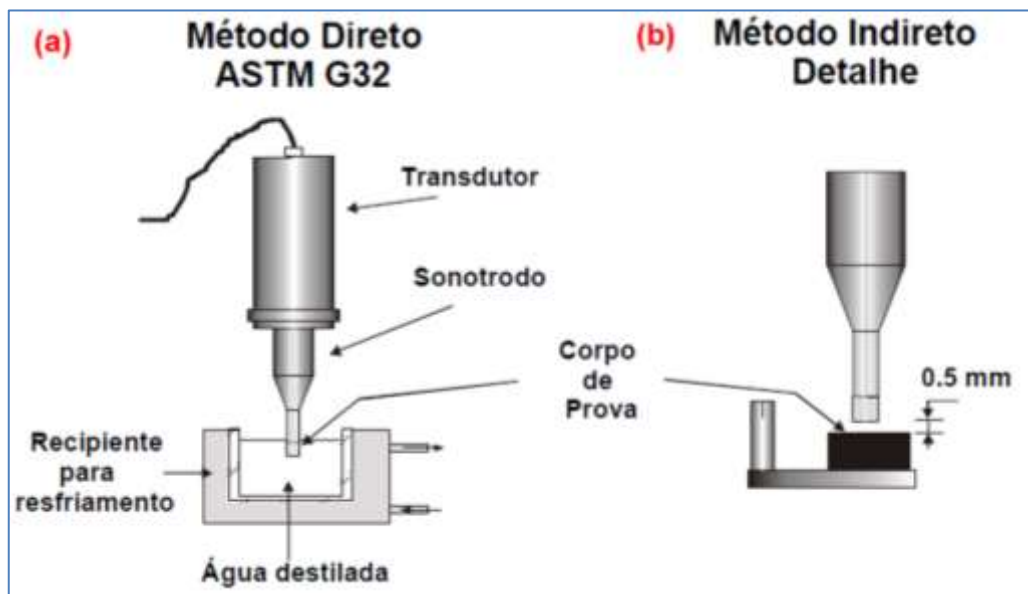


Figura 2.6 – Esquemas representativos do equipamento de simulação da perda de massa por cavitação em duas disposições: a) método direto e b) método indireto (adaptado de BOCCANERA et al., 2008)

O corpo de prova do material a ser ensaiado é imerso em água destilada à temperatura controlada, e submetido a vibração ultrassônica em intervalos de tempo pré-estabelecidos (OKADA et al., 1994; LO et al., 2003). Este intervalo de tempo varia em função da resistência à cavitação do material, e deve ser estabelecido de tal maneira a se obter uma curva da perda de massa acumulada por tempo de ensaio com razoável precisão. Ao final de cada intervalo, o corpo de prova é pesado em uma balança com precisão para determinar a perda de massa. O ensaio é finalizado após a taxa de erosão da perda de massa atingir seu máximo e começar a diminuir ou se manter em média constante (HATTORI; ISHIKURA, 2010; ESPITIA; TORO, 2010 e PARK et al., 2011).

Pela norma (ASTM G32) com modelagem matemática na pesquisa de Kamiri e Leo (1987), o processo erosivo por cavitação pelo tempo, pelo qual o material é submetido ao ensaio apresenta geralmente quatro períodos ou estágios distintos, como indicado na Figura 2.7 e são caracterizadas por:

a) Incubação - tempo o qual modificações no aspecto superficial (micro deformações) tomam lugar sem uma significativa ocorrência de perda de massa (taxa erosiva nula ou

desprezível), quantitativamente é definido como a intercessão no eixo de tempo, de uma linha tangente à máxima inclinação da curva de perda de material em função do tempo;

b) Aceleração - o material previamente deformado, ao continuar absorvendo energia de impacto dos colapsos, origina microtrincas e começa a apresentar um processo gradual de perda de massa em função do tempo;

c) Máxima taxa erosiva - é o processo de perda de massa em função do tempo que atinge o seu máximo e permanece constante;

d) Atenuação - etapa posterior ao ponto de máxima taxa erosiva. A rugosidade característica desta etapa absorve parte da energia de impacto, provocando uma queda na taxa erosiva;

e) Estabilidade - nesta etapa a taxa erosiva torna-se quase constante (regime permanente).

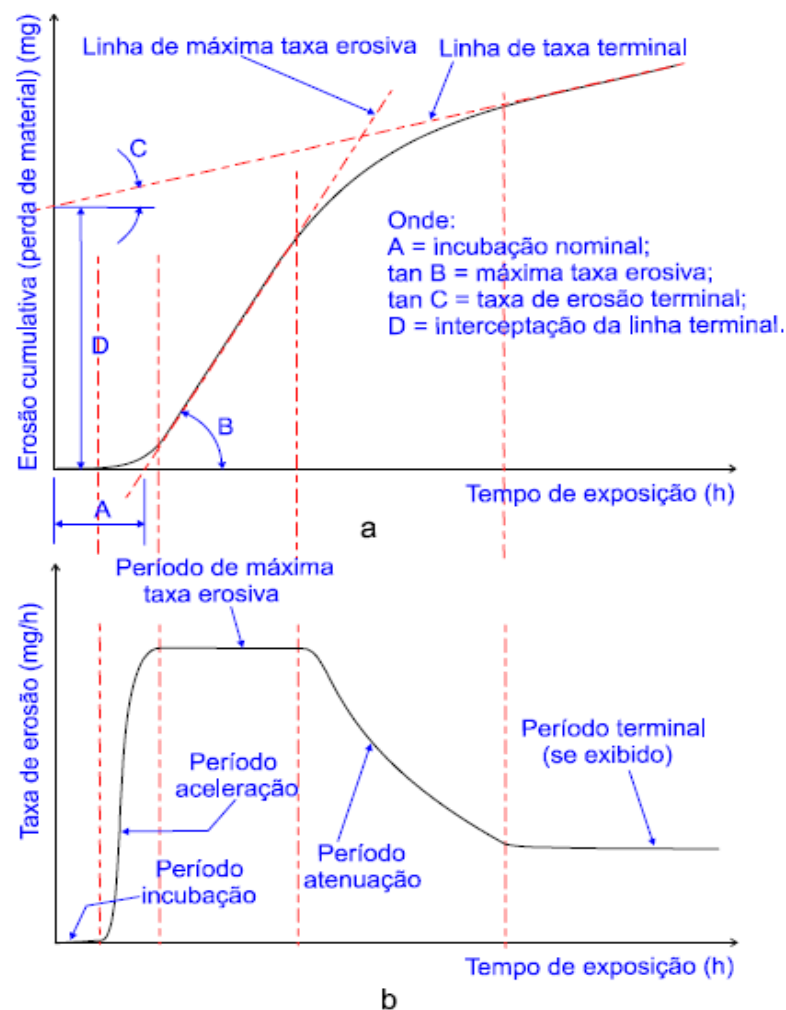


Figura 2.7 - Curvas características da evolução da perda de massa, onde (a) são os parâmetros para representação da taxa de erosão acumulativa e em (b) é a taxa erosiva instantânea (adaptado de ASTM G32, *apud* Barra, 1998)

Na Figura 2.8 são mostrados os perfis de perda de massa de substratos e metais de adição mais comuns para confecção de revestimentos de proteção de turbinas hidráulicas, esses perfis são realizados a partir da técnica do ensaio de cavitação em laboratório conforme a norma G32 (VAZ, 2004). Marques e Trevisan (1998) e Ribeiro et al., (2010) observaram que o perfil do gráfico de acúmulo de perda de massa esta em função com o tipo de material da superfície a ser submetida ao desgaste erosivo por cavitação.

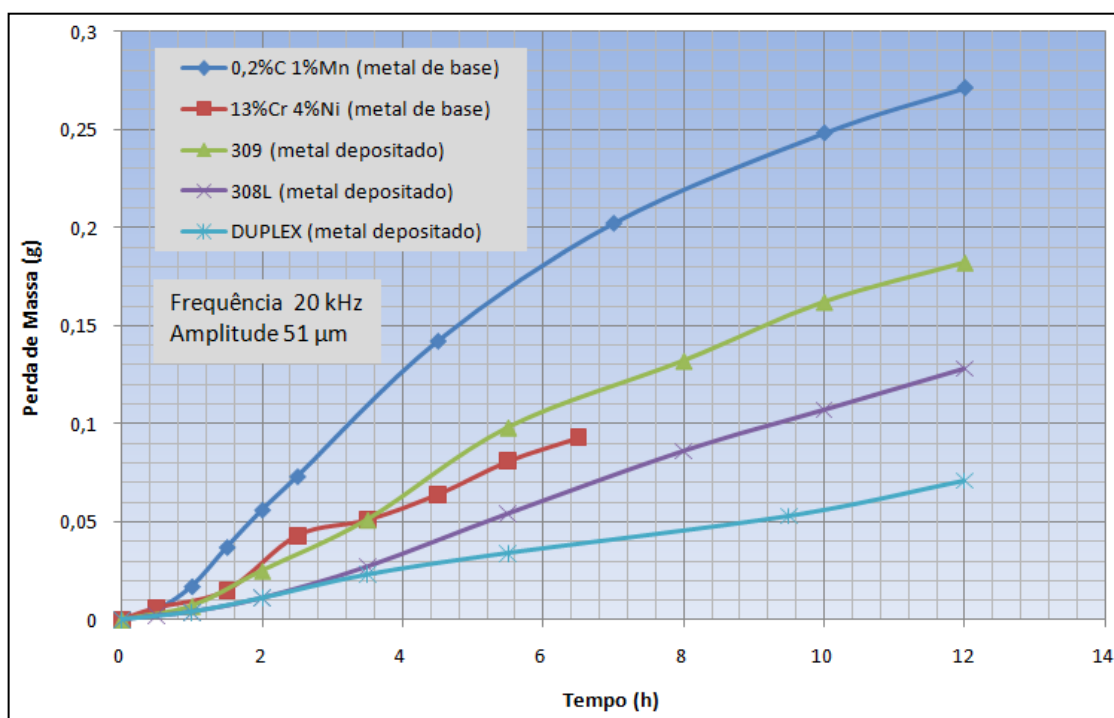


Figura 2.8 - Desempenho de materiais empregados na construção de turbinas hidráulicas com relação ao dano por cavitação (adaptado de AKTHAR, 1986, *apud* VAZ, 2004)

2.3 Reparos das pás de rotores erodidos por cavitação

Ji et al., (2010) e Pukaszewicz et al., (2006) afirmam em relação o reparo dos rotores os quais são feitos principalmente devido à ocorrência da erosão por cavitação e pelo surgimento de trincas por fadiga, além do eventual reparo de possíveis defeitos de fundição durante a fabricação. Embora as trincas por fadiga sejam vistas com maior preocupação quanto aos danos causados por cavitação, Santa et al., (2011) e Kumar et al., (2005) comentam que este último é frequentemente a causa da parada programada, uma vez que muda o perfil hidrodinâmico do equipamento. Para Romo et al., (2011) e Desale et al., (2009), o fenômeno de erosão por cavitação é basicamente entendido; o termo erosão por

cavitação é uma combinação de dois fenômenos físicos, cavitação e desgaste erosivo que afetam diretamente os equipamentos de turbinas hidráulicas.

De acordo com Bonacorso, (2004), Espitia e Toro, (2010), Natsume et al., (2011) e Santa et al., (2011), a recuperação das regiões desgastadas são realizadas pela deposição de material por soldagem (Figura 2.9). Ainda comentam que normalmente estas superfícies possuem geometria complexas e localizam-se em posições bastante desfavoráveis à soldagem, tanto do ponto de vista de conforto para o soldador, como de adesão do metal fundido em transferência do eletrodo à superfície da turbina. Quantidades expressivas de ligas especiais, de aço inoxidável, são depositadas nas regiões erodidas com o objetivo de recompor o perfil original das pás do rotor.

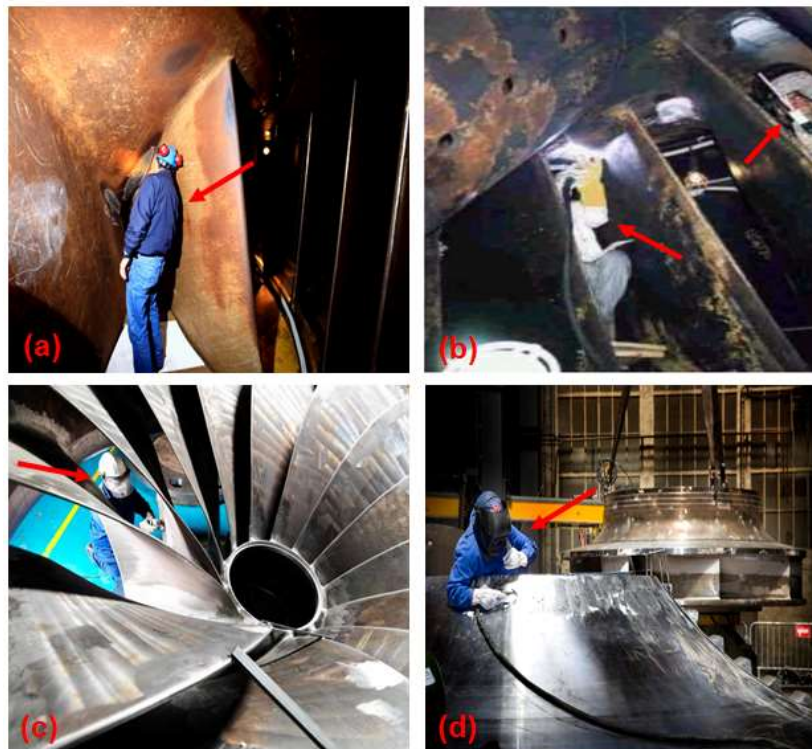


Figura 2.9 – Soldadores nas turbinas onde se ver pelas setas estão: (a) inspecionando, (b) soldando, (c) usinando e (d) soldando o cubo da turbina (BONACORSO, 2004; ALSTOM, 2010)

As recuperações das regiões erodidas por cavitação são realizadas pela deposição de material por soldagem. Normalmente estas superfícies possuem geometria complexas e localizam-se em posições bastante desfavoráveis à soldagem, tanto do ponto de vista de conforto para o soldador, como de adesão do metal fundido em transferência do eletrodo à superfície da turbina. Bonacorso (2004) e Santa et al., (2011) observaram que as

quantidades expressivas de ligas especiais, de aço inoxidável, são depositadas nas regiões erodidas com o objetivo de recompor o perfil original das pás do rotor.

2.3.1 Processos de soldagem GMAW/FCAW/ER convencionais

Para Aloraier et al., (2006), a soldagem de reparo na indústria é realizada 50% através de sobreposição de cordões devido à sua praticidade, no entanto, o desenvolvimento de soldagem automatizada permite o uso de diferentes porcentagens de sobreposições entre os cordões de solda. Cardoso et al., (2003) e Kumar e Saini, (2010) ressaltam que as severas condições de funcionamento desses equipamentos acarretam além da cavitação, o aparecimento de trincas. O reparo tanto das trincas como das regiões cavitadas são realizados por meio da soldagem a arco elétrico, principalmente pelos processos GMAW com arame sólido ou tubular, devido à elevada taxa de deposição e a qualidade da junta soldada.

Hattori e Mikami, (2009), Park et al., (2011), Santa et al., (2011) e Rao et al., (2011), verificaram que diferentes consumíveis de soldagem têm sido empregados na recuperação, destacando-se nos últimos anos os arames sólidos e tubulares com fluxo metálico (processo GMAW - Gas Metal Arc Welding) e arames tubulares com fluxo não metálico (processo FCAW - Flux Cored Arc Welding). No entanto, Will et al., (2010), comentam basicamente o processo de soldagem seja realizado manualmente após a inspeção visual na turbina. O depósito dos revestimentos geralmente é realizado utilizando o processo eletrodo revestido, principalmente pela facilidade operacional relacionada à posição de soldagem. Este processo é realizado inteiramente manual, com o recobrimento em camadas e posterior martelamento para a retirada da escória. O acabamento desta superfície soldada é realizado através de esmerilhamento superficial.

2.3.2 Processos especiais de reparo de superfícies erodidas por cavitação

Diferentes consumíveis e processos de soldagem têm sido empregados na recuperação, destacando-se arames maciços e tubulares com fluxo metálico e arames tubulares com fluxo não metálico (PRADO, 2004; RAO et al., 2011). Outras técnicas estão sendo analisadas, entre elas: os processos a Plasma com Arco Transferido (PTA) com velocidade de alimentação de arame constante ou pulsado, ou PTA-pó, consumível na forma de pó, ou pelo processo de Aspersão Térmica, além do Laser com a finalidade de melhor desempenho econômico e metalúrgico, bem como o desenvolvimento de novas ligas que apresentem baixo custo e alta qualidade. Estes processos necessitam de parâmetros de difíceis controle e reprodução para a aplicação em campo, gerando elevados custos de equipamentos e de qualificação dos soldadores/operadores (PUKASIEWICZ et al., 2006;

DIAZ et al., 2008; SHIVAMURTHY et al., 2009; SINGH et al., 2011; RAO et al., 2012; DIAZ et al., 2012).

Devido aos problemas de soldabilidade dos materiais com alta resistência à erosão por cavitação, os ganhos de resistência obtidos em laboratório não refletem o mesmo desempenho em campo. Isto se deve principalmente pelos defeitos superficiais, porosidades e inclusões que são pontos de iniciação da erosão, diminuindo o desempenho e a resistência. Como forma de diminuir a quantidade e a distribuição dos defeitos é recomendada pela literatura que seja efetuada a refusão da superfície, tratamento térmico pós-soldagem e/ou aplicação dos revestimentos. A intenção é melhorar a ondulação superficial, eliminar e/ou reduzir os defeitos superficiais e ainda obter, no resfriamento pós refusão, um refinamento microestrutural (KATSICH et al., 2009; THIBAUT et al., 2010; SHARIFITABAR; HALVAEE, 2010).

2.4 Características Metalúrgicas dos Arames Consumíveis Resistentes a Cavitação

Para Richman e McNaughty, (1997), Ribeiro, (2007) e demais autores citados neste item, o tipo de material que compõe uma superfície resistente ao desgaste erosivo por cavitação deverá apresentar mecanismos de transformação de fases induzidas por deformação em função principalmente dos elementos de liga, processo de deposição e do resfriamento durante a solidificação, além do tratamento da superfície quando necessário.

2.4.1 Ligas Inoxidáveis Austeníticas

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contêm valores acima de 11% de cromo. Alguns aços inoxidáveis possuem teores de cromo superiores a 20% de cromo e 50% de ferro. Estes aços possuem a característica de serem inoxidáveis através da formação de um filme aderente de óxido de cromo em sua superfície. Outros elementos tais como: Ni, Mo, Cu, W, Al, Si, entre outros, são adicionados para melhorar suas propriedades metalúrgicas e mecânicas. Sendo o carbono presente em teores variando entre 0,03% e 1%. Os aços inoxidáveis são comumente classificados em cinco grupos: ferríticos (11 a 30%Cr), martensíticos (11 a 18%Cr), austeníticos (16 a 26%Cr), duplex (mistura de estruturas austeníticas e ferríticas) e os endurecíveis por precipitação (ASM, 1994; AKSELSEN et al., 2004). Segundo Hattori e Ishikura (2010), muitos dos aços inoxidáveis podem ter como referencia a dureza HV para representar à resistência a erosão.

Os aços austeníticos possuem uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Esta estrutura é obtida através do uso de elementos austenizantes, níquel,

manganês e nitrogênio, que expandem o campo austenítico. Os teores de níquel e até 2% de manganês, molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio podem ser adicionados para conferir características específicas tais como resistência à corrosão por pites ou resistência à oxidação. O enxofre ou selênio são adicionados em alguns aços para melhorar as propriedades de usinabilidade (ASM, 1994; HSIEH et al., 2008).

Dependendo da quantidade dos elementos de liga inseridos na matriz do aço, é possível reter a austenita em temperatura ambiente em um estado estável ou metaestável. A adição isolada de cromo em um aço carbono provoca a contração do campo austenítico favorecendo a formação de ferrita até mesmo na interface entre o metal de adição e substrato. No entanto a adição de cromo em um aço contendo níquel provoca um retardamento da cinética de transformação γ (cfc) \rightarrow α' (ccc), facilitando a retenção da austenita à temperatura ambiente. Razão pela qual ocorre a grande utilização dos aços inoxidáveis ao cromo e níquel em ambientes corrosivos (HEATHCOCK et al., 1982; HONEYCOMB; BHADESHIA, 1995; LIPPOLD; KOTECHI, 2005; SHARIFITABAR; HALVAEE, 2010).

Para Modenesi, (2001) e Rodrigues (2002), a morfologia e a quantidade de ferrita irão depender da composição química (no caso acima, representado pela relação Cr/Ni) e da velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor deve ser a extensão desta transformação e o teor de ferrita pode ser determinado tanto por ferritoscópio quanto empiricamente pelos diagramas de Schaeffler, De Long e WRC, apresentados no Anexo II. As Figuras 2.10 e 2.12 mostram algumas morfologias possíveis da ferrita delta em função da relação Cr/Ni e como elas apresentam-se na zona de fusão de uma liga de 309L.

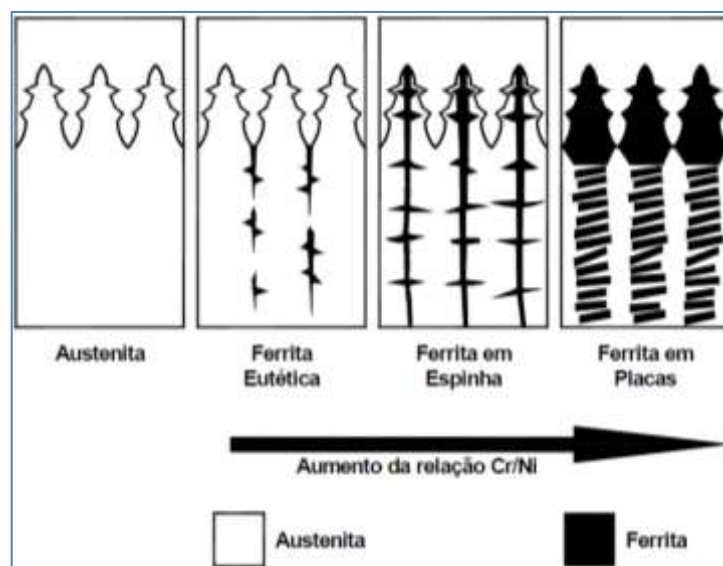


Figura 2.10 – Morfologias esquemática da ferrita na zona fundida de aços austeníticos em função de Cr/Ni (ASM, 1985)

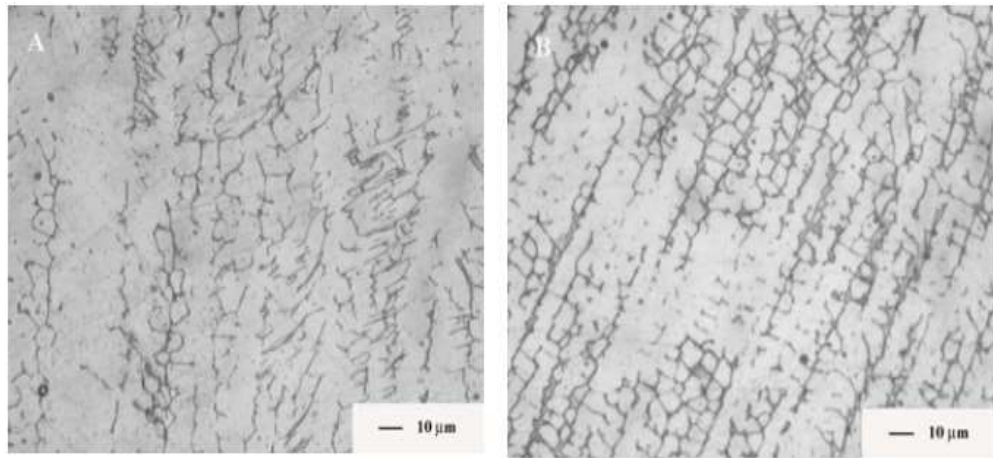


Figura 2.11 – Exemplos de micrografias encontradas no metal de solda do aço austenítico 309L, onde: A) em placas e B) em forma de espinha (FERREIRA; VENTRELLA, 2005)

Segundo a literatura (VOORT, 2004; KOU, 2002; LIPPOLD; KOTECHI, 2005; WANG et al., 2010) algumas características metalúrgicas das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos resultam destas estruturas com retenção de ferrita. Elas são predominantemente austenítica, possuem excelente ductilidade, e não são sensíveis à fissuração pelo hidrogênio, tornando desnecessária a utilização de pré-aquecimento e, em geral, tratamentos térmicos pós-soldagem. A ferrita delta é considerada, em geral, um constituinte desejável na zona fundida devido ao seu efeito favorável na resistência à fissuração durante a solidificação.

A austenita metaestável pode formar a martensita, em particular, por tratamento térmico em temperaturas muito baixas ou por deformação plástica. As do tipo não magnética, ϵ – martensita, são hexagonal compacta (HC) e as magnéticas, α' – martensita, cúbica de corpo centrada (CCC). Relações empíricas têm sido desenvolvida para mostrar como composição influencia na resistência ao desgaste e/ou endurecimento da superfície. QQQQ4 4 4e tais aços martensíticos induzidos por deformação (ASM, 1985; KAÇAR; BAYLAN, 2003; SPENCER et al., 2004; ZANDRAHIMI et al., 2007).

O tipo de carboneto mais amplamente observado em aços inoxidáveis austeníticos é o $M_{23}C_6$, e muitas vezes se refere ao $Cr_{23}C_6$, mais corretamente pode ser representado por $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ou $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$. A precipitação deste carboneto de contorno de grão durante a soldagem pode produzir a corrosão intergranular. Para confrontar este efeito, "sensitização", durante a soldagem, os teores de carbono são reduzidos ou fortes formadores de carboneto são adicionados como em AISI 321 e 347. Carbonetos do tipo M_6C são observados em aços austeníticos contendo molibdênio ou nióbio. Por exemplo, em aço inoxidável AISI 316 com 2-3% de Mo, M_6C irá formar após cerca de 1500 horas a 650 °C

(1200 °F). Foram observados vários tipos de M_6C , incluindo Fe_3Mo_3C , Fe_3Nb_3C e $(Fe, Cr)_3Nb_3C$, também em função da alta velocidade de resfriamento durante a solidificação na soldagem (ASM, 1985; ADVANI et al., 1993; CUPPARI et al., 1999; SASIKALA et al., 2002).

2.4.2 Ligas de cobalto (Stellite's)

As ligas de cobalto resistentes ao desgaste empregadas atualmente, CoCrMo e CoCrW, possuem pequenas alterações em comparação com as ligas utilizadas inicialmente por Elwood Haynes. A diferença mais importante está relacionada ao controle de C e Si (impurezas). A diferença entre as ligas conhecidas comercialmente por Stellite, está na quantidade de C e W/Mo, responsáveis pela quantidade e tipos de carbonetos que são formados na microestrutura durante a solidificação, as quais influenciam na dureza, ductilidade e resistência ao desgaste erosivo ou abrasivo (OZOLS et al., 1999; ASM, 2004; YAO et al., 2005; JESHVAGHANI et al., 2011).

As várias fases de carboneto que se formam dependem da composição química, tratamento térmico e do resfriamento. Os carbonetos também podem ser de diferentes tamanhos e formas diferenciadas, até de mesma fase. São mais comuns as fases Co-Cr-C-Mo-W, M_7C_3 e $M_{23}C_6$, conforme se observa no Anexo III. A resistência ao desgaste das ligas de cobalto-base é conseguida por solução sólida de liga (por exemplo, molibdênio, tungstênio, tântalo e nióbio) em combinação com o carbono para promover a precipitação de carbonetos. Tratamentos térmicos posteriores (intencional ou a partir de exposição em serviço) modificam a morfologia e os tipos de carbonetos encontrados nos grãos das superligas. Alguns carbonetos secundários podem ser formados nos grãos por precipitação a partir de grandes carbonetos primários (FRENK; KURZ, 1994; AOH; CHEN, 2001; GANESH et al., 2010; MADADI, 2012; FARNIA et al., 2012).

As ligas de Stellite 6 (CoCrW) são caracterizadas pelas quantidades de carbono e tungstênio (W) adicionados na matriz do binário CoCr. Eles possuem uma matriz CFC (cúbica de face centrada) rica em cobalto, que após deformação se transforma em HC (hexagonal compacta), contendo fases secundárias do tipo carbonetos e fases intermetálicas. Os carbonetos são geralmente do tipo M_7C_3 ricos em cromo e M_6C ricos em W. Já as ligas de Stellite 21 (CoCrMo) contem alta concentração de Mo. Nestas ligas são verificados os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ para as ligas de baixo carbono, assim como, M_7C_3 para as de alto cromo (ÇELIK; KAPLAN, 2004; MALAYOGLU; NEVILLE, 2005; YAO et al., 2005; LIU et al., 2010; PODREZ-RADZISZIWSKA et al., 2010; GIACCHI et al., 2011; RAO et al., 2012).

As microestruturas encontradas nessas ligas são formadas durante a solidificação e compreendem duas regiões, uma clara e outra escura. Nas Figuras 2.12 são apresentadas

essas microestruturas para duas ligas Stellites, as quais dependem da composição química e resfriamento. As regiões claras representam as fases ricas em cobalto (α -Co) e a escura as fases eutéticas interdendríticas. A matriz de cobalto apresenta estrutura CFC, com carbonetos secundários do tipo $M_{23}C_6$ e fases, segregadas, principalmente, nos contornos de grãos conferindo uma morfologia eutética. (SHIN et al., 2003; XU et al., 2006; FOUILLAND et al., 2007; MADADI et al., 2009; ROMO et al., 2011; ROSALBINO; SCAVINO, 2012).

Ainda sobre as microestruturas das ligas Stellites, a análise por microdureza é uma ferramenta de observação da transformação de fases das estruturas martensíticas. Vários autores relacionam o perfil de microdureza HV com valores acima de 350 como sendo característico da martensita de estrutura HC (LEVIN et al., 1994; HOU et al., 2005; LIN; CHEN, 2005; KASHANI et al., 2007; GOULIPOUR et al., 2011; GOMES et al., 2012).

Para Kashani et al., (2007), Madadi et al., (2011), Kesavan e Kamaji, (2011) e Maldonado et al., (2013) outra forma de observação da transformação de fases para estas ligas, é quanto ao aspecto da superfície, após ser submetida a deformação é caracterizada por regiões micrográficas deformadas com perda de massa preferencialmente nos contornos de grãos e/ou carboneto ou precipitados de carbonetos.

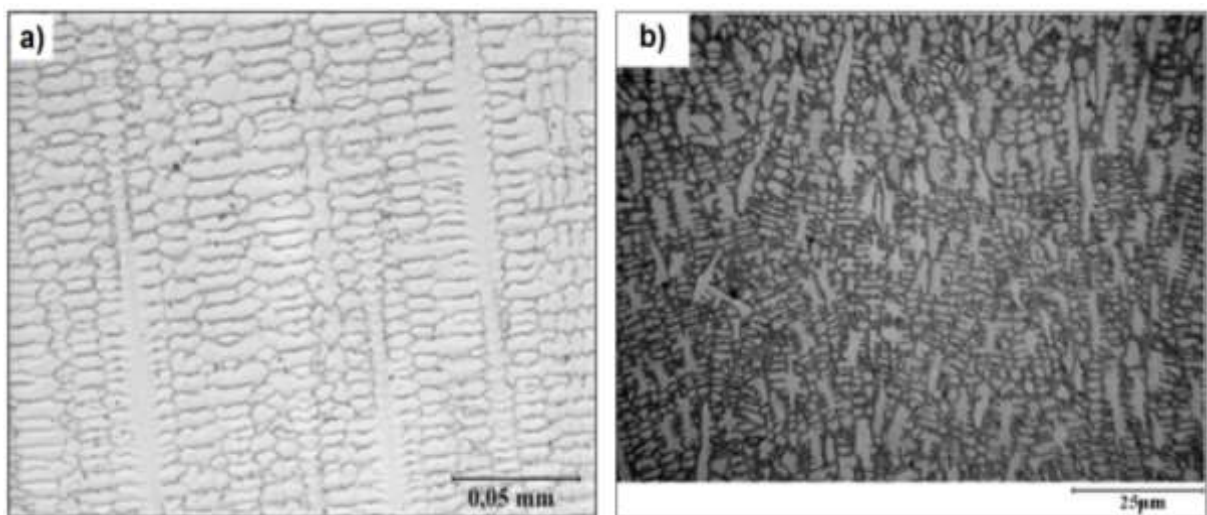


Figura 2.12 – Morfologia das micrografias encontradas para as ligas Stellite, onde: a) Stellite 21 (CoCrMo) e b) Stellite 6 (CoCrW) (LUO et al., 2012; ZANGENCH; KETABCHI, 2013)

2.4.3 Transformação de fase induzida por deformação da austenita

A transformação de fase pode ser dividida em dois tipos principais:

- Transformação da fase austenita γ em martensita cúbica α' .

A fase cúbica de face centrada – CFC, austenítica (γ), submetida a deformação se da rede cristalina transforma em martensítica cúbica de corpo centrado (CCC) α' (KIM et al., 2006; KIM et al., 2008; WILL et al., 2010).

- Transformação da fase austenita γ em martensita hexagonal ϵ .

A martensita (ϵ) forma-se em plaquetas muito finas e alongadas situadas nos planos octaédricos da austenita, sendo sua estrutura cristalina hexagonal compacta HC (SCHUMANN, 1989 *apud* RIBEIRO, 2007).

Segundo Radu et al., (2004), Mingxi et al., (2004) e Kashani et al., 2008, essa característica mais refinada da martensita ϵ favorece a resistência à erosão por cavitação, pois o refinamento microestrutural é um fator que também deve ser levado em conta, uma vez que, quanto mais fina a microestrutura, mais elevada é a sua resistência à cavitação, pois diminui a extensão da falha de empilhamento, reduz a quantidade de transformação de fase e prolonga o período de incubação. E por essa razão a superfície refundida tem uma resistência mais elevada à erosão por cavitação. Após a transformação de fase, que ocorre em virtude da absorção da energia decorrente do impacto, a microestrutura martensítica não consegue mais absorver energia, e a remoção de material inicia propagando-se nas bandas de deslizamento e contornos de grão, desenvolvendo-se um estado avançado de erosão por cavitação nessas regiões.

2.4.4 Correlação entre erosão por cavitação, microestrutura e propriedades mecânicas

A resistência à erosão por cavitação está relacionada à microestrutura do material. A microestrutura que tem o melhor desempenho à cavitação é aquela que apresenta a fase metaestável austenítica γ (CFC), baixa energia de falha de empilhamento (EFE) e refinamento microestrutural. Quando submetidas à cavitação permitem basicamente o deslizamento planar, promovem elevado encruamento (maclas finas) e a formação de martensitas α' (CCC) e ϵ (HC) e com isso incrementa a resistência à erosão por cavitação (KWOK et al., 2001; WANG; LI, 2003; WANG; ZHU, 2004).

Quanto ao refinamento microestrutural, Pugsley e Allen, (1999) e Procopiak et al., (2000) realizaram estudos comparativos das ligas de cobalto e constataram que o refinamento microestrutural nas ligas refundidas propicia um incremento na resistência à cavitação além de melhorar as características das ondulações decorrentes do processo de deposição dos materiais por soldagem. Concluíram ainda que o esmerilhamento, apresenta bom desempenho com boa qualidade e por ser o processo mais utilizado nas usinas durante a manutenção.

Para Zhong et al., (2002), Ribeiro (2007) e Beiler (2012), uma das características fundamentais na qual um material deve apresentar para ser aplicado em revestimentos

resistentes à erosão por cavitação é a possibilidade do mesmo sofrer a transformação de fase. Essa transformação está diretamente relacionada à microestrutura austenítica (γ) e sua metaestabilidade a qual pode ser prevista mediante a avaliação da energia de falha de empilhamento, $Nieq-Creq$ e Md . A temperatura Md é aquela acima da qual não haverá transformação de fase promovida por deformação, ou seja, quanto menor for a temperatura Md desde que ainda possibilite a transformação de fases, mais estável será a microestrutura, mais longo será o período de incubação e consequentemente maior a resistência ao desgaste por cavitação.

2.5 Características da Topografia da Superfície

Entre as variadas formas de avaliação das superfícies encontra-se a análise topográfica fornecendo vários parâmetros de caracterização do material diante a sua resistência ao desgaste. As razões determinantes a topografia da superfície são principalmente a tentativa de prever o desempenho de um componente de engenharia submetido a uma ação, influenciando não somente as propriedades físico-químicas e mecânicas. Como um exemplo, se a superfície for muito áspera, o desgaste pode se desenvolver rapidamente; no entanto, se a superfície for muito lisa, ocorrerá a lubrificação inadequada e a apreensão pode ocorrer (ASM, 1994).

Para Radi et al., (2007), na visão da tribologia, os modos de desgaste de superfícies podem ocorrer através de diversos mecanismos. Em geral, o desgaste ocorre através de mais de um modo, portanto a compreensão de cada mecanismo de desgaste em cada modo se torna importante. A Figura 2.13 mostra um resumo destes mecanismos. De acordo com a figura o desgaste ocorre em função da cinemática do sistema podendo variar entre, deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e erosão, dependendo do tipo de interação e do movimento das interfaces. A erosão pode ainda ser classificada pelo estado físico do contra-corpo, sólido ou líquido, ou pelo ângulo de ação, alto ou baixo. Os processos de desgaste também poderão ser classificados quanto ao elemento interfacial podendo ser de desgaste de 2-corpos ou estar sob a ação de partículas sólidas pressionadas entre duas superfícies, por exemplo, poeira em lubrificantes ou minerais em rochas sob pressão, caracterizando um desgaste de 3-corpos.

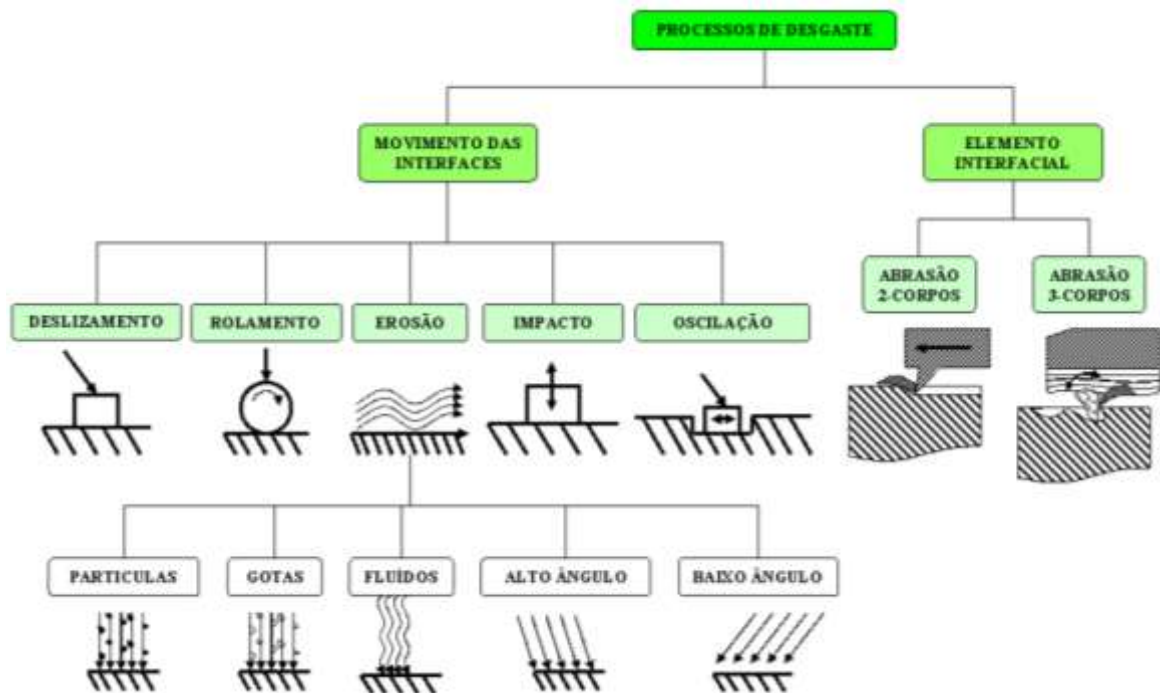


Figura 2.13 - Diagrama esquemática dos processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento das interfaces (RADI et al., 2007)

2.5.1 Parâmetros Topográficos e Interferometria

Segundo a literatura (ASM, 1994; OLIVEIRA, 2012), a superfície pode ser composta por três diferentes componentes: forma, ondulação e rugosidade, as quais podem ser analisadas separadamente, além do perfil característico da mesma onde reúne-se as três representada pelas topografias 2 e 3D. A Figura 2.14 ilustra a rugosidade, ondulação e a forma de uma superfície.

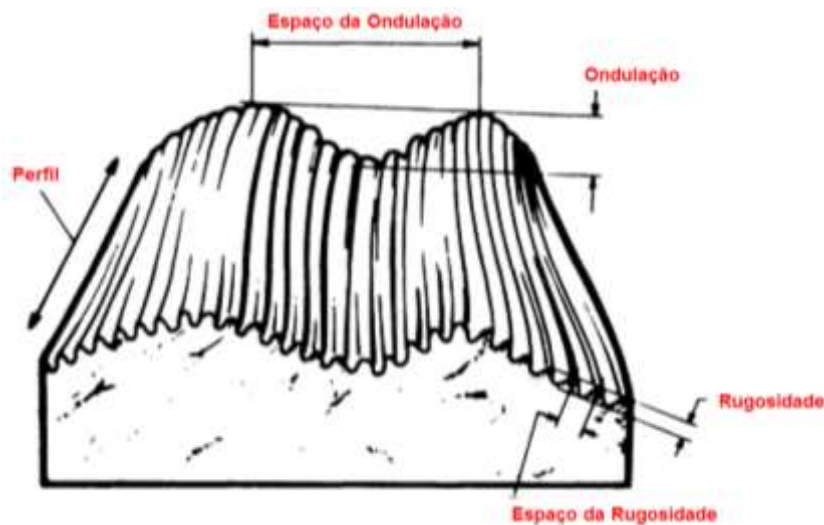


Figura 2.14 – Ilustração do perfil da superfície e seus componentes, rugosidade e ondulações (ASM, 1994)

Os parâmetros topográficos descrevem uma superfície através de valores numéricos. Estes são determinados utilizando formulas e filtros matemáticos e estatísticos, preestabelecidos em normas técnicas. Como padrão, os parâmetros de rugosidade bidimensional (2D) são representados pela letra “*R*” seguido de caracteres adicionais ao índice, enquanto os parâmetros tridimensionais (3D) usa-se a letra “*S*” relativo a área. Sendo *Ra* a média aritmética do perfil de rugosidade e *Sa* a média aritmética tridimensional. Para se realizar as análises quantitativas, os parâmetros topográficos permitem a caracterização quanto a amplitude da superfície. Sendo os parâmetros da rugosidade baseados nas normas técnica ISO 11562 de 1997 e ISSO 4287 de 1998. A equação *Sq*, (1.1) descreve basicamente a variância da topografia superficial em relação a um plano médio (OLIVEIRA, 2012; DE MELLO et al., 2013).

$$Sq = \sqrt{\frac{1}{M.N} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk}^2} \quad (1.1)$$

Segundo Da Silva e De Mello (2006) e Wei et al., (2011), por meio de interferometria laser e MEV, é possível observar a semelhança entre a topografia e os mecanismos de desgaste da superfície. A análise da topografia da superfície desgastada (interferometria laser) permite a observação precisa da profundidade dos eventos, enquanto a microscopia eletrônica permite avaliar quantidade relativa de cada evento, bem como a identificação da forma dos eventos. Desta análise os eventos da simulação são dimensionados, possibilitando a definição da profundidade de cada evento provocado pelo desgaste.

O Interferômetro a Laser trata-se de um equipamento de caracterização topográfica de superfície por medição óptica, o seu princípio de funcionamento baseia-se na varredura do feixe laser sobre a amostra, onde o foco é continuamente ajustado de acordo com a superfície varrida. O cálculo para se determinar a variação no eixo *Z* é realizado pela comparação entre as fases de onda eletromagnética do feixe de luz incidente e do refletido na superfície da amostra. (OLIVEIRA, 2012).

O equipamento de interferometria juntamente com o programa adequado de tratamento dos dados de respostas, além dos parâmetros de rugosidade, fornecem as imagens topográficas em 2D e 3D, com a possibilidade de vários estudos da superfície. As Figuras 2.15 e 2.16, mostram os exemplos do tipo de resultado topográfico 2D e 3D, respectivamente.

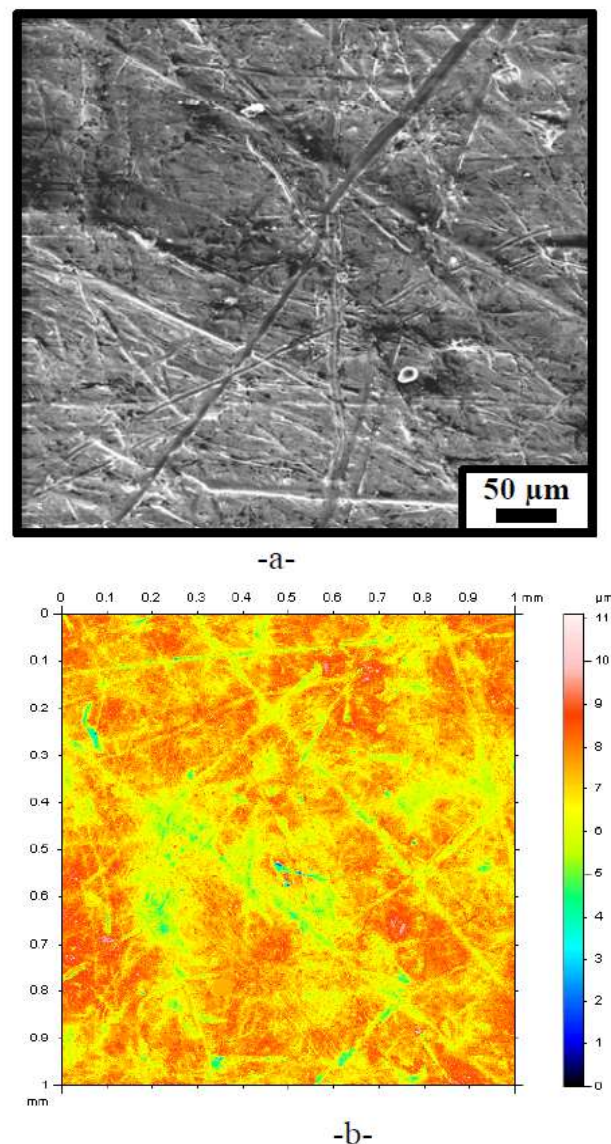


Figura 2.15 - Superfície desgastada. a - MEV, b – topografia 2D por Interferometria a laser (DA SILVA; DE MELLO, 2005)

Segundo Santos et al., (2004), Vera et al., (2013) e Patella et al., (2013) o uso da análise da topografia em 2 e 3-D assim como imagens por MEV podem representar o comportamento do fenômeno do desgaste erosivo por cavitação em decorrência da deformação e perda de material da superfície. Para Espitia et al., (2013), De Mello et al., (2013), Al-Shamarai et al., (2013) e Rasool e Stack, (2014), as análises das imagens por MEV-EDS (Microscopia Eletrônica de Varredura - Espectroscopia de Energia Dispersiva) das regiões de superfícies desgastadas são ferramentas fundamentais de caracterização dos materiais, onde é possível observar as formas geométricas resultante e a composição química de cada morfologia encontrada.

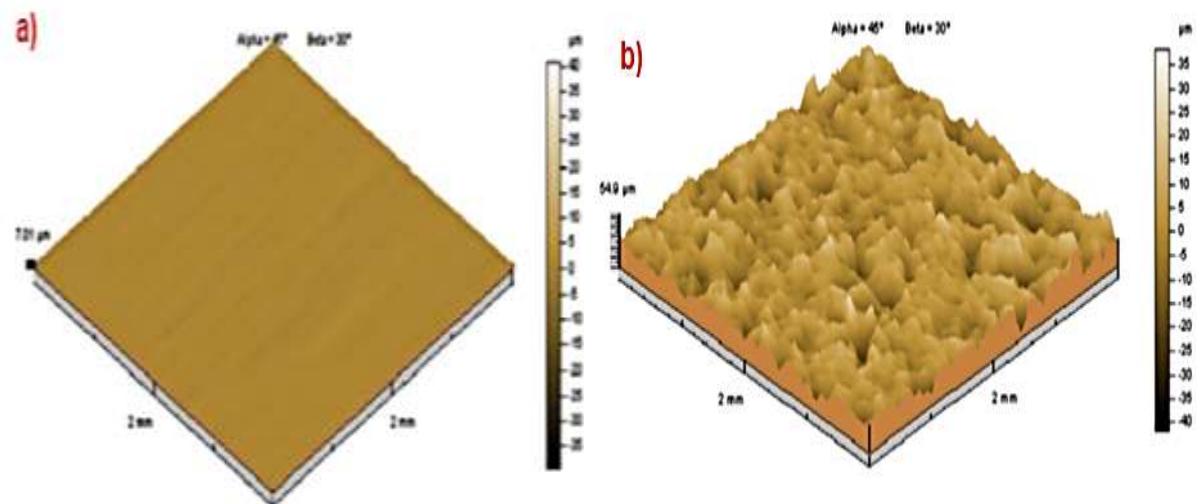


Figura 2.16 (A) – Interferometria a laser em 3D, onde: a) superfície antes do desgaste, b) após o desgaste (DE MELLO et al., 2013)

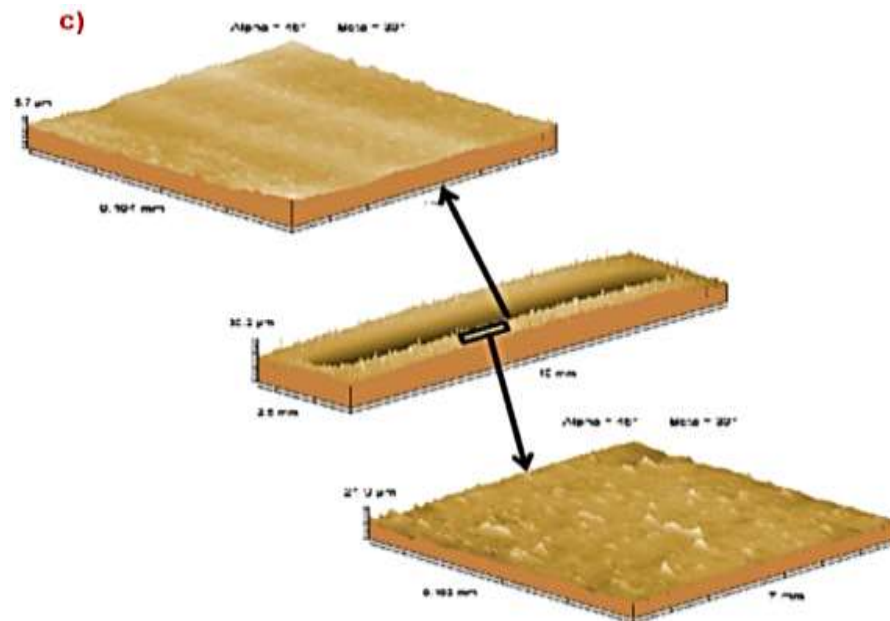


Figura 2.16 (B) – Interferometria a laser em 3D, onde: c) realização de estudo de determinada região de interesse (DE MELLO et al., 2013)

2.6 Técnica de soldagem GMAW com adição de arame frio

A técnica de soldagem GMAW com adição de arame frio (não energizado) teve seu início de pesquisa há uns cinco anos em média, a partir da idéia de se introduzir um arame sem que por este passasse corrente ou que influenciasse na tensão na atmosfera do arco voltaico e aproveitasse a energia de fusão para se fundir e se misturar a formar o metal de solda, similar ao processo TIG com adição de arame consumível e aos processos duplo arame, conforme observado na Figura 2.17 da representação da técnica.

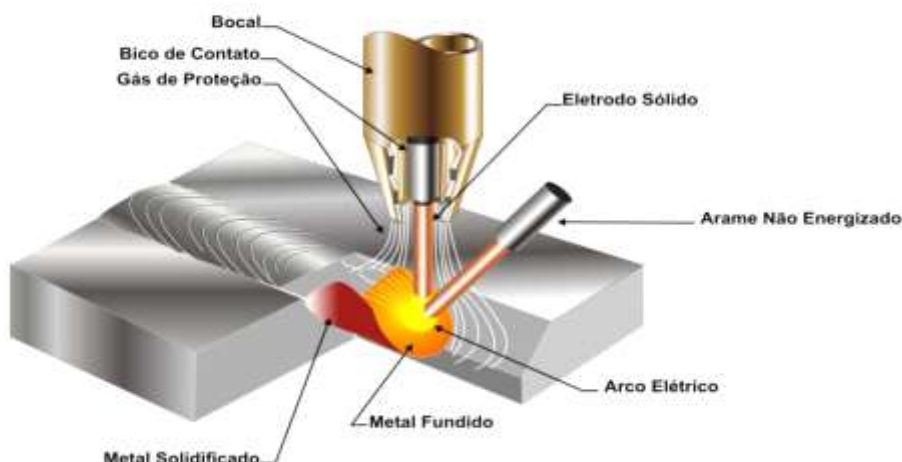


Figura 2.17 - Desenho esquemático do processo de soldagem com adição de arame frio. Apresentando a técnica de soldagem no sentido empurrando, com arame não energizado disposto e introduzido a frente da poça de fusão (SILVA, 2010)

2.6.1 Características da técnica

A proposta dessa técnica estabelecida como uma alternativa técnica e econômica em relação à soldagem convencional e aos processos especiais, entre outros. Esta nova versão da soldagem, na produção industrial utiliza o equipamento convencional, com um sistema extra de alimentação de arame e um suporte auxiliar de introdução do arame frio, conjugado à tocha de soldagem. Utiliza-se somente um sistema de proteção gasosa, enquanto a energia elétrica fornecida ao cabeçote auxiliar de alimentação do arame para a formação do arco é proveniente da fonte de soldagem onde esta conectada (SILVA, 2010 e SILVA et al., 2010).

Por se tratar de uma técnica nova, em trabalhos sobre arame frio sugeriram várias nomenclaturas, além da confusão com o processo de soldagem com duplo arame, como é o caso do duplo arame em arco simples ou duplo arame com um arame frio. Não há uma definição clara para a nomenclatura, entretanto, compreende-se que a mais simples de se entender deva ser a soldagem MIG/MAG/FCAW com adição de arame frio, ou seja, um processo convencional com a introdução de um arame não energizado.

As características operacionais da soldagem GMAW-CW se apresentam como alternativa para o aumento da produtividade de empresas que utilizam a soldagem como processo de união e/ou revestimentos de materiais de engenharia. Estudos realizados demonstram ser factível a aplicação da nova técnica com grande aplicação em soldagem de revestimentos.

O processo é recomendado em operações de soldagem automatizada (Figura 2.18 - a) ou manual (Figura 2.18 - b) onde se requeira baixo investimento, elevada produtividade e possibilidade de variações metalúrgicas com a introdução de ampla variedade de composições químicas do arame frio como observado nos trabalhos de Silva (2010) e Junior et al., (2011).

Foi desenvolvido um injetor de alimentação de arame frio, que acoplado a pistola de soldagem garante a versatilidade e praticidade da aplicação em ambiente industrial pelo método semiautomático.

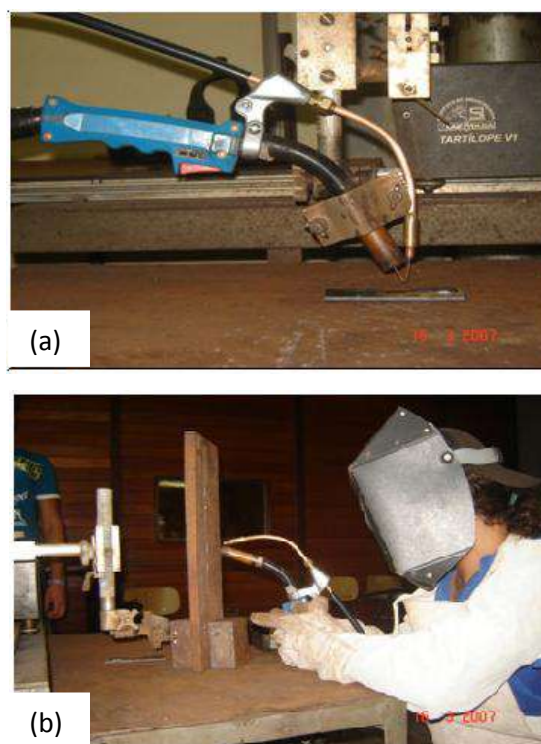


Figura 2.18 - Suporte de alimentação de arame frio (a) modo automatizado e (b) modo semiautomatizado (CABRAL et al., 2011 e SILVA, 2010)

Este equipamento apresenta outras versões utilizadas em trabalhos anteriores nos modos automatizados e semi-automatizados. Entretanto, houve a necessidade de adaptá-lo a realidade da indústria (“chão de fábrica”) e no manuseio para a deposição dos metais de adição. É apresentado na Figura 2.19, a evolução do sistema de alimentação extra de acordo com as necessidades de melhorias, o tornando mais leve e que atenda as necessidades dos processos GMAW/FCAW com adição de arame frio com fácil adaptação na tocha de soldagem (SILVA et al., 2011; CABRAL et al., 2011; GARCIA; FERRARESI, 2010).

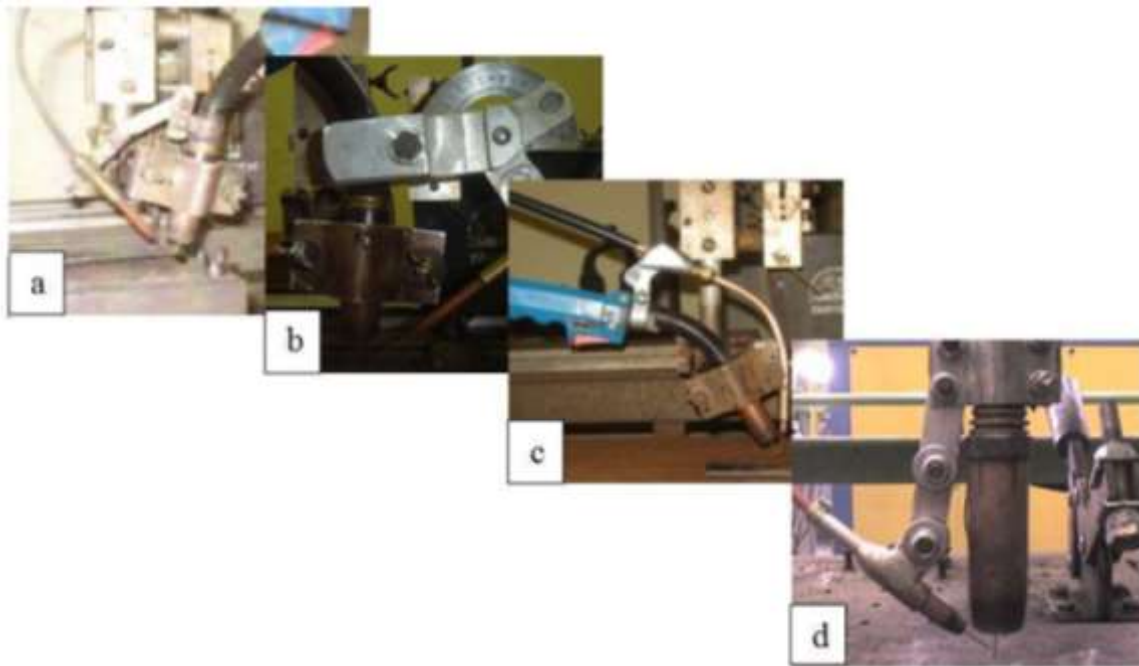


Figura 2.19 - Evolução dos injetores de arame não energizado (a) 2005; (b) 2007, (c) 2008 e (d) Protótipo atual instalado em uma tocha automatizada, 2009 (CABRAL et al., 2011)

O primeiro modelo foi desenvolvido no laboratório de soldagem da UFPA, possibilitando observar a operacionalidade do processo, como também da tocha com o sistema de alimentação do arame frio. A Figura 2.19 (a) mostra a possibilidade de soldagem do sistema em determinadas posições pelo método automatizado.

Para alcançar um alto grau de liberdade para o posicionamento de entrada do arame frio, foi possível também adicionar um transferidor ao protótipo (ver Figura 2.19 (b)) permitindo um controle apreciável do ângulo de adição do arame frio.

Num terceiro momento, representado pela Figura 2.19 (c), foi possível reduzir dimensões e agregar uma operacionalidade maior, tanto para a execução da soldagem manual, quanto para a manipulação do sistema de adição do arame frio.

2.6.2 Contribuições da técnica

São várias as vantagens de utilização dessa técnica de soldagem, conforme citadas anteriormente.

Neste item serão apresentadas algumas contribuições tecnológicas através de pesquisas desenvolvidas com a técnica de soldagem em questão, como forma de ratificar o que foi apresentado nos itens anteriores.

Nos trabalhos de Sábio (2007) e Mendonça (2007), foram utilizados os processos de soldagem (GMAW) com e sem a adição de arame frio (GMAW-CW ou GMAW-AF) em aplicações de revestimento, no sentido da soldagem puxando (P) e/ou empurrando (E) e

foram obtidos resultados satisfatórios para o processo arame frios os quais apresentaram baixos valores de diluição e aumento dos rendimentos. Nas Figuras 2.20 e 2.21, são apresentados os resultados de diluição e rendimento entre os processos e as técnicas soldagem, respectivamente. Nessas, observou as vantagens da técnica de soldagem em comparação ao processo de soldagem convencional.

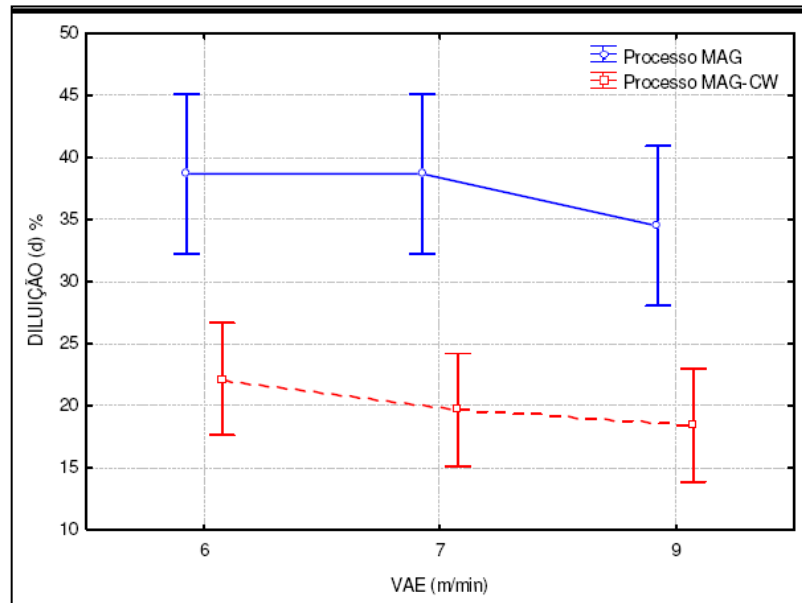


Figura 2.20 – Efeito da velocidade de alimentação de arame sobre a diluição na qualificação dos processos MAG e MAG-CW (com adição de arame frio) (SABIO, 2004)

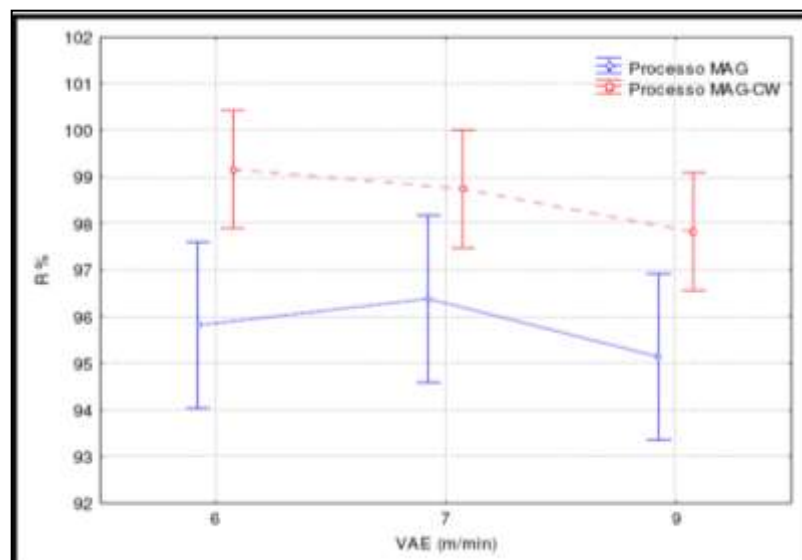


Figura 2.21 – Efeito da velocidade de alimentação de arame sobre o rendimento na qualificação dos processos MAG e MAG-CW (com adição de arame frio) (SABIO, 2004)

Em Silva (2010), valores semelhantes de diluição foram obtidos mesmo para a aplicação de união de chapas da indústria naval. Isso mostra a versatilidade de aplicação tanto automatizada, quanto manual. Para o caso de soldagens de revestimento, a diluição é o parâmetro de grande irrelevância, sendo esta, uma das variáveis determinantes na qualificação dos processos empregados na confecção dos revestimentos. Já o caso do alto rendimento, podemos afirmar ser de grande interesse em análises de aplicações em indústrias, onde se deseja aumentar a produção.

Ainda em relação à aplicação da técnica em revestimentos, a soldagem se apresenta como inovadora devido à possibilidade de se adicionar elementos de ligas na forma de arame frio, proporcionando a formação de novas liga e/ou melhorando as características metalúrgicas do revestimento a partir de arames consumíveis comerciais. Neste sentido, Garcia e Ferraresi (2010), tiveram resultados satisfatórios ao utilizar esta técnica de soldagem na confecção de revestimentos resistentes ao desgaste abrasivo em função dos elementos de ligas, na Figura 2.22 são mostradas as macrografias resultantes dos materiais em estudo.



Figura 2.22 – Imagens de uma amostra de revestimentos após ensaio de desgaste com abrasômetro de Roda de Borracha. a) FeCrC+Nb; b) FeCrC+Ti e c) FeCr+Ti com adição de arame não energizado de FeCrC+Nb (GARCIA; FERRARESI, 2010)

Como forma a contribuir para o segmento industrial de reparo e manutenção e para o avanço da tecnologia, pretende-se com esta técnica de soldagem, obter resultados satisfatórios com a utilização de aço inoxidáveis e/ou ligas comerciais de cobalto na confecção dos revestimentos. Visando a formulação de novos revestimentos através do emprego da técnica de estudo, tem-se a intenção de correlacionar as excelentes qualidades metalúrgicas de determinados elementos de liga a boa resistência dos aos processos de desgaste provocados pelo fenômeno da erosão por cavitação aplicada em pás de turbinas hidráulicas.

CAPÍTULO III

SELEÇÃO DE MATERIAIS E METODOLOGIAS EXPERIMENTAIS E DE ANÁLISE

Neste capítulo são apresentados de forma geral os materiais, equipamentos e metodologias utilizadas durante o desenvolvimento e análise da pesquisa. Baseado na literatura, artigos, livros, apostilas, trabalhos acadêmicos e em normas técnicas, buscou-se metodologias simples e eficazes, adequando os procedimentos experimentais para uma boa realização e avaliação.

Serão apresentadas as descrições e/ou especificação dos materiais utilizados, assim como a metodologia experimental empregada à técnica de soldagem GMAW-CW, os equipamentos e análises de caracterização dos revestimentos confeccionados.

3.1 Materiais

3.1.1 Materiais dos Testes Preliminares

Como forma de realizar os testes preliminares de ajustes e adequação dos parâmetros de soldagem para a obtenção de pacotes operacionais que atendam a pesquisa, foram utilizados materiais de baixo valor comercial em comparação com as ligas de cobalto e substrato de aço ABNT 1020 também de baixo valor em relação aos aços C-Mn de qualidade similar aos utilizados em pás de turbinas hidráulicas.

Foram utilizados três tipos de arames maciços de aço inoxidável austenítico de classificação AWS, sendo eles: 308LSi de 1,0 mm de diâmetro, o 309L de 1,2 mm e o 309LSi também de 1,2 mm de diâmetro. As composições químicas estão presentes na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química comercial dos arames segundo a AWS (Sandvik, 2012)

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
ER-308LSi	0,023	0,75	1,55	20	10,1	0,17
ER-309L	0,016	0,39	1,93	23	13	0,12
ER-309LSi	0,027	0,72	1,72	23,2	13,3	0,21

Como se trata de revestimento de deposição de aço inoxidável foi escolhido e mantida a mistura gasosa de argônio com 2% de oxigênio, Ar+2%O₂, e vazão de 14 l/min. Sendo esta a mais indicada na soldagem GMAW com pequenos percentuais de oxigênio favorecendo a transferência metálica indicada pelo fabricante do arame inoxidável austenítica sendo ratificado pela investigação de Scooti e Ponomarev, (2008).

Nesses testes foi utilizado o aço comercial ao carbono ABNT/AISI 1020 em barras chatas cortadas em peças de aproximadamente 300 mm de comprimento com 12,8 mm de espessura sendo o metal de base para a realização dos ensaios de soldagem devido a sua ampla utilização e por ser um aço destinado à construção de estruturas em geral. A Tabela 3.2 apresenta a composição dos elementos mais significativos presente nesse material com os valores aproximados.

Tabela 3.2 – Valores médios da composição química do aço ABNT 1020 (Usiminas, 2012)

Material	Fe	C	Mn	P	S	Si	Cu
1020	Bal.	0,13	0,78	0,02	0,03	0,25	0,28

3.1.2 Materiais dos Revestimentos submetidos a Cavitação

Nesse segundo momento da pesquisa foram utilizados materiais de alto custo comercial, ligas de cobalto do tipo CoCrMo e CoCrW, para simular o reparo de uma pá por soldagem ou mesmo as condições operacionais conforme aplicação na indústria. A seleção destas ligas de cobalto é devida apresentarem propriedades metalúrgicas que proporcionam a alta resistência aos diversos tipos de desgastes para os vários setores industriais, em especial para o processo de erosão por cavitação em equipamentos da indústria de geração de energia.

Há vários tipos de ligas de cobalto com composição química diferente as quais tem uma finalidade e características particulares, ou que proporcionam maior ou menor resistência ao desgaste dependendo do meio agressivo. Entre as ligas de cobalto as mais conhecidas comercialmente, as “Stellites” têm base de composição os ternários Co-Cr-Mo e Co-Cr-W com suas variações nas combinações e percentagem em massa com outros elementos de liga (VOORT, 2004). Na Tabela 3.3 são apresentados os materiais

consumíveis utilizados nessa fase da pesquisa, são também mostradas as nomenclaturas segundo a AWS (*American Welding Society*) além de suas composições químicas fornecidas pelos fabricantes.

Tabela 3.3 – Nomenclatura comercial correspondente a AWS e composição química dos principais elementos de liga dos materiais utilizados para o revestimento

Comercial	AWS	C	Cr	Mo	Co	Si	Ni	Mn	Fe	W
Stellite 6/ Co-Cr-W(*)	ERCCoCr-A	1,2	28,4	0,1	bal	1,2	1,5	0,5	0,3	4,5
Stellite 21/ Co-Cr-Mo(*)	ERCCoCr-G	0,2	26,5	5,5	bal	0,8	3,0	0,1	0,3	-
309LSi(**)	ER309LSi	0,027	23	1,7	-	0,7	14	0,2	bal	-

(*) Deloro Stellite; (**) Sandvik

Os revestimentos foram depositados sobre o aço estrutural A36 de chapa grossa com espessura de 25,7 mm cortadas em placas nas medidas de 150 mm X 300 mm. Este material apresenta qualidade estrutural, composição química e propriedades mecânicas similares aos das pás de turbinas hidráulicas, conforme especificação de seu material mostrado na Tabela 3.4 fornecido pelo fabricante da turbina hidráulica ALSTOM Hidro – NEYRPI (ALSTOM). Uma análise da composição química foi realizada por espectrometria óptica na superfície para verificação do material deposição (apresentado no Apêndice II).

Tabela 3.4 – Valores médios da composição química do aço estrutural ASTM A36 e do material da turbina.

Material	Fe	C	Mn	P	S	Si	Cu
A36(*)	Bal.	0,25	1,2 máx	0,04	0,05	0,4 máx	0,2
A643 Gr A	Bal.	0,22	1,34	0,04	0,035	0,5	--

ASTM A36. (*) valor da chapa grossa com espessura de 25,7 mm (de $\frac{3}{4}$ a $1\frac{1}{2}$)

3.2 Infraestrutura e Equipamentos

3.2.1 Bancada de Soldagem

Na Figura 3.1 é mostrada a bancada de soldagem de realização dos testes iniciais e confecção dos revestimentos, composta por:

- Fonte de soldagem multiprocessos – *DICITEC 300 IMC*;
- Sistema de captura e monitoramento de sinais de corrente e tensão;
- Dois sistemas de alimentação de arame – um alimentador conectado a fonte de soldagem GMAW e o outro de alimentação extra do tipo TIG sem conexão com a fonte;

- Sistema robótico XYZ para deslocamento e controle de movimentação da tocha – robô antropomorfo;
- Mesa de soldagem – mesa para posicionamento e fixação das placas a serem utilizadas para a realização dos testes e revestimentos;
- Suporte auxiliar de alimentação de arame não energizado – sistema guia de alimentação de arame com controle de posição e de fácil adaptação a tocha de soldagem.

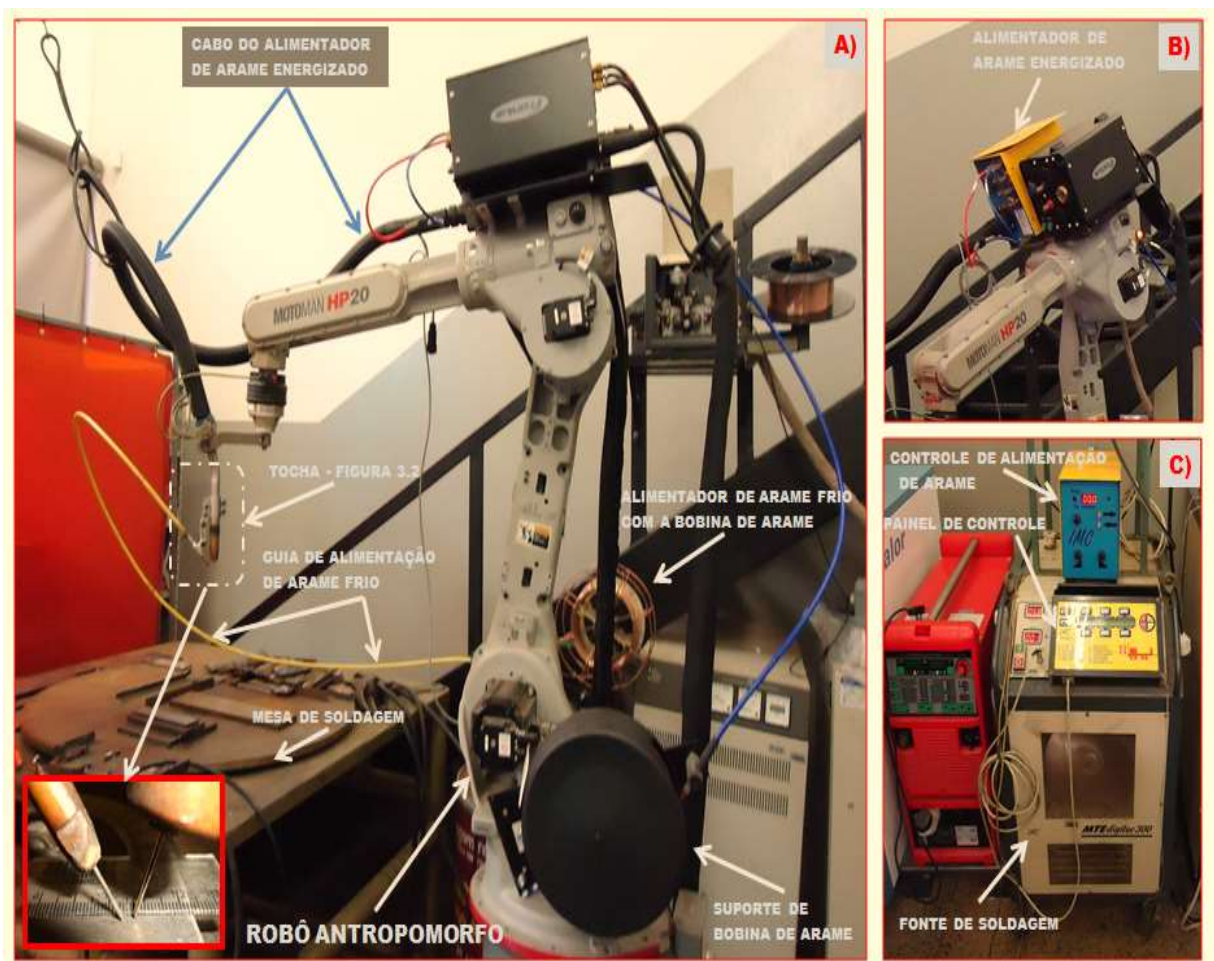


Figura 3.1 – Bancada de soldagem: A) sistema robótico e destaque para o bico e disposição da alimentação de arame frio; B) alimentador de arame energizado e C) fonte e painel de controle do processo de soldagem

Na tocha de soldagem foi acoplado o suporte auxiliar de adição e orientação do arame não energizado conforme mostrado na Figura 3.2.

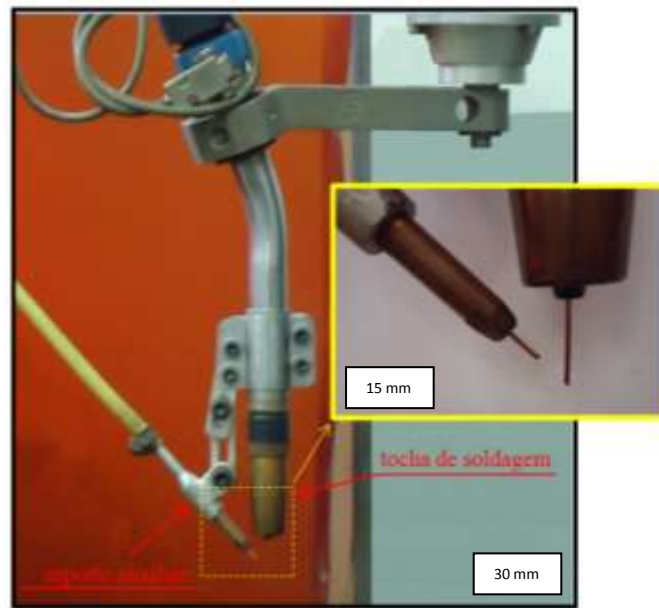


Figura 3.2 – Tocha de soldagem com suporte auxiliar de alimentação de arame não energizado, no detalhe a disposição dos bicos de saída de arames

3.2.2 Equipamentos para Preparo, Avaliações e Caracterizações das Amostras

a) Equipamento de corte das peças e de amostras:

- Processos de corte de amostra por serra de fita e por cortadeira metalográfica policorte.

b) Equipamentos para o preparo e acabamento das amostras:

- Foi utilizada lixadeira manual e lixadeira de cinta para auxílio no preparo das amostras. Para amostras de pequeno tamanho foi realizado o embutimento por polímero do tipo baquelite em equipamento embutidor. O equipamento para realização do polimento das amostras foi utilizado com auxílio de panos de feltro e fluido de alumina e pasta de diamante. Esses equipamentos e materiais de consumo auxiliam na caracterização metalúrgica de identificação das fases e microestruturas presentes.

c) Equipamentos para análise de imagens:

- Utilizou-se um equipamento de microscopia ótica com suporte, lentes (50x, 100x, 200x, 400x e 500x) e câmera para análise micrográfica e identificação de microestruturas, com a disponibilidade de um programa de retificação e captura de imagem. As análises macrográficas foram realizadas em equipamento de captura de imagem com lente de 20x e 40x. Para a avaliação da superfície dos revestimentos após a confecção, foi utilizada uma câmera fotográfica de resolução de 16 megapixes.

3.2.3 Bancada Experimental do Ensaio de Perda de Massa

Para este teste foram utilizados os seguintes equipamentos:

1º - Equipamento de Cavitação (Figura 3.3). Este é composto por gerador ultrassônico, sonotrodo, ponteira de sacrifício ou contra corpo em aço inoxidável (AISI 304), sistema de refrigeração por serpentina de cobre, sistema de regulação da altura da amostra em escala de micrometro, suporte de fixação da amostra e amostra usinada.



Figura 3.3 – Bancada experimental de detalha da montagem, 1 – sistema de regulação da distancia entre a amostra e o contracorpo, 2 – sonotrodo, 3 – contracorpo, 4 – sistema de refrigeração, 6 – suporte de fixação (adaptado de SILVA, 2008)

2º - Equipamento de determinação de massa das amostras – Para esta finalidade foram utilizados uma balança analítica com cinco casas decimais de precisão (10^{-5} g) do fabricante Shimadzu. Sendo esta utilizada periodicamente antes, durante as paradas programadas e após os ensaios de cavitação;

3º - Equipamento de avaliação da superfície – Foi utilizado um analisador conhecido por interferômetro a laser, Figura 3.4, que avalia a área da superfície e apresenta a topografia em 2 e 3D. Com o auxílio do *software* “*Mountains Map*” realiza-se análise estatísticas dos parâmetros de superfície e simulações dos mapas das áreas, determinando a rugosidade linear e de área relacionada à topografia em 2D e 3D. Este equipamento encontra-se no LTM – Laboratório de Tribologia e Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU.



Figura 3.4 – Interferômetro Laser Microfocus Expert, fabricante UBM (OLIVEIRA, 2012)

3.2.4 Equipamentos para Análise Metalúrgica

Para as análises metalúrgica foram utilizados os seguintes equipamentos:

a) Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com e sem EDS (Espectrometria de Energia Dispersiva) – para realização das análises de imagens com altos aumentos (de 30x a 1500x) com análise da composição química das regiões e pontos de interesse;

b) Difratormetro de Raios-X (DRX) – com este equipamento foi possível identificar as fases das estruturas presentes do material na superfície antes e após o teste de cavitação. As análises foram realizadas a partir de uma área na superfície em que se incide o feixe de Raios-X com velocidade de varredura e angulação controlada. Como resposta, os sinais foram captados por um software e apresentados em intensidade dos raios pela angulação em um equipamento Shimadzu com monocromador de cobre de λ igual a 1,54nm.

c) Microindentador para Análise de Dureza, Norma ASTM E 384 – com este equipamento realizou-se as análises de midro dureza “*Vickers*” HV com conversor em dureza “*Rockell*” HRC. Ajustado para a carga de 0,5 kgf no tempo de endentação de 10 s. As

análises foram realizadas em duas superfícies: na secção transversal ao revestimento e na superfície das amostras antes e após o teste de cavitação.

d) Ferritoscópio - com este equipamento foi possível quantificar o teor de ferrita do material em percentagens.

3.3 Metodologias Experimentais

3.3.1 Etapas iniciais

Após a seleção dos parâmetros de soldagem a serem utilizados como ponto de partida do trabalho, foi realizado em etapas os testes de ajustes e adequação dos parâmetros de soldagem para obtenção de novos pacotes operacionais para a confecção dos revestimentos com as ligas de cobalto. Estas etapas foram sequenciais utilizando os resultados de melhor qualidade.

Os revestimentos dos testes iniciais apresentam procedimentos de confecção divididos nas seguintes partes:

1º) Antes de iniciar a deposição do metal de solda - as peças foram limpas e pesadas para a obtenção da massa inicial e durante cada cordão depositado esse procedimento foi repetido, visando obter as características econômicas;

2ª) Aplicação do passe de ancoramento pela técnica de GMAW-CW igual para todos os testes com os mesmos parâmetros de aplicação e de soldagem com os arames consumíveis de cada revestimento;

3º) Quanto a aplicação dos cordões, o segundo cordão foi posicionado na margem lateral do cordão de ancoramento e em seguida o terceiro foi posicionado na margem lateral do segundo cordão. Os revestimentos foram aplicados em única camada numa sequência de 4 e/ou 5 cordões incluindo o ancoramento. Após a deposição de cada cordão houve um intervalo de tempo para o resfriamento até temperatura ambiente e limpeza do cordão para que se possa aplicar o cordão seguinte sem a influência da temperatura de entrepasse e/ou sujeira. A introdução do arame frio teve início 2 segundos após a abertura do arco do arame eletrodo e cessada essa alimentação 2 segundos antes da extinção do arco. Este procedimento teve por objetivo a padronização da adição de arame não energizado na poça de fusão. A Figura 3.5 mostra uma representação esquemática da disposição dos cordões durante a confecção dos revestimentos testes.

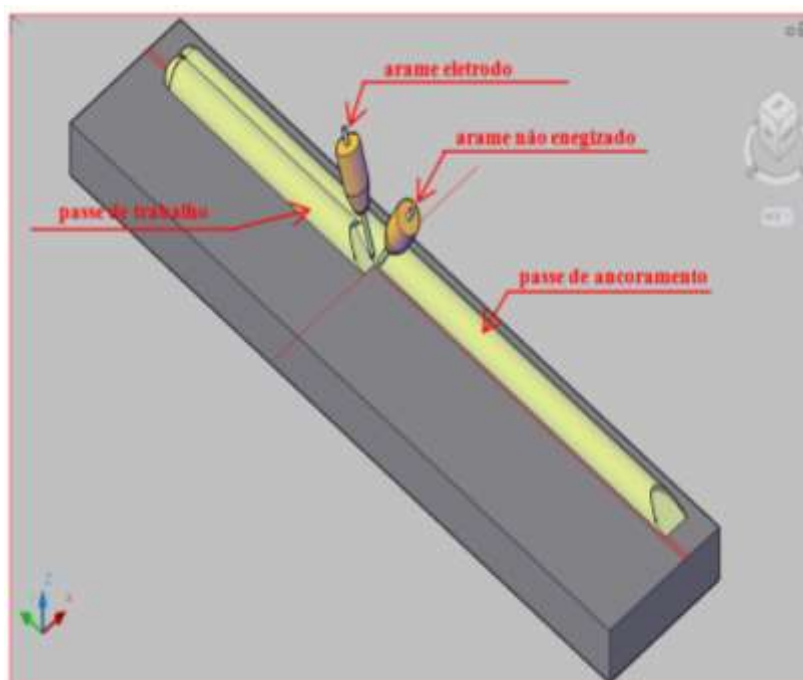


Figura 3.5 – Representação esquemática de aplicação dos cordões de revestimentos

4º) Foi realizado o monitoramento e captura dos sinais de corrente e tensão durante a soldagem. Esses dados foram captados durante o período de 10 segundos com frequência de aquisição de 5000 Hz após a adição de arame frio alcançar 10 segundos. Os dados de corrente e tensão foram expostos na forma de gráficos e salvos em arquivo no formato 'txt' para estudos futuros.

A finalidade desses procedimentos para os testes são de padronizar a confecção dos revestimentos para que se obtenham critérios de avaliações para a realização das análises. Esses padrões refletem no aspecto superficial, características geométricas, surgimento de discontinuidades ou defeitos de soldagem influenciados pelo efeito da sobreposição dos cordões e/ou da técnica de aplicação por soldagem.

3.3.2 Confecção dos revestimentos de ligas com e sem cobalto

Para a aplicação dos parâmetros de soldagem pelas técnicas GMAW e GMAW-CW, encontrados nos testes preliminares no Item 3.3.1, foram utilizados arames de ligas de cobalto e liga de aço austenítico para a confecção dos revestimentos com e sem as misturas entre estas para formar um novo material. Dois procedimentos foram adotados neste item para confecção dos revestimentos, o primeiro com amanteigamento do substrato pelo aço 309LSi e o segundo sem amanteigamento. Nesses procedimentos utilizaram-se os três tipos de arames citados os quais foram depositados pelos processos GMAW convencional e por

GMAW-CW com adição de arame não energizado. Nessa fase, utilizou-se o substrato ASTM A36.

Os parâmetros fixos de entrada e a técnica de aplicação utilizada na confecção dos revestimentos estão de acordo com os testes iniciais, sendo primeira a deposição do cordão de ancoramento e em seguida os cordões subsequentes num total de quatro cordões a compor o revestimento.

Nas Figuras 3.6 e 3.7 são mostrados os esquemas representativos do planejamento adotado para a deposição dos metais de solda sobre o substrato. Cada placa suportou de dois a três revestimentos (1, 2 e 3) na superfície em uma das faces conforme mostrado. Após seleção dos materiais de consumo, substrato e a quantidade de revestimentos aplicados em cada placa, foram selecionadas as ligas a serem depositadas em dois procedimentos, com e sem amanteigamento conforme a Tabela 3.5 de orientação de deposição de cada revestimento. Em seguida à conclusão dos revestimentos, foi realizado o processo de usinagem por esmerilhamento manual da superfície para remoção de imperfeições e ondulações decorridas da deposição dos cordões de soldagem.

Os revestimentos determinados totalizam 14 tipos de depositadas ou ligas em ordem e divididas em 5 placas de ASTM A36. As Figuras 3.6 e 3.7 apresentam esquematicamente os recobrimentos sobre as placas com amanteigamento e sem amanteigamento, respectivamente, numerando a ordem dos revestimentos.

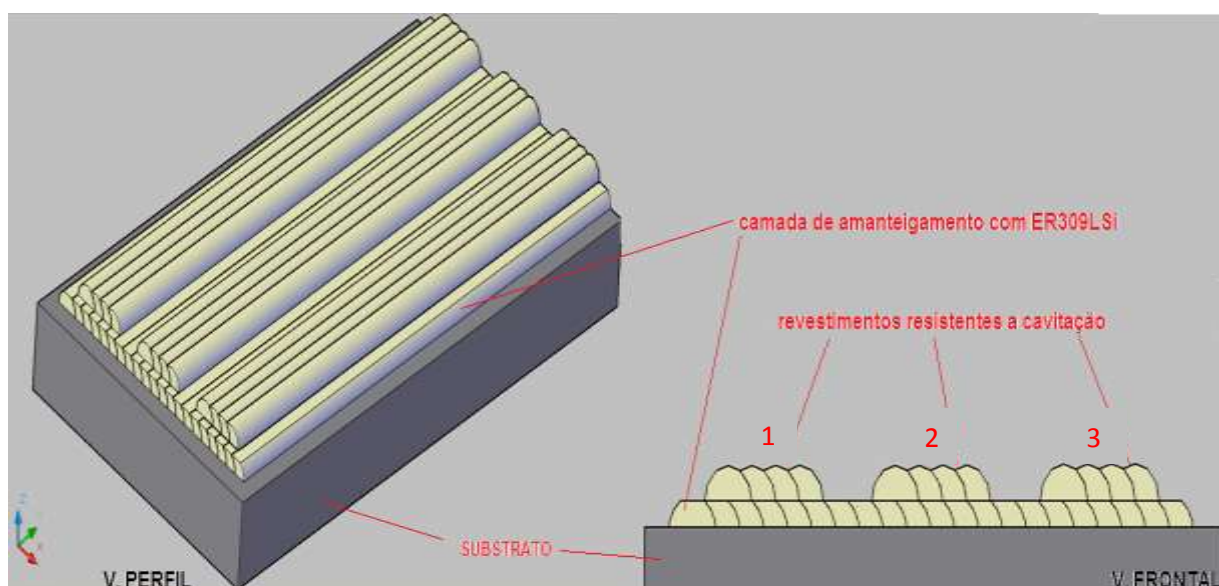


Figura 3.6 – Ilustração da confecção dos revestimentos numerados sobre o substrato com uma camada de amanteigamento

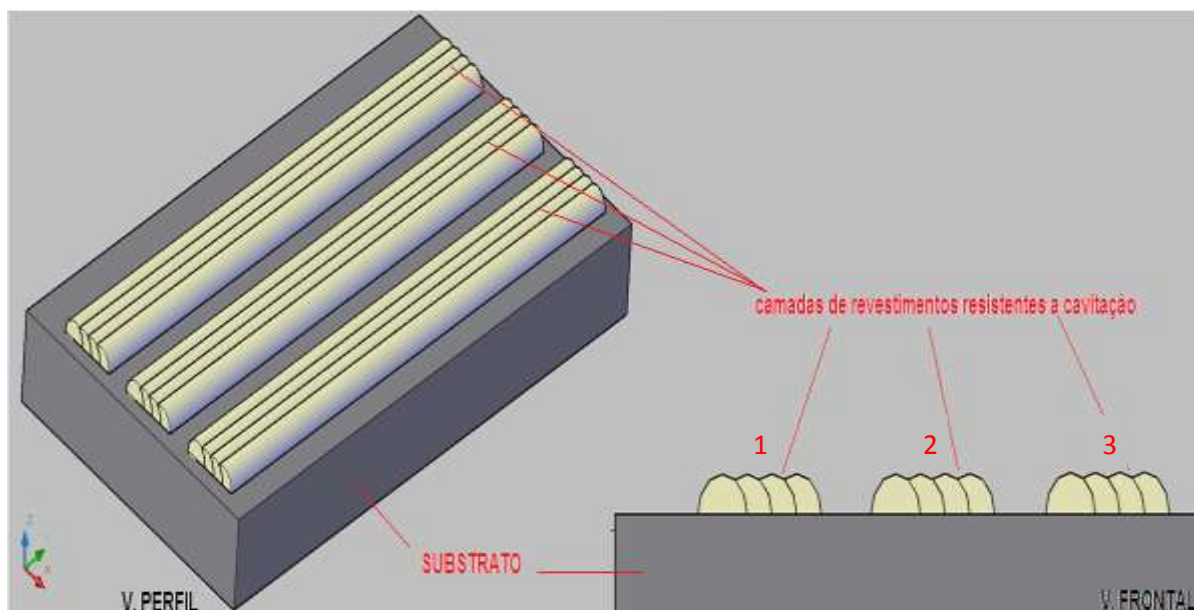


Figura 3.7 – Ilustração da confecção dos revestimentos também numerada sem amanteigamento sobre o substrato

A Tabela 3.5 apresenta o planejamento e a ordem de materiais a serem depositados nas determinadas placas. Sendo o primeiro termo o arame energizado e o segundo o arame frio, sendo que em cada placa a camada 1 representa os revestimentos aplicados pelo processo GMAW (exemplo o Stellite 21 o qual encontra-se na camada 1 das placas B e E), com exceção do Stellite 6 que está em 1 e 2 nas placas C e E, respectivamente.

Tabela 3.5 – Planejamento de confecção dos revestimentos resistentes ao desgaste

Placas de A36		REVESTIMENTOS E MATERIAIS		
		1	2	3
COM AMANTEIGAMENTO	A	309LSi	309LSi + Stellite 21	309LSi + Stellite 6
	B	Stellite 21	Stellite 21 + 309LSi	Stellite 6 + Stellite 21
	C	Stellite 6	Stellite 6 + 309LSi	Stellite 21 + Stellite 6
		1	2	3
SEM AMANTEIGAMENTO	D	309LSi	309LSi + Stellite 21	309LSi + Stellite 6
	E	Stellite 21	Stellite 6	

3.3.3 Retirada e Preparo das Amostras para o Teste de Cavitação

Antes da retirada das amostras das placas soldadas, os recobrimentos foram submetidos ao processo de usinagem da superfície por esmerilhamento conforme realizado pela indústria/campo sem qualquer outro tipo de tratamento. Segundo Procopiak et al., (2000) o procedimento de esmerilhamento melhora o desempenho da superfície em relação ao perfil fluidodinâmico com a eliminação ou redução das ondulações provenientes do processo de soldagem.

Os corpos de prova para o teste de cavitação foram retirados na região central do revestimento conforme representação esquemática mostrada na Figura 3.8. As placas foram cortadas e retiradas em forma de blocos quadrados com medidas de 25 mm por 25 mm, em seguida usinadas para se chegar à forma cilíndrica com diâmetro de 19 mm e altura de 10 mm. Estas amostras foram confeccionadas em função do diâmetro da ponteira de sacrifício do sonotrodo utilizado para o teste. A face das amostras que apresenta o material de interesse no revestimento foi submetida ao processo de lixamento por lixa d'água nas granulometrias de 100 a 1200 “*mesh*” até a eliminação das linhas “vivas” deixadas pela usinagem. A Norma G32 (Item 7.4 página 5 desta norma) recomenda que a superfície a ser submetida ao ensaio de cavitação deve apresentar rugosidade (Ra) igual ou inferior a 0.8 μm .

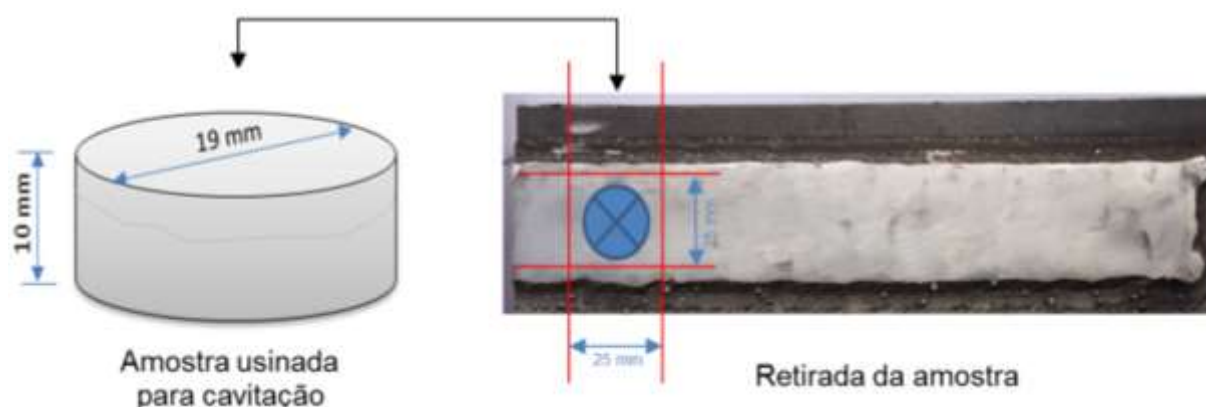


Figura 3.8 – Representação esquemática de retirada da amostra para ensaio de cavitação

3.3.4 Medições da Perda de Massa nos Ensaio de Cavitação

As medidas de perda de massa foram obtidas através das diferenças de massas realizadas antes, durante e após o término do ensaio de cavitação. A massa inicial corresponde à amostra antes de ser submetida ao desgaste erosivo. Durante o ensaio, foram estipulados os períodos de parada do equipamento para realização das medições de perda de massa em intervalos de 1 (uma) hora até o tempo de 10 horas e após este período foram realizadas as medições durante intervalos de 2,5 horas até o final do ensaio em cada amostra. O período final de ensaio esteve em função do material, sendo de 20 horas para as ligas de aço austenítico e de 40 horas para as ligas de cobalto devido a maior resistência à cavitação. Os resultados foram expostos em gráficos de perda de massa acumulada em função do tempo para análises e avaliações.

3.4 Características econômicas

A avaliação das características econômicas foi realizada com a finalidade de comparar o rendimento dos processos de soldagem pela relação de taxa de fusão e taxa de deposição de material. Para trabalhar com dois arames maciços foram indispensáveis à utilização de dois tempos de soldagem, sendo: t_1 - tempo de execução da soldagem com arame-eletrodo e t_2 - tempo de soldagem com o arame frio. Sendo os tempos de t_2 com defasagem de 4 segundos em relação de abertura e extinção do arco conforme procedimento de aplicação dos cordões.

Para o cálculo da taxa de fusão se fez necessário determinar o valor da densidade linear dos arames consumíveis utilizados. Assim, esses valores foram obtidos experimentalmente a partir de amostragens de arames retiradas em tamanhos conhecidos em seguida pesados. A relação da massa do arame pelo comprimento da amostragem determina a densidade linear (g/m). Os valores médios encontrados representam a densidade linear dos arames que estão dispostas na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 – Densidade linear dos arames utilizados

Arame [diâmetro]	Densidade Linear [g/m]
309LSi [1,2 mm]	8,73
309L [1,2 mm]	8,56
Stellite 21 [1,2 mm]	7,25
Stellite 6 [1,2 mm]	7,35

As Equações 3.1 e 3.2 são referentes à taxa de fusão (TF) e a taxa de deposição (TD) (CORREA, 2000; GOMES et al., 2011). Logo, estas equações observadas em Silva et al., (2012) foram modificadas para utilizar os dados de massa, densidade, comprimento linear dos dois arames para atender as necessidades do processo GMAW-CW. A Equação 3.3 é referente ao rendimento (Rend.), sendo que as equações não levam em consideração as perdas de massa por respingos ou falhas de alimentação durante a aplicação por soldagem:

$$TF = 3,6 \left(\rho_1 \frac{l_1}{t_1} + \rho_2 \frac{l_2}{t_2} \right) \quad [\text{Kg/h}] \quad (3.1)$$

Onde, ρ_1 e ρ_2 são as densidades linear dos arames, l_1 e l_2 representam ao comprimento linear dos arames e t_1 e t_2 são o tempo de alimentação dos arames;

$$TD = 3,6 \left\{ \frac{(m_f - m_i)}{\left(\frac{t_1 + t_2}{2}\right)} \right\} \quad [\text{Kg/h}] \quad (3.2)$$

Onde, m_f e m_i são as massas final e inicial, respectivamente;

$$Rend. = (TD / T_F) * 100 \quad [\%] \quad (3.3)$$

3.5 Ensaios Não Destrutivos (END)

3.5.1 Sanidade dos revestimentos

A análise do aspecto superficial do metal depositado teve por objetivo verificar a qualidade da superfície do cordão de solda, a qual depende das condições de soldagem. O aspecto superficial do metal depositado foi avaliado através de inspeção visual. Foram observadas as regularidades geométricas da deposição de metal de adição, largura e altura do reforço ao longo do seu comprimento, além da presença de descontinuidades tais como, trincas, porosidade, respingos, mordeduras, deposição insuficiente, etc, em comparação os processos de soldagem GMAW convencional ao GMAW-CW.

3.5.2 Líquido Penetrante

Os ensaios por líquido penetrante foram efetuados em todas os revestimentos realizados nas 14 (quatorze) amostras entre GMAW e GMAW-CW divididas nas 5 (cinco) placas.

Os procedimentos para tal ensaio esteve conforme a Norma Petrobrás N-1596. A superfície foi limpa e seca para que não houvesse a presença de contaminantes, pois a ocorrência destes torna o ensaio não confiável. O ensaio procedeu através da aplicação do líquido penetrante até formar um filme sobre a superfície. Em seguida foi determinado um tempo de 10-15 min para ocorrer o fenômeno da capilaridade e completa penetração do líquido. Após o tempo especificado, o filme foi removido da superfície e aplicado o revelador que consiste de um pó fino e branco. Novamente foi dado um tempo de 10 min para que o líquido penetrante fosse absorvido revelando as descontinuidades. Os resultados foram registrados em imagens e a avaliação foi efetuada pela inspeção dos revestimentos pela técnica de observação visual das superfícies. Em seguida as amostras foram limpas.

3.6 Caracterizações Geométricas e Macrográfica

A avaliação da geometria do cordão de solda foi realizada pela análise dimensional de na seção transversal de todas as amostras. Em cada revestimento foi efetuado cortes transversais aos cordões, conforme a Figura 3.9, a fim de obter as amostras para caracterização geométrica. O critério utilizado para a posição do corte foi em seccionar as peças transversalmente numa região a 20 mm do término do revestimento. As amostras apresentam medidas de 10 mm de largura e de cada revestimento foi retirada uma amostra para a realização dos ensaios.

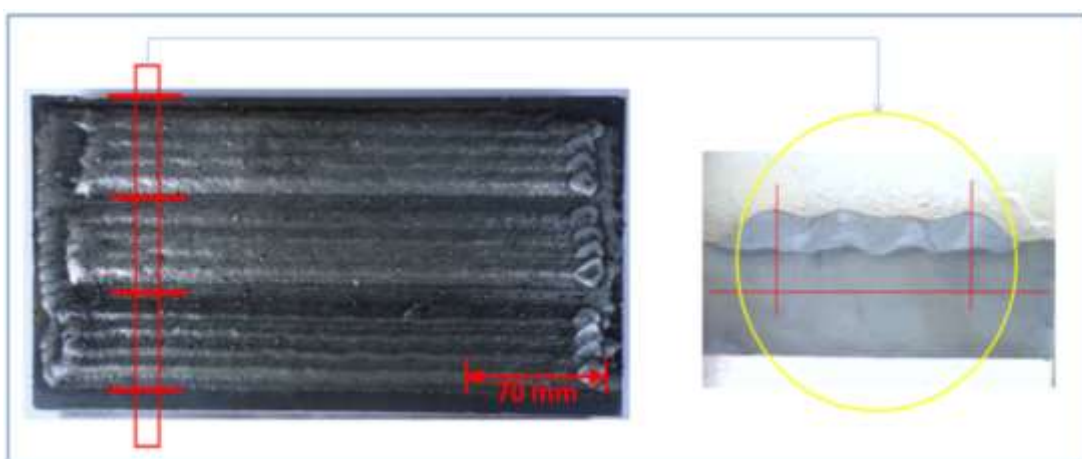


Figura 3.9 – Esquema representativo do corte dos revestimentos para obtenção das amostras

As amostras foram lixadas por via úmida e atacadas com um reagente químico para posterior ensaio macrográfico.

A análise macrografia teve por objetivo avaliar os cordões de solda da secção transversal quanto ao surgimento de descontinuidade e/ou defeito ocasionado durante a deposição dos cordões de solda.

A preparação da superfície foi executada através do lixamento iniciado com lixa de granulometria de número 100 *mesh* na direção normal aos riscos já existentes, passando sucessivamente para lixas de granulação mais fina (220, 320, 400, 600 e 800 *mesh*). Em todo o caso, para cada sequência de lixamento foi mudada a direção de lixamento em 90°. Após cada série de lixamento, a superfície foi cuidadosamente limpa a fim de que o novo lixamento não fosse contaminado com resíduos da operação anterior. A preparação da amostra é concluída com a lixa de granulometria 1200 *mesh*.

De posse da amostra limpa, lixada e seca efetuou-se o ataque químico com reagente *Villela's* realizado por imersão durante 5-15 segundos, em seguida a amostra foi lavada com álcool etílico hidratado para cessar a reação e finalmente seca.

A imagem da superfície lixada da amostra foi imediatamente capturada. Em seguida, os parâmetros largura (L), reforço (R) e a Penetração (P), Diluição (δ) e ângulo de molhabilidade/reforço (α) ilustrados nas Figuras 3.10 e 3.11, foram medidos na seção transversal ao cordão de solda com o auxílio do programa comercial de computação definindo as características geométricas do revestimento confeccionado.

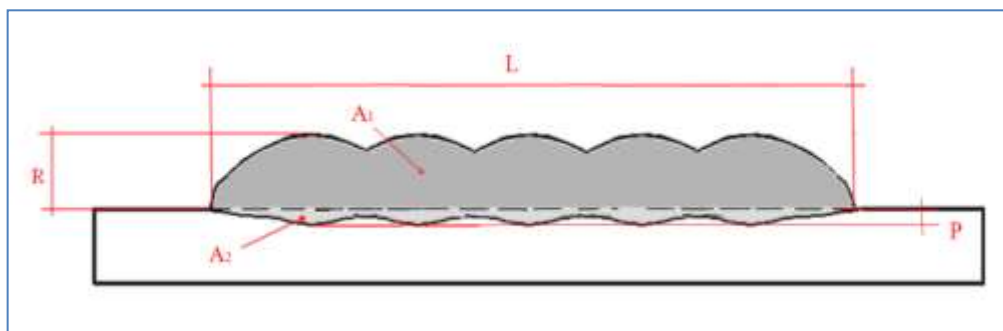


Figura 3.10 – Esquema do perfil geométrico, onde L – largura; P – penetração; R – reforço; A_1 e A_2 são as áreas dos revestimentos utilizadas para o cálculo da diluição

A diluição de um metal de adição no substrato é compreendida como sendo parte do metal de base que é incorporado no metal de solda. É conhecida como “coeficiente de diluição” ou simplesmente por “diluição” (δ), que pode ser expressa em valores de porcentagem pela Equação 3.4, como definida abaixo:

$$\delta = \left[\frac{A_2}{(A_1 + A_2)} \right] * 100 \quad [\%] \quad (3.4)$$

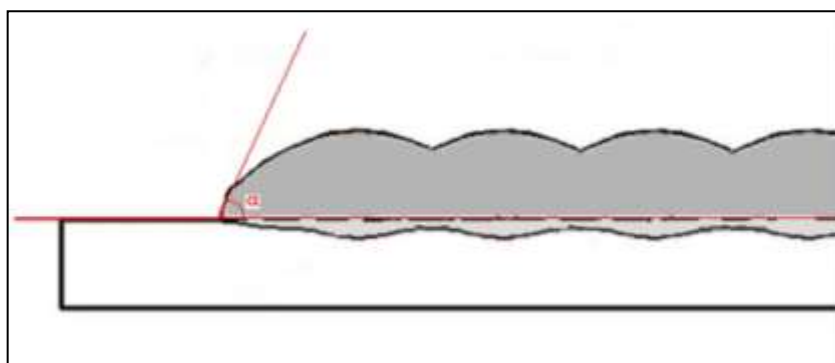


Figura 3.11 – Esquema do perfil geométrico do revestimento e o ângulo do reforço (α)

3.7 Análise Química dos Revestimentos

Foram realizadas as análises químicas do metal de base e dos revestimentos confeccionados. Os resultados foram determinados por espectrometria de emissão óptica, que têm por princípio a queima localizada do material a ser analisado liberando um gás o qual é processado e os espectros ópticos correspondentes podem ser interpretados como a composição química ou elementos presentes do material metálico dados em percentagem.

As amostras para esta análise foram retiradas após o processo de esmerilhamento da superfície conforme mostra a Figura 3.12 da representação esquemática das amostragens. Cada amostra apresentou superfície plana e isenta de qualquer contaminante, a qual se realizou o lixamento (100 *mesh*). Nas amostras foram realizadas de quatro a seis (4-6) queimas e retirada à média dos valores encontrados os quais são expostos em tabelas.

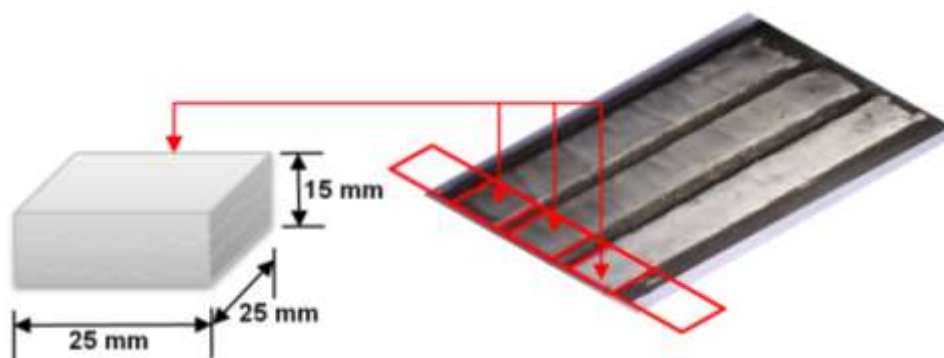


Figura 3.12 – Esquema representativo de retirada de amostras para análise química e outras investigações a serem definidas

3.8 Avaliação Microestrutural e Metalúrgica

Os revestimentos foram analisados por Microscopia Ótica e por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDX) para realizar microanálise química e identificação de fases e microconstituintes.

As amostras utilizadas foram às mesmas do Item 3.6. Essas amostras foram novamente seccionadas, embutidas, lixadas com lixas de granulometrias de 220 a 1200 *mesh* e polidas com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e alumina de 3 μm e 0,5 μm . Posteriormente, foram atacadas com os Reagentes 1, 2, 3 e 4 de acordo com o material do revestimento conforme apresentado na Tabela 3.7.

Tabela 3.7 – Reagentes reveladores de microestruturas em função do material

Reagente	Nome e/ou composição	Materiais
1	Marble's – $\text{HCl} + \text{H}_2\text{O} + \text{CuSO}_4$	309LSi e Stellite 21
2	Vilella – $\text{C}_6\text{H}_3\text{OH}(\text{NO}_3) + \text{HCl} + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	309LSi
3	$\text{HCl} + \text{HNO}_3$	Stellite 6
4	$\text{HCl} + \text{HNO}_3 + \text{FeCl}_3$	Stellite 6

O procedimento empregado para a realização do ensaio foi por imersão, sendo que para os Reagentes 1 e 2 por 15 segundos e para Reagentes 3 e 4 por 3 segundos, seguidos de lavagem em água corrente e álcool hidratado para interromper a reação. Após secagem da amostra, realizou-se a captura de imagens das microestruturas de interesse.

A Figura 3.13 apresenta um esquema representativo das regiões de captura de imagens as quais tiveram as seguintes escalas de aumento: 50x, 200x, 500x e 1000x. Na figura são especificadas as regiões em 1-2, entre os cordões 1 e 2, 2-centro, no centro do 2º cordão, 2-3, entre o 2º e 3º, 3-4, entre o 3º e 4º e 3-amanteigamento que representa entre o 3º cordão e o amanteigamento ou substrato.

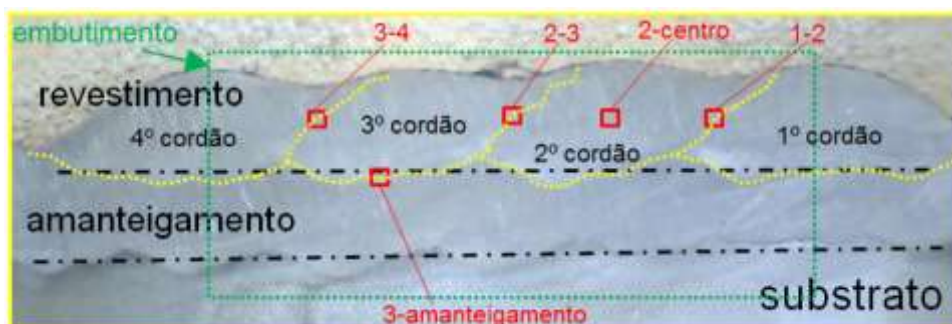


Figura 3.13 – Representação esquemática de captura de imagens micrográficas

3.9 Análise de Microdureza

Para esta análise foi utilizado um microdurômetro com carga de 0,5 N. Foram submetidos ao teste os revestimentos em sua secção transversal na região do 2º cordão até o amanteigamento ou substrato. Para a superfície analisou-se as amostras após o processo de usinagem. Nestas, observou-se o perfil de microdureza na região de ligação entre os cordões 2 e 3 na região central do revestimento.

Os resultados obtidos foram apresentados em forma de gráfico de perfil de microdureza em função da área ou região submetida à análise.

3.10 Análises por difratometria de Raios-X

O equipamento foi ajustado na velocidade de varredura de $2\theta/s$ em graus para as angulações de 30 a 100° . As amostras analisadas foram as usinadas para o ensaio de perda de massa e submeteram ao analisador antes e após o ensaio de cavitação.

3.11 Ensaios de Cavitação

3.11.1 Perda de Massa

A resistência à cavitação foi determinada através de dispositivo ultrassônico de acordo com a ASTM G32-96, utilizado pelo método indireto com ponteira de sacrifício e sonotrodo com distância de 5 mm entre a ponteira de sacrifício e a amostra.

O equipamento ultrassônico consiste de um transdutor piezoelétrico que faz vibra na frequência de $20\pm 0,5$ kHz. A amostra foi montada na extremidade em um suporte de fixação e imersa em água destilada com temperatura controlada a $24\pm 1,0^\circ\text{C}$. A Figura 3.2 mostra o esquema da montagem do dispositivo para este ensaio.

As amostras foram construídas e apresentam as medidas de 10 mm de altura por 19 mm de diâmetro, nas quais a face de interesse foi lixada até a granulometria de 1200 *mesh* e em seguida pesadas em uma balança com 10^{-5}g de precisão durante os testes de desgaste em intervalos de tempos conhecidos, tendo a perda de massa observada em função do tempo de exposição ao ensaio.

3.11.2 Caracterização da Superfície e Transformação de Fases

A caracterização das superfícies durante o ensaio de cavitação ocorreu pelas análises de imagens por MEV-EDS com características morfológicas e topográficas. Realizou-se a caracterização química de microconstituintes, fases e microestruturas com o auxílio de DRX antes e após ensaio de cavitação.

3.11.3 Topografia da Superfície

Como forma de complementar o estudo do efeito da cavitação sobre a superfície desgastada, foi feita a caracterização topográfica via interferometria a laser. Foi selecionada uma área de 2 x 2 mm representativa da superfície de interesse, na qual foi feita a varredura com taxa de aquisição de 1000 ponto/mm em “x” e 100 pontos/mm em “y”. Os parâmetros de rugosidade superficial (R_a , R_q , S_a e S_q) foram obtidos pelo *software* “*Mountains Maps*”, além de fornecida a topografia em 3D.

CAPITULO IV

ADEQUAÇÃO E AJUSTES DE PARAMETROS DE SOLDAGEM GMAW-CW

4.1 Primícias do Trabalho

Este trabalho tem por ponto de partida os parâmetros de soldagem encontrados na literatura e em pesquisas realizadas pelos grupos de soldagem LAPROSOLDA-UFU e LCAM-UFGA. De acordo com a proposta de trabalho foi utilizada a técnica de soldagem GMAW com adição de arame frio (GMAW-CW ou GMAW-AF) para aplicação de revestimentos resistentes a cavitação. Foram realizados testes de adaptação e ajustes dos parâmetros de soldagem com aços inoxidáveis austeníticos. Com o auxílio de análise e pesquisas realizadas sobre esse assunto foram escolhidas os parâmetros iniciais apresentados na Tabela 4.1

Tabela 4.1 – Parâmetros dos experimentos da pesquisa de referência (Cruz Jr et al., 2011)

Parâmetros	Nível/Unidade
Arares Eletrodo/ Não energizado	308LSi
Diâmetro Eletrodo/ Não energizado	1,2 mm/ 0,8 mm
Velocidade de soldagem/ posição	30 cm/min / Plana
Velocidade de Alim. de Eletrodo	6 m/mim
Velocidade de Alim. de Arame Frio	2 m/mim
Eletrodo	CCEP(*)
Tensão	20 V
DBCP (distância-bico-de-contato-peça)	14 mm
Ângulo de avanço da tocha (empurrando)	15°
Oscilação	Tecimento pendular
Frequência e Amplitude de oscilação	1,5 Hz e 10 mm
Gás de proteção - Vazão	Ar+2%O ₂ - 14 l/min

Onde: (*) Corrente Contínua em Eletrodo no polo Positivo

As etapas de soldagem foram realizadas por simples deposição sobre o substrato (MB) em movimento oscilatório transversal simples com velocidade constante obtida pelo robô. De acordo com Barra (1998) e Felizardo e Bracarense, (2003) a utilização deste tipo de oscilação da tocha atribui certas melhorias metalúrgicas ao cordão, como por exemplo, o refino microestrutural, melhora a geometria dos cordões, menos convexo e mais largo. Segundo Carvalho et al., (2011) e Cruz Jr et al., (2011) a frequência e a amplitude de tecimento/oscilação da tocha apresentam vantagens na utilização dessa técnica em conjunto a soldagem. Entre estas, tem-se a maior largura dos cordões, refino de microestruturas e inibição da propagação de trincas durante o resfriamento do cordão de solda.

A relação entre as velocidades de alimentação de arames energizados e do arame frio foi mantida em 3:1, ou seja, adotando a velocidade 6 cm/min para o arame eletrodo e de 2 cm/min para o arame não energizado. De mão destes ajustes e adequações iniciais, foi possível iniciar os testes na busca das melhores condições para confecção dos revestimentos.

4.2 Metodologias Adotadas

Para a orientação na realização das etapas, a Figura 4.1 mostra um esquema prático dos procedimentos de execução dos testes.

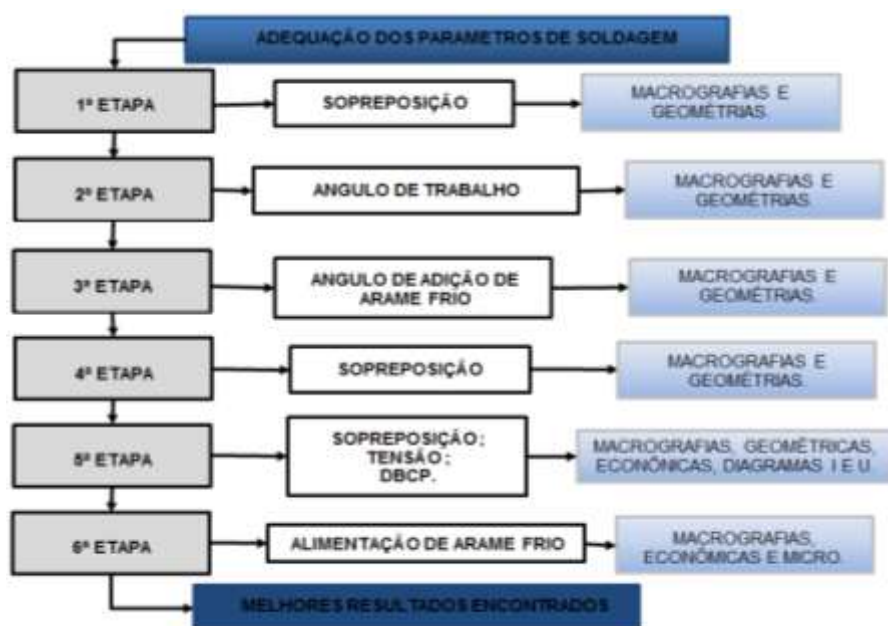


Figura 4.1 – Procedimento de execução dos testes e etapas com a determinação dos parâmetros de soldagem GMAW-CW

Neste Capítulo, a pesquisa se desenvolveu em testes de adequação e/ou aperfeiçoamento em etapas de confecção de revestimento. Nessas etapas foram utilizados materiais de menor valor comercial até a determinação dos parâmetros adequados para a aplicação dos revestimentos com os materiais similares aos utilizados no reparo das turbinas hidráulicas.

4.3 Etapas Iniciais

A aplicação da técnica de soldagem GMAW-CW na confecção dos revestimentos das etapas foi realizada em única camada com total de quatro cordões consecutivos, sendo o primeiro de ancoramento. As avaliações desses revestimentos foram pelas características geométricas (largura, reforço, penetração, diluição e ângulo de molhabilidade), parâmetros econômicos (consumo e produção), demonstrativo geral do oscilograma de tensão e corrente, e aspectos micrográficos e microdureza. Entretanto, essas análises foram aplicadas de acordo com o desenvolvimento e evolução das etapas.

4.3.1 – Efeito do posicionamento da tocha sobre as características geométricas do revestimento

Os consumíveis utilizados foram os arames ER309L de 1,2 mm de diâmetro como eletrodo e o ER308LSi com 0,8 mm de diâmetro na forma de arame não energizado nas velocidades de alimentação de arames em 6 e 2 cm/min, respectivamente. A Figura 4.2 apresenta o posicionamento da tocha em relação ao cordão de ancoramento.

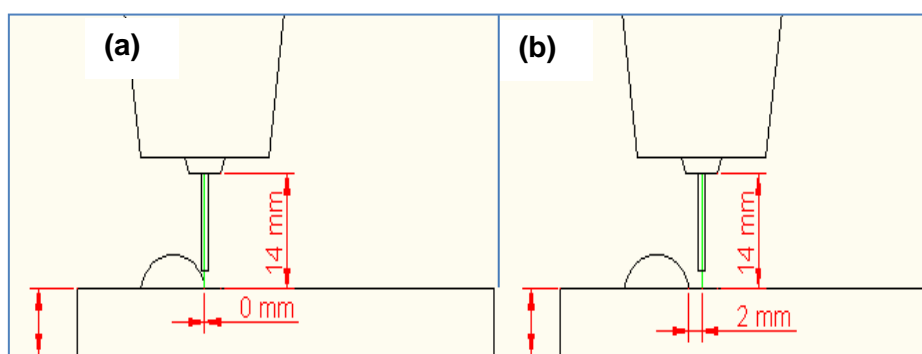


Figura 4.2 – Representação esquemática da disposição da tocha para os testes da Etapa 01

A **Etapa 01** teve início a partir dos parâmetros de soldagem encontrados no ajuste e réplica de resultados da literatura (Tabela 4.1). Foi realizada a confecção dos revestimentos

por soldagem GMAW-CW em duas condições de aplicação em níveis de distanciamento da tocha, 0 e 2 mm, que representam o efeito da sobreposição dos cordões em 50% e 30%, respectivamente. Este efeito determina a qualidade e homogeneidade dos passes em relação à planicidade dos revestimentos.

Na posição de 0 mm, a tocha foi ajustada para iniciar a deposição do cordão de trabalho na margem do cordão aplicado anteriormente. Para o ajuste na posição de 2 mm, a tocha é posicionada a partir de 2 mm da margem do cordão anteriormente depositado, conforme visto na Figura 4.2 (b).

Busca-se nesta etapa, além da verificação do posicionamento/sobreposição dos cordões, observar o comportamento dos parâmetros de soldagem dos ensaios durante a aplicação dos revestimentos.

Nas Figuras 4.3-a e 4.3-b são apresentadas as macrografias da seção transversal dos cordões que formam os revestimentos nas duas condições proposta ao ensaio deste item. Nessas imagens observa-se a qualidade dos depósitos quanto ao surgimento de descontinuidades bem como os perfis dos cordões de solda. No entrelasse dos cordões dos ensaios foi verificada a descontinuidade classificada por falta de fusão. Observa-se ainda na Figura 4.3 que a amostra no posicionamento em 0 mm (a) apresentou cordões com menores ondulações, enquanto que na posição de 2 mm (b) teve aspecto de cordões mais ondulados.

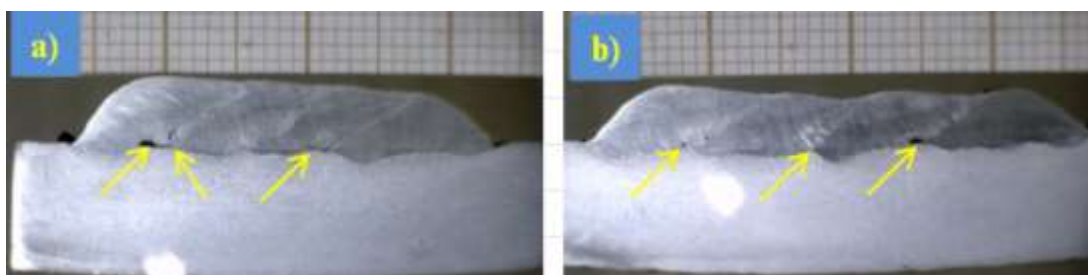


Figura 4.3 – Macrografias dos revestimentos nos dois posicionamentos da tocha de soldagem em: a) 0 mm e b) 2 mm

Na análise das características geométricas foi importante considerar a diluição como a variável a ser analisada, pois a mesma tem influência nas características de resistência à cavitação, conforme comentam Barra (1998) e Francis et al., (2002). Na Tabela 4.2 são apresentadas as características geométricas das amostras aplicadas no posicionamento de 0 mm, o qual se estima apresentar uma sobreposição de 50% com maior reforço e menor penetração. Na posição de 2 mm resultou a maior largura com menor reforço e maior penetração.

Tabela 4.2 – Características geométricas do teste 01

Amostra	Distanciamento	L [mm]	R [mm]	P [mm]	δ [%]
1	0 mm	29,99	4,52	1,18	10,67
2	2 mm	36,02	3,73	1,31	21,55

A diluição para o posicionamento em 2 mm (Amostra 2) apresentou maior valor em relação ao 0 mm (Amostra 1). Apesar da menor diluição da Amostra 1, a mesma apresentou uma menor área revestida em comparação com a Amostra 2, fato este devido ao efeito da sobreposição dos cordões. Sábio (2004) e Silva (2010) verificaram que a técnica de soldagem com adição de arame frio reduz a diluição de 15 a 40% em comparação ao processo convencional GMAW nas mesmas condições e parâmetros de soldagem.

Devido ao surgimento da descontinuidade por falta de fusão na região de ligação entre os cordões e o substrato, a aplicação dos depósitos nestas condições de soldagem torna-se inadequada. Desta forma, novos parâmetros foram escolhidos e devem ser realizados para a eliminação desta falha. Mantendo como base o melhor resultado desta etapa (posicionamento da tocha – 0 mm), pretende-se na etapa seguinte modificar o ângulo de trabalho da tocha de soldagem objetivando eliminar a falta de fusão encontrada.

4.3.2 - Efeito da variação do ângulo de trabalho sobre a diluição e qualidade dos revestimentos

A **Etapa 02** é configurada como uma continuação dos testes anteriores para a determinação das condições de soldagem buscando a eliminação da descontinuidade/defeitos. Foram mantidos os mesmos arames de adição nas mesmas condições e parâmetros de deposição por soldagem na melhor configuração encontrada no teste anterior, foi proposto modificar o ângulo de trabalho em quatro níveis, 0°, 5°, 10° e 15°, conforme mostrado na Figura 4.4. O objetivo desta Etapa foi em avaliar a qualidade dos revestimentos depositados quanto à influência do ângulo de trabalho da tocha sobre os níveis de diluição e as características geométricas.

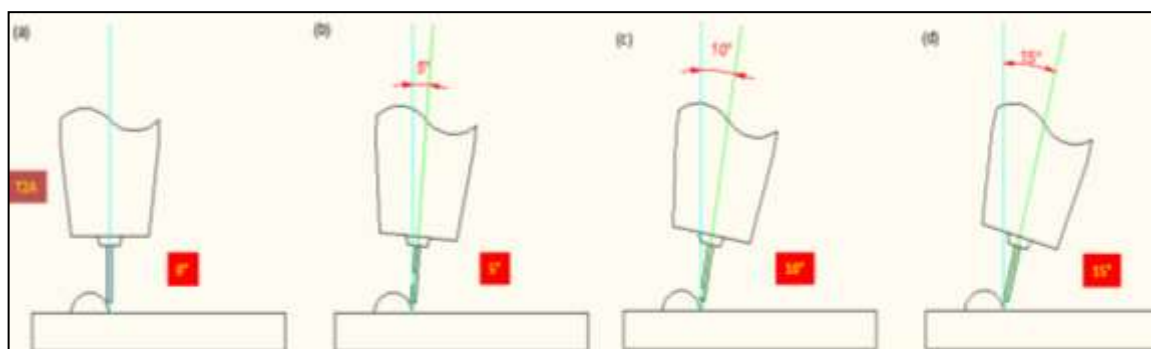


Figura 4.4 – Representação esquemática do ângulo de trabalho para a Etapa 02

Foram mantidos os parâmetros de soldagem, velocidade, posição de soldagem, tipo de oscilação e suas variáveis de frequência e amplitude de deslocamento transversal ao sentido de soldagem, entre os demais parâmetros de acordo com a Tabela 4.1.

Na confecção dos revestimentos, os depósitos seguiram também a mesma sequência de aplicação dos cordões conforme a metodologia experimental do Capítulo 3. Os cordões foram depositados com a tocha de soldagem posicionada inicialmente a 0 mm da margem lateral do cordão de ancoramento ou cordão anterior, as inclinações da tocha foram de 15° ao plano de deslocamento da tocha e os ângulos de trabalho foram ajustados segundo o plano de trabalho, estes planos são mostrados na Figura 4.5. Os revestimentos foram concluídos com a aplicação de três cordões além do passe de ancoramento e todos em camada única.

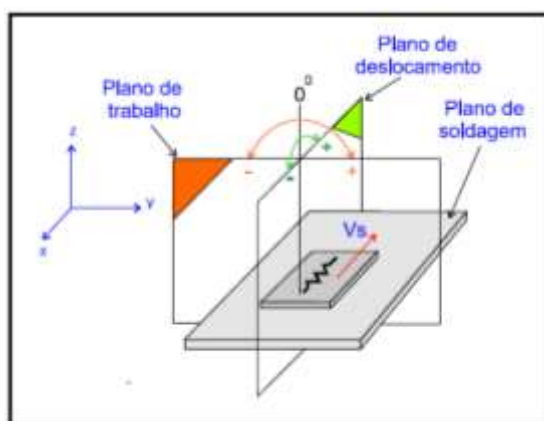


Figura 4.5 – Planos de orientação para de soldagem (BARRA, 1998)

A Tabela 4.3 mostra as características geométricas dos ensaios realizados neste item. Observa-se que a largura média dos valores ficou entre 29,11 mm e 29,99 mm, o menor valor foi apresentado para o teste com 5° e o maior valor foi verificado para o ângulo de 0°, no geral essa característica apresenta valores similares quando analisamos os resultados dos ângulos de 5°, 10° e 15°.

Tabela 4.3 – Características geométricas do Item 4.3.2

Amostra	Ângulo de trabalho	L [mm]	R [mm]	P [mm]	δ [%]
1	0°	29,99	4,52	1,18	10,67
2	5°	29,11	4,44	1,21	15,1
3	10°	29,78	4,02	1,18	16,18
4	15°	29,89	4,26	1,27	16,04

Analisando o reforço (R) dos cordões de soldagem, verifica-se o decréscimo dos valores de acordo com o aumento dos ângulos, conforme apresentado na Tabela 4.3. Os valores do reforço ficaram acima de 4 mm, chegando até 4,52 mm no ângulo de 0°. Na penetração observa-se o aumento em função do aumento do ângulo de trabalho, no entanto, ficaram entre 1,18 mm e 1,27 mm com o maior valor apresentado para o ângulo de 15°. Estes valores representam a boa qualidade da geometria dos revestimentos com altos reforços e baixas penetrações.

Na análise dos resultados da diluição apresentada na Tabela 4.3, verifica-se que os valores ficaram entre 10,67 e 16,18%. Ainda observa-se uma tendência de crescimento da diluição em função do aumento do ângulo de trabalho.

Na Figura 4.6 se observa as macrografias dos revestimentos, nota-se a boa qualidade quanto ao nível de ondulações presentes no formato dos cordões, isto indica que as deposições tiveram reprodutibilidade de operação, essa característica é importante quando se pretende realizar a usinagem para o nivelamento e/ou planicidade da superfície, no caso de aplicação de uma segunda camada e/ou outras aplicações. Ainda nessa análise, as imagens mostram a qualidade quanto à identificação de descontinuidades/defeitos presentes, as amostras com os ângulos de 0°, 5° e 15° apresentaram o defeito de falta de fusão e a quantificação desta anomalia ocorre em escala decrescente em relação ao aumento dos ângulos de trabalho. Enquanto, que para o ajuste da inclinação do ângulo de trabalho em 10° não houve a presença desta descontinuidade conforme mostrado na Figura 4.6-c. Observa-se novamente que a falta de fusão encontra-se na região de transição (sobreposição) entre os cordões.

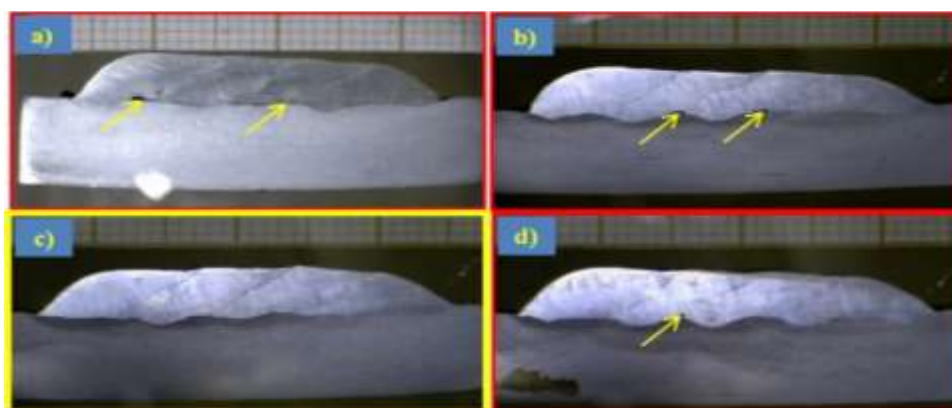


Figura 4.6 - Macrografias das secções transversais dos revestimentos nos ângulos de trabalho: a) 0°; b) 5°; c) 10° e d) 15°

A amostra que teve o ajuste do ângulo de trabalho em 10° não apresentou a descontinuidade entre os cordões de solda. A análise foi realizada em apenas uma amostra

na seção transversal do revestimento que apresentou diluição igual a 16,18%, ainda sim garantindo o avanço das pesquisas com a técnica GMAW-CW.

No geral, os resultados destes testes torna o ângulo de trabalho mais um parâmetro fixo de aplicação para etapas futuras. Como forma de investigar a influência de outros parâmetros para minimizar os níveis de diluição e melhorar as características geométricas, pretende-se escolher outras variáveis a serem testadas na confecção dos revestimentos.

4.3.3 – Influência do ângulo de introdução de arame não energizado sobre a qualidade dos revestimentos

Observando as características do processo de soldagem pela técnica com adição de arame frio, resolveu-se verificar a influência do ângulo de disposição do bico alimentador de arame frio. Essa etapa iniciou pela escolha dos parâmetros fixos de soldagem e dos ajustes de aplicação.

Realizaram-se quatro testes variando o ângulo de alimentação de arame frio em relação ao arame energizado nos seguintes níveis: 0°, 30°, 60° e 90°, conforme mostra a Figura 4.7. A cada cordão depositado, realizou-se o resfriamento natural e a limpeza das peças, foi seguindo os procedimentos anteriores para deposição por soldagem.

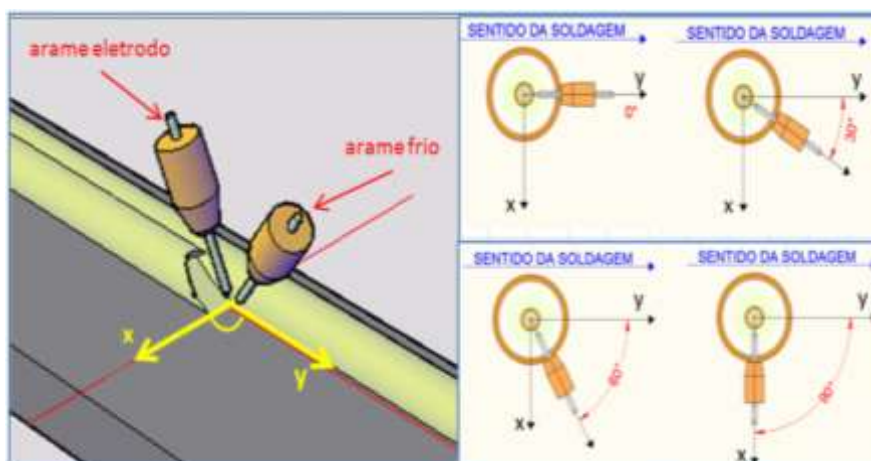


Figura 4.7 – Representação esquemática do ângulo de alimentação de arame frio em relação ao arame eletrodo em quatro níveis, 0°; 30°; 60° e 90°, no sentido de soldagem

Observou-se na análise das características geométricas que os valores de reforço se mantiveram semelhantes enquanto que para a penetração os valores mostraram-se bastante diferentes variando numa faixa de 0,85 a 1,55 mm. Valores estes devido à influência da adição em determinados ângulo como observados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Características geométricas do ensaio do Item 4.3.3

Amostra	Ângulo de adição	R [mm]	P [mm]	δ [%]
1	0°	4,02	1,18	16,18
2	30°	4,41	0,88	12,88
3	60°	4,21	1,52	16,42
4	90°	4,61	1,19	16

Na análise da diluição verifica-se que no ângulo de 30° apresentou menor valor e os resultados dos demais ângulos ficaram numa faixa de 16%, conforme mostrado na Tabela 4.4. Estes resultados de valores abaixo de 20% eram esperados conforme observado no item anterior, pois houve modificações apenas no ângulo de adição do arame frio e os demais parâmetros de soldagem permaneceram constantes.

Ao comparar os resultados das diluições da Tabela 4.4 com a análise da macrografias presentes, verificou-se que o menor valor da diluição apresenta falta de fusão no entrepasse, igualmente ocorrido para com os ângulos de 60 e 90°. Ao observar a Figura 4.8, nota-se que o ângulo de adição de arame frio em 0° apresentou boa qualidade com a ausência da descontinuidade.

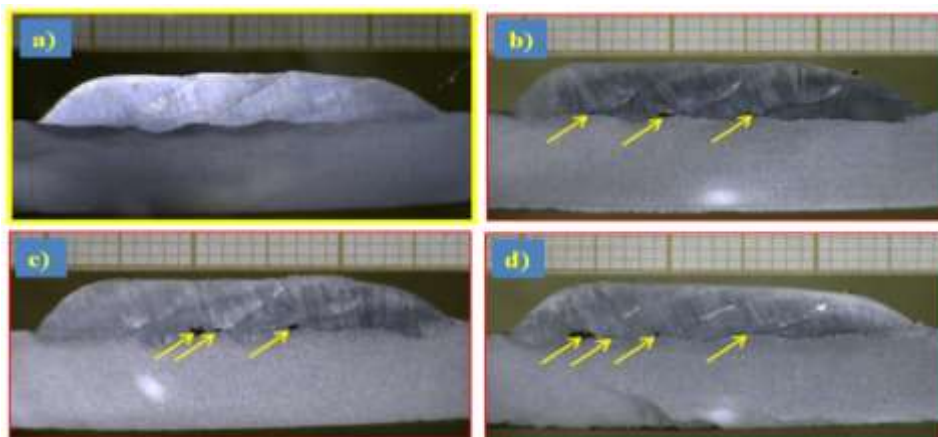


Figura 4.8 - Macrografias resultante dos experimentos do Item 4.4.3 para os valores dos ângulos em: a) 0°; b) 30°; c) 60° e d) 90°

Diante desses resultados, para as amostras que tiveram o defeito, pretende-se modificar o posicionamento da tocha de soldagem similarmente ao proposto no Item 4.3.1. Verificou-se até esta etapa que a descontinuidade por falta de fusão é persistente podendo estar relacionada ao posicionamento da tocha em relação ao cordão de solda. Para a etapa seguinte, pretende-se verificar a influência da sobreposição dos cordões na confecção do revestimento mantendo as melhores condições de soldagem e de deposição.

4.3.4 – Efeito da sobreposição dos cordões de soldagem sobre a qualidade do revestimento

Estes testes têm por objetivo investigar a qualidade dos revestimentos relacionada ao efeito da sobreposição dos cordões de soldagem provocados pelo posicionamento da tocha de soldagem. Baseado nos resultados dos itens anteriores verifica-se que as características geométricas estão diretamente influenciadas pela sobreposição dos cordões. A escolha das variáveis de influência teve por motivo a eliminação das discontinuidades com a manutenção dos menores valores de diluição através do ajuste do posicionamento da tocha em três níveis, + 1 mm, 0 mm e - 1 mm (Figura 4.9), os quais correspondem as sobreposições de 60%, 50% e 40%, respectivamente, conforme a Figura 4.10 seguinte.

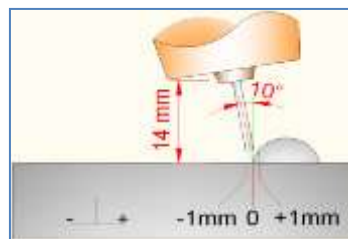


Figura 4.9 - Representação esquemática da disposição da tocha para a quarta etapa

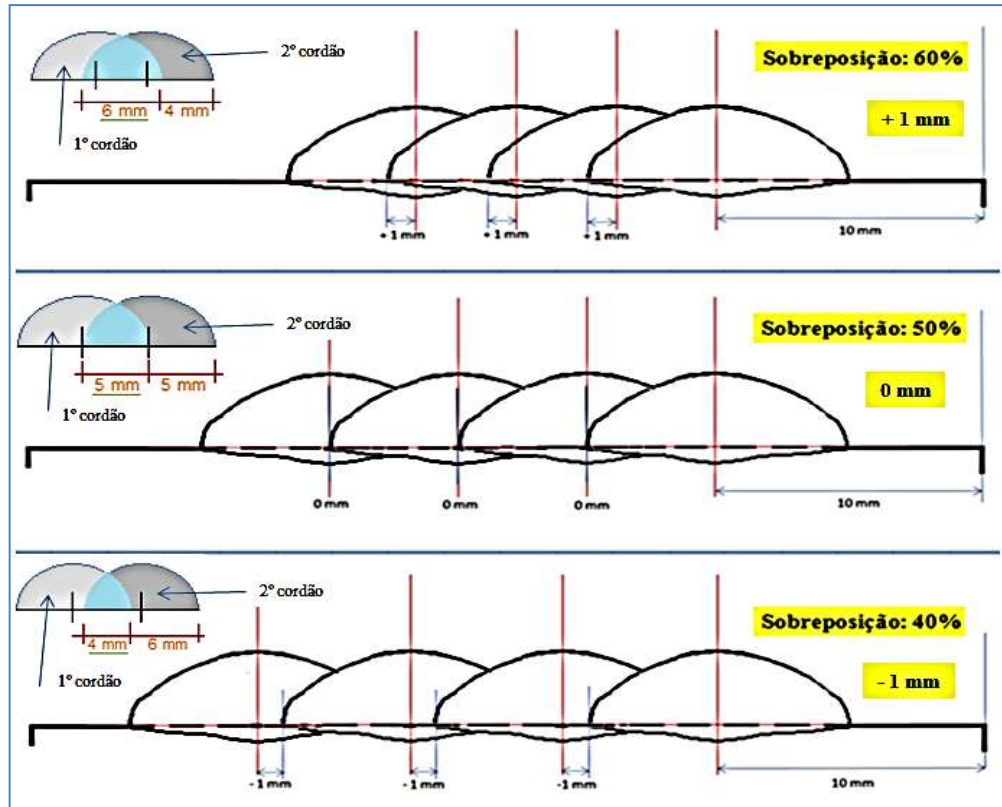


Figura 4.10 – Esquema representativo dos três níveis de sobreposição dos cordões em função dos posicionamentos da tocha em 1 mm, 0 mm e - 1 mm (adaptado de CORREA, 2000)

A padronização do efeito da sobreposição em termos de percentagem, segundo Correa, 2000 e Francis et al., 2002 é correspondente a quanto um cordão de solda sobrepõe o cordão base, medido pelas diferenças das larguras entre os dois cordões de solda, conforme ilustrado na Figura 4.10. Foi suposto que no posicionamento da tocha de 1 mm corresponde a 60% de sobreposição, na posição da tocha em 0 mm tem-se 50% e em -1 mm a sobreposição alcança o valor de 40%.

Escolhida as variáveis de influência e mostradas na Tabela 4.5. Os demais parâmetros foram mantidos como forma de continuidade dos estudos de ajustes e adequações dos procedimentos na confecção de revestimento. Outra modificação neste momento se deu pela escolha de um substrato de maior espessura (8 mm para 12,7mm) na tentativa de minimizar o efeito da deformação apresentada nas placas ocorrida durante a soldagem.

Tabela 4.5 – Parâmetros de soldagem e de aplicação para o ensaio do Item 4.4.4

Parâmetros	Nível/Unidade
Substrato – Espessura	ABNT 1020 – 12,7 mm
Relação de velocidade de alimentação entre arame eletrodo e não energizado	6/2 m/min → V_{ae}/V_{ef}
Ângulo de avanço da tocha (sentido)	15° (empurrando)
Ângulos de trabalho	10°
Ângulo de alimentação de arame frio	0°
Posicionamentos da tocha	+ 1 mm, 0 mm e - 1 mm

Iniciou-se esta etapa pela deposição dos passes de ancoramento em todas as peças do substrato, em seguida foi realizada a aplicação dos cordões de soldagem de acordo com o planejamento de execução dos revestimentos com os parâmetros variáveis. Após a confecção dos revestimentos, foram retiradas as amostras e realizadas as análises necessárias.

Pela macrografia das amostras presentes na Figura 4.11 verificou-se a descontinuidade do tipo falta de fusão em todas as amostras. No entanto, em termos de qualidade e de menor quantidade de defeito, observa-se que no posicionamento de -1 mm da amostra “c” foi o que apresentou o defeito somente no entropasse do ancoramento, enquanto que nas demais amostras a descontinuidade foi encontrada nos entropasses dos cordões de trabalho.

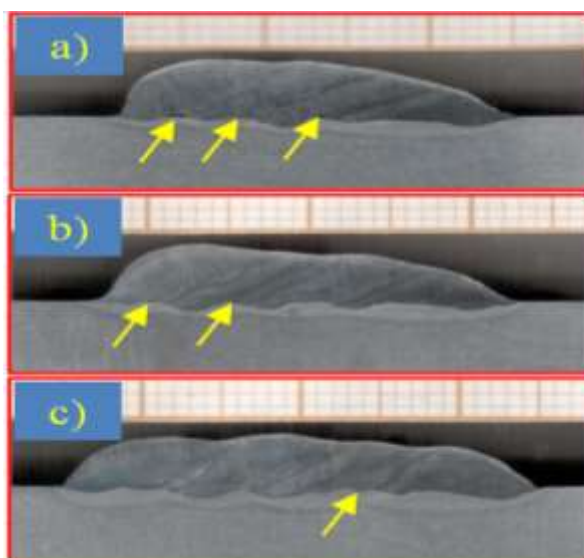


Figura 4.11 – Macrografias das amostras do teste 04: a) +1 mm (60%); b) 0 mm (50%) e c) -1 mm (40%)

Observa-se nas macrografias das amostras que mesmo com o posicionamento da tocha em variações relativamente pequenas a técnica de oscilação teve influência nas qualidades superficiais e geométricas do revestimento.

Nas análises das características geométricas observou-se um crescimento da largura (Tabela 4.6) nos posicionamentos da tocha em 0 mm e -1 mm, isto foi devido a maior área alcançada pelo metal de solda em função da amplitude de oscilação. Entretanto, a penetração e o reforço apresentaram características de redução de seus valores pelas mesmas razões. Os valores dos reforços ficaram em ordem decrescente e de comportamento semelhante às penetrações.

Tabela 4.6 – Características geométricas do Item 4.3.4

Amostra	Posicionamento [mm]	L [mm]	R [mm]	P [mm]	δ [%]
a)	1	28,07	5,57	1,06	9,5
b)	0	33,50	5,31	1	10,59
c)	-1	39,95	4,36	0,92	12,03

Na análise da diluição verifica-se o aumento dos valores em função da posição da tocha em 1 mm, 0 mm e -1 mm, os quais correspondem as amostras (a), (b) e (c), respectivamente. Observa-se também a influência da mudança da espessura do metal de base de 8 para 12,7 mm entre as amostras (a) do Item 4.3.3 e a (b) do Item 4.3.4. Esses resultados apresentaram os mesmos parâmetros de soldagem e de aplicação, porém em substrato de diferentes espessuras. Verifica-se que a maior quantidade de massa teve ação direta na condução de calor durante o resfriamento da poça de fusão.

Para estes ensaios a maior nível de sobreposição dos cordões proporcionou um aumento do reforço em 32%, enquanto que na diluição ocorreu uma redução dos valores em 65,45%. A amostra do posicionamento -1 mm, a qual não se observa a descontinuidade nos entrelasse dos cordões de trabalho e com baixa diluição, apresenta-se com qualidade satisfatória ao processo de revestimento pela técnica de soldagem com adição de arame frio. Esse resultado torna favorável a continuação dos ajustes e adequações em novas etapas. As amostras nas posições 0 mm e +1 mm, mesmo apresentando menor nível de diluição e boa qualidade superficial, apresentaram falta de fusão nos entrelasse dos cordões de trabalho.

Os resultados apresentados indicaram a vantagem da adição de arame frio, além da boa qualidade das secções transversais com a ausência de defeitos de determinados posicionamentos sobre a diluição. Entretanto, são necessárias novas investigações a partir dos melhores resultados encontradas neste item. Com o objetivo de melhorar a qualidade dos revestimentos e adequar as técnicas de soldagem foram necessárias à simulação de condições reais de aplicação do revestimento em campo.

4.3.5 – Influência da tensão, DBCP e posicionamento da tocha sobre as características econômicas, geométricas e ângulo do reforço dos revestimentos

Pretende-se nesta etapa verificar três variáveis de influência sobre as características econômicas e geométricas, além de observar os sinais de corrente de trabalhos. Esta etapa é uma repetição dos testes anteriores acrescentando novas variáveis de influência.

Os parâmetros fixos de entrada e variáveis de influência estão dispostos na Tabela 4.7, em destaque o tipo de arame frio e os parâmetros de investigação. Os depósitos para a confecção dos revestimentos foram aplicados conforme as etapas anteriores, sendo primeiro o cordão de ancoramento e em seguida os cordões na sequência totalizando cinco cordões sobre o substrato.

Tabela 4.7 – Parâmetros fixos e de influência do ensaio do Item 4.3.5

Parâmetros	Nível/Unidade
Arame Eletrodo e diâmetro	ER309LSi de 1,2 mm
Arame não energizado e diâmetro	ER309L de 1,2 mm
Substrato - Espessura	ABNT 1020 – 12,7 mm
Tensões	22 e 24 V
Distancias bico-peça (DBCP)	14 e 16 mm
Posicionamentos da tocha	+ 1 mm, 0 mm e – 1 mm

Realizou-se um fatorial completo com as seguintes variações: posicionamento da tocha (-1, 0 e +1 mm), tensão (22 e 24 V) e DBCP (14 e 16 mm) configurando um total de 12 ensaios ou revestimentos (3.2²). Na Tabela 4.8 está presente a identificação das amostras, bem como as variáveis de influência. Após a realização dos depósitos e confeccionados os revestimentos retirou-se uma amostra de cada para realizar as análises.

Ainda na Tabela 4.8 são apresentados os resultados das análises e caracterizações, bem como, são apresentados os dados de influência, posicionamento, tensão e distancia bico-peça (DBCP). Como forma de aumentar a investigação e monitoramento dos ensaios, tiveram por objetivos a realização das características geométricas em especial os níveis de diluição, realização das características econômicas, e como forma de complemento das análises foi observada os ângulos de molhabilidade medido no ultimo cordão correlacionando à qualidade do revestimento.

Tabela 4.8 – Resultados das características geométricas e econômicas deste Item 4.3.5

Item	ENTRADA			RESULTADOS							
	P [mm]	U [V]	DBCP [mm]	Im [A]	Características Geométricas					Características Econômicas	
					L [mm]	R [mm]	P [mm]	δ [%]	α ^(*) [°]	TD [kg/h]	Rend. [%] ^(**)
A1	1	22	14	203	28,1	5,4	0,78	9,83	63	3,23	77,48
A2	0	22	14	199	32,85	4,68	0,72	10,59	53	3,31	79,36
A3	-1	22	14	197	38,84	4,06	0,92	14,03	38	3,28	78,55
B1	1	24	14	202	28,76	5,43	1,11	10,74	82	3,22	77,33
B2	0	24	14	196	34,87	4,45	1,15	13,92	42	3,46	83,03
B3	-1	24	14	198	41,11	3,88	1,47	20,70	38	3,26	78,07
C1	1	22	16	195	27,99	5,56	0,95	7,09	67	3,26	78,19
C2	0	22	16	191	33,07	4,45	1,05	12,45	51	3,23	77,42
C3	-1	22	16	189	38,71	3,95	1,25	16,69	37	3,44	82,5
D1	1	24	16	194	29,6	5,28	1,24	11,17	60	3,26	78,21
D2	0	24	16	192	34,52	4,74	1,15	16,50	41	3,42	82,02
D3	-1	24	16	191	39,68	3,69	1,66	22,17	31	3,46	82,86

^(*) O símbolo alfa representa o ângulo do revestimento medido no ultimo cordão; sendo: P – posição da tocha; U – tensão; DBCP – a distancia bico-peça; ^(**) O rendimento foi determinado com o auxilio da taxa de fusão, esta por sua vez representa um valor constante igual a 4,17 kg/h, e TD é a taxa de deposição

(a) Monitoramento dos Sinais de Tensão e Corrente

Os sinais de tensão e corrente apresentado na Figura 4.12, oscilograma representativo ao processo com adição de arame frio, foram obtidos durante a aplicação dos cordões de solda pela técnica GMAW-CW, os quais apresentaram valores médios de corrente em 190 A. Os intervalos de sinais de corrente e tensão tiveram interferências/irregularidades ocasionadas pela adição de arame não energizado na

atmosfera do arco e também pela oscilação da tocha. Os valores de indutância foram pré-estabelecidos em 10/10 de acordo com a indicação do fabricante da fonte de soldagem.

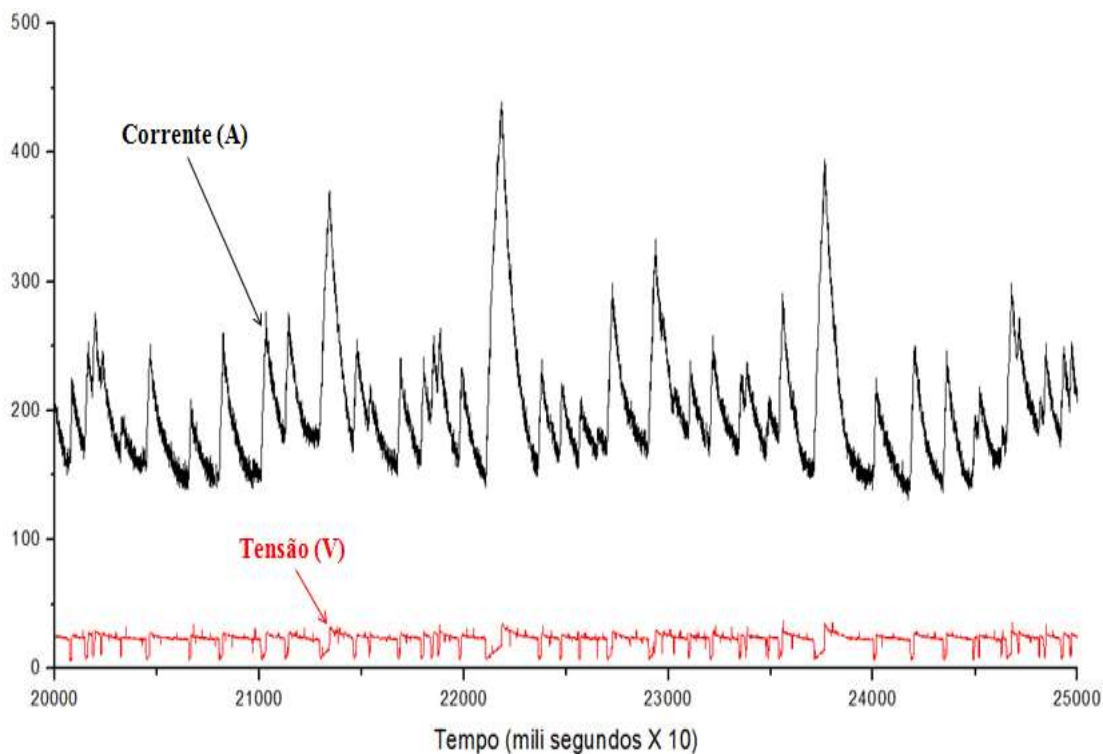


Figura 4.12 - Comportamento dos sinais de corrente e tensão da amostra A2

(b) Determinação da Massa Depositada

A determinação das massas depositadas foi necessária para a realização das análises econômicas dos cordões de solda, os quais estão em função da taxa de deposição de material metálico em unidades de kg/h e se relacionam com a taxa de fusão na determinação do rendimento de deposição do processo de soldagem.

Os resultados apresentados estão em função dos valores das massas iniciais e massas finais do metal depositados das placas confeccionadas, estes dados são mostrados na Tabela 4.9. Nota-se que os materiais depositados através do processo de soldagem GMAW-CW apresentaram maior valor de massa ao final da confecção do revestimento de mesmo arame eletrodo. Esse resultado se deve pela introdução de dois arames na atmosfera de um arco, incorporando mais massa a poça de fusão, ocasionando uma perturbação na regularidade do sinal de corrente, variando assim, as intensidades de picos.

Tabela 4.9 – Valores de massa dos revestimentos

Item	P [mm]	Massa (g)		
		inicial	final	Depositada
A1	1	1619,30	1836,42	217,12
A2	0	1610,95	1834,55	223,60
A3	-1	1630,43	1850,06	219,63
B1	1	1623,43	1839,15	215,72
B2	0	1623,92	1857,79	233,87
B3	-1	1628,67	1844,26	215,59
C1	1	1629,18	1847,71	218,53
C2	0	1659,99	1871,92	211,93
C3	-1	1624,35	1850,41	226,06
D1	1	1633,46	1853,08	219,62
D2	0	1589,89	1812,49	222,60
D3	-1	1627,04	1857,45	230,41

(c) Qualidade Superficial dos Revestimentos

Nas Figuras 4.13-a e 4.13-b são mostradas as peças com os revestimentos desses ensaios da Tabela 4.8. Nota-se que em alguns dos revestimentos ocorreu o surgimento de falta de material e/ou uma menor quantidade de massa metálica depositada. As sequências de depósitos proporcionaram boa qualidade superficial e bom acabamento provocado pela oscilação da tocha.

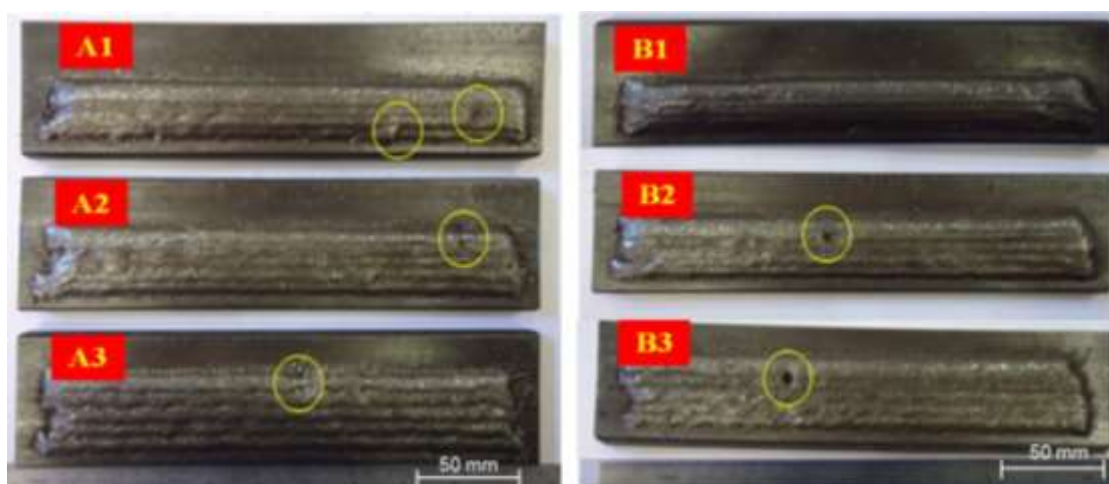


Figura 4.13-a – Imagens dos revestimentos da 5ª etapa, nos detalhes imperfeições e/ou vazios nas superfícies

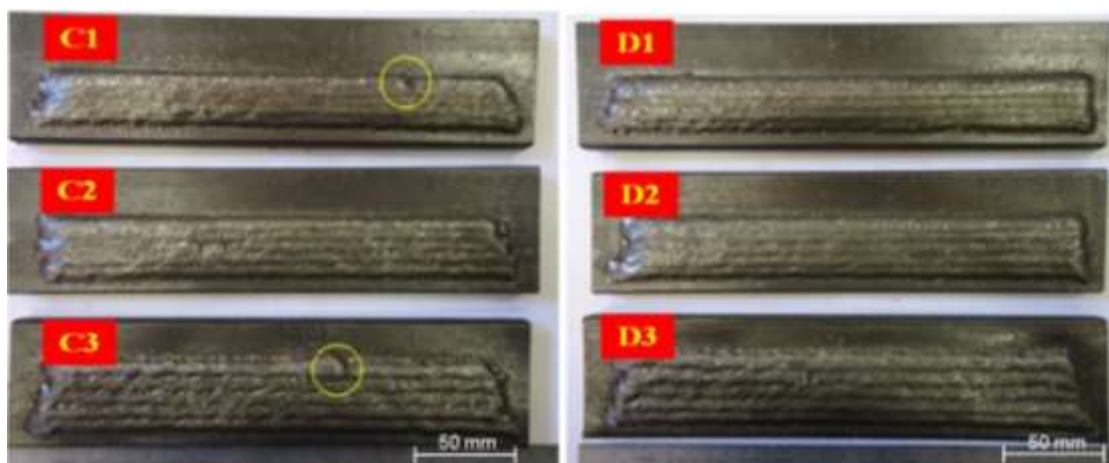


Figura 4.13-b – Imagens dos revestimentos da 5ª etapa, nos detalhes imperfeições e/ou vazios nas superfícies

As áreas circuladas em destaque mostram algumas descontinuidades provocadas pela interrupção ou irregularidade do arco durante a aplicação dos depósitos metálicos, esses acontecimento foram presentes devido à falha de alimentação de arame eletrodo durante o processo, nos demais a alimentação se manteve regular sem qualquer interferência.

Na variação do posicionamento da tocha de soldagem na lateral do cordão foi observado o seguinte:

(a) com posicionamento de +1 mm - houve uma maior sobreposição entre os cordões, provocando uma menor área revestida, revestimentos de menores larguras totais;

(b) com posicionamento de 0 mm - ocorreu uma área revestida mediana entre os três tipos de distanciamento;

(c) no posicionamento de -1 mm - foi observado uma maior área revestida, provocada pela sobreposição entre os cordões e pelo efeito da amplitude de oscilação da tocha.

Diante dos resultados obtidos neste item, verificou-se a boa qualidade dos depósitos com relação ao aspecto visual, aplicados no posicionamento a 0 mm, os quais apresentaram superfícies planas com poucas ondulações e vales entre os cordões de solda. Já nos demais posicionamentos, tiveram em +1 mm, a superfície inclinada e em -1 mm teve aspecto ondulado mais acentuado com vales mais profundos.

(d) Análise Macrográfica

Pela análise da macrografia das amostras presentes na Figura 4.14, foi possível observar em todas que o surgimento de falta de fusão e esta descontinuidade foram localizados no entropasse dos cordões e com mais frequência no posicionamento da tocha de soldagem em +1 mm.

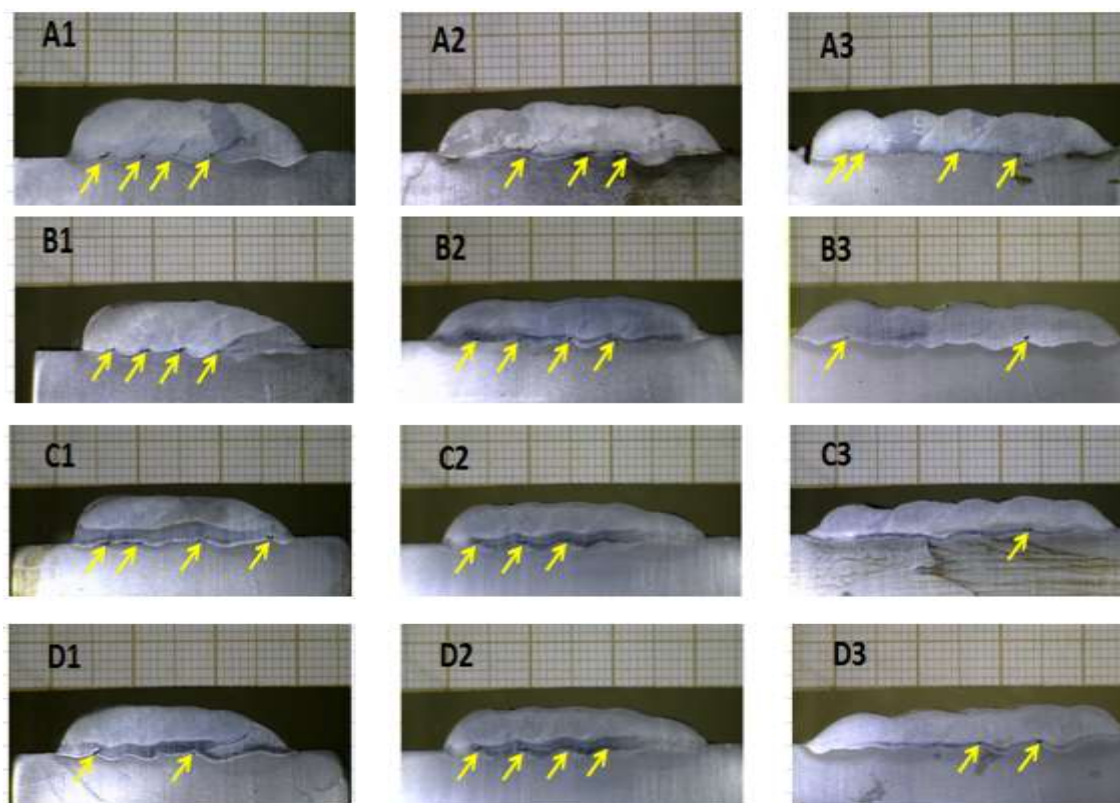


Figura 4.14 – Imagens das macrografias das amostras do Item 4.3.5

Como forma de quantificar o número de defeitos, contaram-se a quantidade de anomalias encontrada por amostra com exceção dos entropasse do 1º cordão com o 2º cordão. Na Tabela 4.10 são apresentados os resultados desta investigação.

Tabela 4.10 – Quantificação dos defeitos encontrados nos revestimentos

Amostras	A1	A2	A3	B1	B2	B3	C1	C2	C3	D1	D2	D3
Quantidade	3	2	2	3	3	1	2	3	0	3	1	1

Verificou-se que os defeitos foram menos evidentes ou de menor número para as amostras do posicionamento -1 mm. Pelas análises realizadas não foram verificadas melhorias significativas que elimine ou reduza o defeito nos entropasses dos cordões. Entretanto, as amostras que apresentem menos defeitos foram consideradas as de melhor aceitabilidade a continuação dos testes e prosseguimento das etapas.

(e) *Características Geométricas*

Com o tratamento das imagens dos perfis dos revestimentos realizados conforme o Capítulo 3, determinaram-se as medidas geométricas, bem como as áreas das secções transversais utilizadas no cálculo da diluição e ângulos do reforço:

Largura:

Reforço;

Penetração;

Diluição;

Ângulo de reforço.

- Largura

Na Figura 4.15 são apresentados os comportamentos da largura dos cordões de solda que formam os revestimentos. Observa-se o aumento da largura em função do posicionamento da tocha de soldagem, isto se deve ao efeito da sobreposição entre os cordões de solda. Nos dois valores de DBCP, verificou-se que não houve grandes alterações, entretanto, nas variações de tensão foram mais expressivas, ou seja, na tensão de 24 V (amostras B e D) os valores se mostraram superiores comparados aos valores das tensões de 22 V (representados pelas amostras A e C).

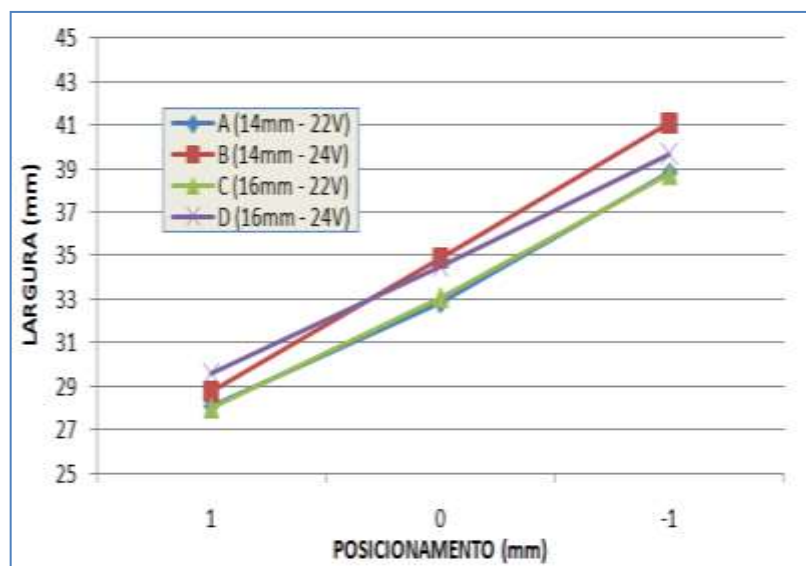


Figura 4.15 – Efeito do posicionamento da tocha sobre a largura do revestimento

- Reforço

Na Figura 4.16 observou-se o comportamento do reforço em função dos posicionamentos da tocha de soldagem (em 1, 0, -1 mm). As variações dos parâmetros de tensão e DBCP não provocaram alterações significativas, isto devido ao efeito da sobreposição, pois o posicionamento de +1 mm deposita a massa fundida mais acima do cordão anterior, assim correspondendo aos maiores valores de reforços e para o posicionamento de -1 mm com deposição afastada representam os menores valores do reforço.

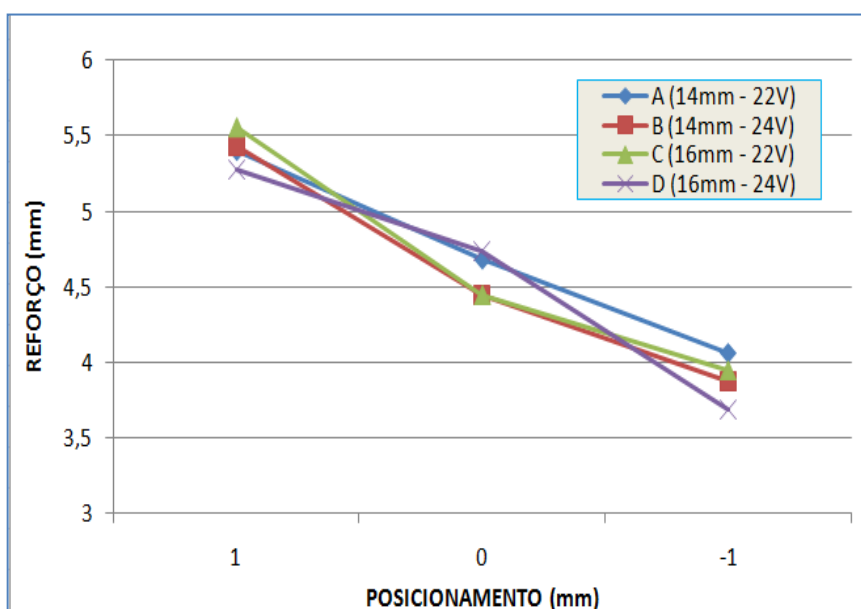


Figura 4.16 – Comportamento do posicionamento da tocha sobre o reforço

- Penetração

O comportamento da penetração se apresentou com tendência ascendente com o aumento da largura do revestimento em função do posicionamento da tocha de soldagem conforme mostrado na Figura 4.17. As amostras do revestimento, representado pela letra A, tiveram menor penetração com valores abaixo de 1 mm em todas as posições da tocha de soldagem.

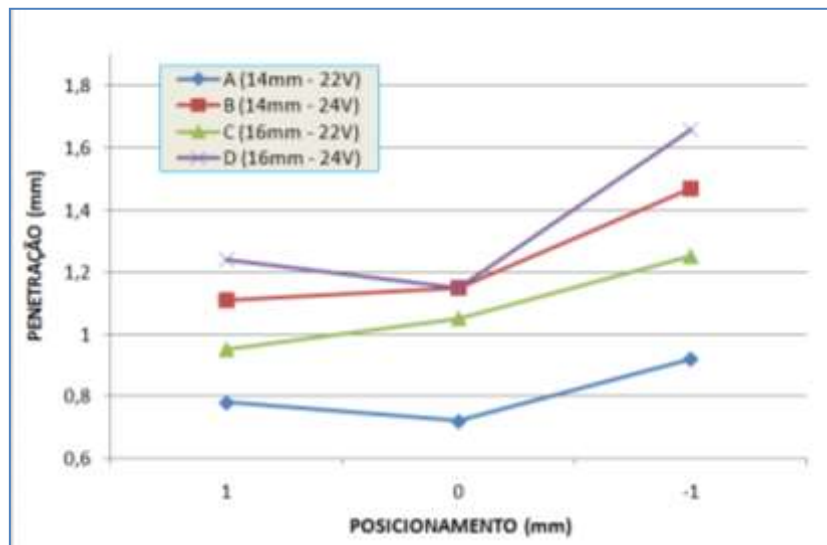


Figura 4.17 – Comportamento do posicionamento sobre a penetração do Item 4.3.5

- Diluição

Na Figura 4.18 do efeito do posicionamento sobre a diluição, observa-se no geral que os valores apresentaram comportamento de tendência de crescimento em função da redução do efeito da sobreposição. Os resultados que ficaram abaixo de 17% correspondem aos ensaios do posicionamento de 1 mm e 0 mm das amostras A, B, C e D, exceto para as amostras D e B na posição -1 mm, cujos valores foram superiores. No posicionamento de 1 mm todas as amostras tiveram diluições menores que 13%. Verifica-se que o efeito da sobreposição influencia nos resultados da diluição.

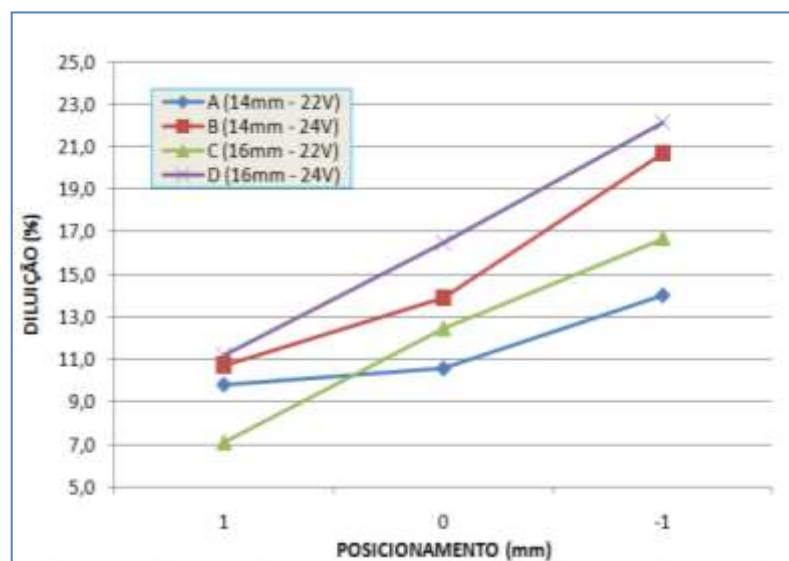


Figura 4.18 – Influência do posicionamento sobre a diluição do Item 4.3.5

- Ângulo do reforço

O ângulo do reforço teve influência significativa na qualidade do revestimento e está em função do efeito da sobreposição dos cordões e determinado conforme Capítulo 3. Observa-se o efeito do posicionamento sobre os parâmetros impostos conforme mostrado na Figura 4.19, na qual se verifica que o afastamento da tocha de soldagem pelo posicionamento provoca a redução do ângulo do reforço medido no último cordão. O menor efeito da sobreposição dos cordões para +1 mm teve sobreposição de 60%, formando ângulos de 60 a 85°.

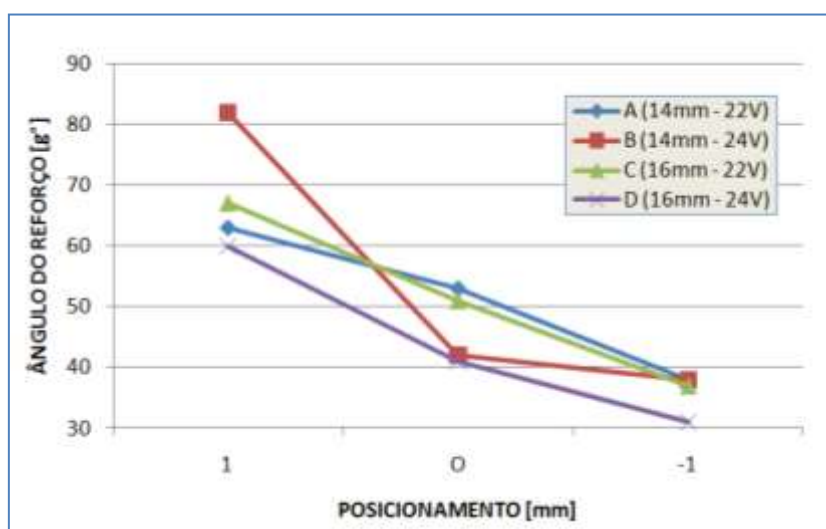


Figura 4.19 – Comportamento do posicionamento sobre o ângulo do reforço do Item 4.3.5

No posicionamento de 0 mm com a sobreposição de 50% os ângulos ficaram entre 40 a 55°, enquanto que nas posições de -1 mm de 40% de sobreposição os ângulos ficaram entre 30 e 40°.

Numa análise de qualificação das características geométricas pelo ângulo do reforço, consideram-se os melhores resultados aqueles com os menores valores dos ângulos que apresentam menos quantidade de defeitos. Neste sentido, os valores dos ângulos do reforço apresentados no posicionamento de -1 mm proporcionou baixos valores e menos quantidade de defeito.

Relacionando esses ângulos aos valores de diluição, verificou-se um comportamento inverso de tendência, sendo que os menores valores do ângulo do reforço foram os que apresentaram os maiores valores de diluição. Isto foi devido a maior área de contato do

metal de adição com o metal de base e também influenciada pelo efeito da sobreposição. No entanto, as variações de tensão e DBCP apresentaram valores pouco expressivos.

Características Econômicas

Na Tabela 4.11, os resultados gerais são também apresentados em valores médios de taxa de deposição (TD) e do rendimento de deposição (Rend.). Esses resultados foram obtidos para os processos GMAW-CW nos parâmetros de entrada propostos (U: 22 e 24 V; DBCP: 14 e 16 mm; posicionamentos: +1, 0 e -1 mm). Em decorrência da taxa de fusão ser constante devido à mesma velocidade de alimentação de arames, os valores da taxa de deposição e o rendimento tiveram comportamentos diferentes. As variações das taxas de deposição (TD) e rendimento (R) foram mais significativas quando houve variações do posicionamento, como mostra a Figura 4.20.

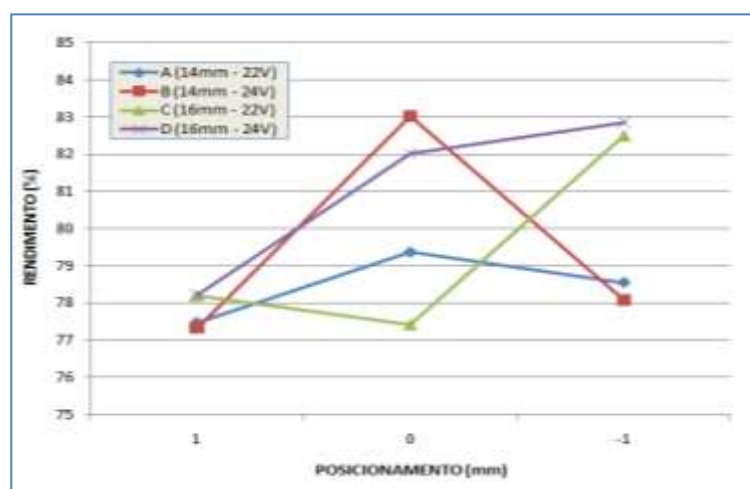


Figura 4.20 – Efeito do posicionamento sobre o rendimento do processo de soldagem GMAW-AF para os ensaios do Item 4.3.5

Influência do posicionamento em:

(A) *Posicionamento de +1 mm (sobreposição de 60%)* - apresenta rendimento médio na faixa entre 77 e 79% em todas as amostras nas variações de trabalho propostas (tensão e DBCP), conforme observado na Figura 4.20 do rendimento, com baixa variação entre os valores resultantes;

(B) *No posicionamento de 0 mm (sobreposição de 50%)* - as maiores taxas e rendimentos foram observados para as tensões de 24 V, entre as DBCP, a de 14 mm apresenta valor maior que a de 16 mm, essas variações são mais expressivas nesta análise; ao comparar às mesmas DBCP, as diferenças do rendimento são mais acentuadas para as amostras A e B, com diferença de 3 a 4%, e em C e D nas mesmas proporções.

(C) *Em -1 mm (sobreposição de 40%)* – verifica-se a maior influência na DBCP sobre os valores das amostras de C e D com rendimentos acima de 82%; enquanto que para DBCP de 14 mm, os valores de rendimento ficaram entre 78 a 79%.

De modo geral, os revestimentos com a aplicação da técnica GMAW-CW apresentaram níveis de rendimentos superiores a 75%, podendo alcançar valores acima de 85%, o que representa menos perda de material. Os baixos valores do rendimento podem está relacionados aos parâmetros de soldagem. Fenômeno esse com maior evidência no posicionamento de +1 mm, nos quais apresentam efeitos semelhantes nas amostras, no entanto, no posicionamento da tocha de 0 mm, o efeito da sobreposição teve influência da tensão de soldagem, onde as mais baixas (22 V) apresentam maiores perdas de material com maior incidência de respingos, assim reduzindo o valor da taxa de deposição e consequentemente o rendimento. No posicionamento de -1 mm (sobreposição de 40%), mais afastado da lateral do cordão anterior, ocorreu maiores influências provocada pela DBCP, nas quais com 14 mm tiveram os menores rendimento, enquanto que para 16 mm os valores foram superiores a 82%.

Na análise geral dos melhores resultados, encontra-se que a DBCP de 16 mm na tensão de 24 V junto ao posicionamento de – 1 mm (sobreposição de 40%) apresenta-se mais adequada aos objetivos desta etapa, sendo favorável a continuação destes parâmetros em novas investigações de confecção dos revestimentos de trabalho.

4.3.6 – Efeito da velocidade de alimentação de arame não energizado sobre as características dos revestimentos de trabalho

Esta etapa de testes são sequências da investigação e ajuste dos procedimentos de soldagem pela técnica de soldagem GMAW-CW na confecção de revestimentos de aços inoxidáveis. Para esta sexta etapa pretende-se verificar a variação da velocidade de alimentação de arame frio em três níveis, acrescentando a estas as variáveis de influência a utilização dos parâmetros encontrados nos itens anteriores, e devem-se observar as características econômicas e geométricas, além de análise micrográfica das amostras.

Os parâmetros fixos de entrada bem como as variáveis de influência encontram-se dispostos na Tabela. 4.12, em destaque o tipo de arame frio e os parâmetros de investigação. Sendo que as confecções dos revestimentos se deram conforme ensaios anteriores: nos quais o cordão de ancoramento e em seguida os cordões de trabalho num total de cinco cordões sobre o substrato.

Tabela 4.12 – Parâmetros fixos e de influência do ensaio do Item 4.3.6

Parâmetros	Nível/Unidade
Arame Eletrodo e diâmetro	ER309LSi de 1,2 mm
Arame não energizado e diâmetro	ER309LSi de 1,2 mm
Relação de velocidade de alimentação entre arame eletrodo e não energizado	6/2; 6/1,8 e 6/1,6 m/min → V_{ae}/V_{ef}
Tensões	24 V
Distancias bico-peça (DBCP)	16 mm
Ângulos de trabalho	10°
Posicionamento da tocha	– 1 mm

Na Tabela 4.13 estão disponíveis os resultados das análises dos ensaios deste item, apresentam-se os valores dos exames realizados, e em seguida expostos na forma de gráficos para melhor compreensão, as quais são importantes por apresentar em alguns casos tendências nos valores.

Tabela 4.13 – Resultados das características geométricas e econômicas do Item 4.3.6

Amostra	Relação de Velocidade [m/min]	Características Geométricas					Características Econômicas		
		L [mm]	R [mm]	P [mm]	δ [%]	α [°]	TD [Kg/h]	TF [Kg/h]	Rend. [%]
A	6/2,0	40,73	4,22	1,45	20,35	28	3,59	4,17	86,15
B	6/1,8	40,57	4,04	1,53	18,63	30	3,32	4,09	81,30
C	6/1,6	39,52	3,9	1,55	19,88	18	3,39	4,00	84,61

L – largura; R – reforço; P – penetração; δ – diluição; α – ângulo do reforço; TD – taxa de deposição; TF – taxa de fusão e Rend. – rendimento

Conforme resultados encontrados, observa-se o efeito da variação da velocidade de alimentação de arame não energizado sobre as características geométricas e qualidades superficiais dos revestimentos.

Análise macrográfica

Pela macrografia das amostras presentes na Figura 4.21 observa-se o surgimento da descontinuidade e/ou defeito por falta de fusão somente na sobreposição dos cordões de ancoramento. Estes cordões apresentam parâmetros de aplicação diferentes dos cordões de trabalho e não sofreram modificações ao longo dos experimentos, em função desta característica o segundo cordão foi depositado sobre o cordão de ancoramento (primeiro cordão) que apresenta o ângulo do reforço acima de 35°, mais convexo e susceptível ao surgimento da descontinuidade/defeito.

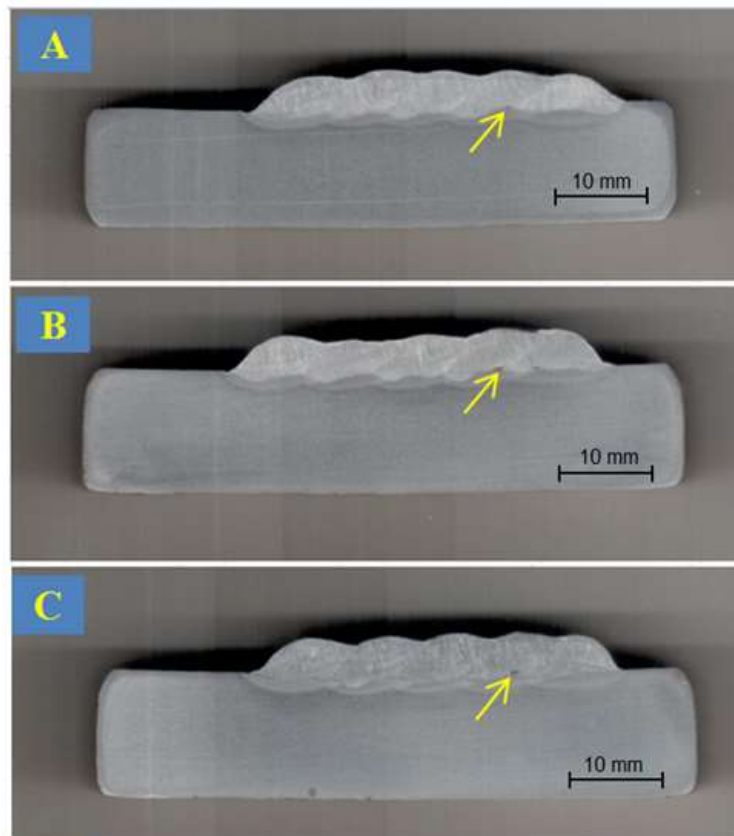


Figura 4.21 – Macrografias das amostras: A) 6/2; B) 6/1,8 e C) 6/1,6 m/min, do Item 4.3.6

De modo geral, os revestimentos foram considerados satisfatórios pela aplicação da técnica de soldagem GMAW-CW, conforme o planejamento experimental desta etapa. Esses resultados refletem a influência do maior teor de silício, utilizados nos dois arames de mesma especificação, AWS E309LSi, elemento de liga esse que aumentaram a molhabilidade da poça de fusão, fenômeno este que pode ter contribuído na melhora na qualidade de aplicação e redução da presença de falta de fusão na confecção dos revestimentos.

A variação da velocidade de alimentação de arame frio em três níveis, 2, 1,8 e 1,6 m/min não teve influência expressiva na eliminação da descontinuidade.

Análise geométrica

Pela análise dos resultados das características geométricas mostradas na Tabela 4.13, observa-se tendências para o reforço e penetração. Verifica-se a influência da velocidade de alimentação de arame não energizado sobre as geometrias dos revestimentos de trabalho, os quais tendem a reduzir a penetração com aumento da

velocidade de alimentação de arame frio. O reforço tendeu a aumentar com a redução da velocidade em comportamento inverso a penetração.

Esse comportamento já era esperado para o reforço e penetração, pois, com a redução da velocidade de alimentação de arame frio se reduz a quantidade de massa a ser incorporada na poça de fusão. Verifica-se ainda, que a os valores obtidos, representam satisfatoriamente a variação da velocidade de adição proposta no planejamento neste teste.

Na qualificação dos revestimentos pela diluição, observa-se que as três amostras apresentam valores abaixo de 21%, sendo o experimento de velocidade de alimentação de 1,8 m/min o de menor valor, com 18,63%, e na velocidade de 2 m/min apresentou maior valor de 20,35%, enquanto que o valor do ensaio com 1,6 m/min ficou em 19,88%, conforme mostrado na Tabela 4.13. Verifica-se que mesmo os três valores tenham sido dispersos, ainda sim a diluição permaneceu baixa.

Considerando-se os resultados satisfatórios da diluição, devido a eliminação da descontinuidade nas principais sobreposições dos cordões (2º e 3º, 3º e 4º e 4º e 5º), esses valores foram superiores aos encontrados nos testes anteriores por motivos de modificação dos elementos de liga presentes nos arames consumíveis, na confecção dos revestimentos provocou maior fluidez da poça de fusão no posicionamento que reveste maior área do substrato. Isto provocou também o aumento da penetração e consequentemente da diluição, sendo que, o maior efeito da sobreposição é proporcional a menor área revestida, e vice-versa.

Os ângulos do reforço medidos no ultimo cordão de trabalho na confecção dos revestimentos, apresentaram valores abaixo de 35°. Nas velocidades de alimentação de arame não energizado em 2 e 1,8 m/min os valores dos ângulos ficaram em 28° e 30°, respectivamente, já o valor 18° corresponde ao experimento de menor velocidade de alimentação de arame frio. Esses resultados combinados as características com o efeito da sobreposição para determinados números de cordões depositados, proporciona baixos ângulos de molhabilidade.

As características geométricas de penetração, largura, reforço, diluição e ângulo do reforço confirmam os resultados indicados pelos ensaios anteriores. Verificou-se que as variações dos resultados foram mais evidentes para estes ensaios devido à mudança de arame consumíveis adicionados aos revestimentos na forma de eletrodos e arame frio.

Características econômicas

Nesta análise dos resultados das características econômicas, observa-se as influências as variações da velocidade de alimentação de arame não energizado sobre a

taxa de fusão (consumo) e a taxa de deposição (produção), como mostra a Tabela 4.13. Na presente tabela, o comportamento de diminuição do consumo de arame esteve de acordo com as reduções das velocidades de alimentação de arame frio, o mesmo comportamento foi observado para a taxa de deposição, entretanto, com poucas diferenças de resultados, mas na mesma tendência de decréscimo junto a velocidade.

Os resultados dos valores do rendimento do processo ficaram na faixa de valores entre 81 e 87%. As perdas de massa na forma de salpicos foram inevitáveis devido as características do arco do arame eletrodo, o qual a corrente de soldagem esteve na média de 197 A, indicando o modo de transferência metálica de transição do curto-circuito para o goticular para o arame no diâmetro de 1,2 mm e Ar+2%O₂ como gás de proteção.

Na análise geral das características econômicas, verificou-se que a variação na velocidade de alimentação de arame não energizado teve influência no rendimento, mesmo com baixas variações nessas velocidades.

Análise micrográfica

Na análise das micrografias observam-se as qualidades superficiais das secções transversais das amostras pela morfologia das fases presentes em determinados pontos conforme indicados nas figuras referentes a cada amostra. Esses pontos foram os mais representativos, primeiramente para verificar a linha de fusão com o substrato nos quais se observa a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e zona fundida, em seguida a zona fundida na parte central do primeiro cordão de trabalho a qual se verifica as orientações do crescimento das microestruturas provocadas pelo resfriamento e da solidificação da poça de fusão, num terceiro momento, foram mostrados pontos de verificação do efeito da sobreposição do cordão de trabalho sobre o cordão de ancoramento. A seguir, foram realizadas as análises para as três amostras:

Amostra A:

- Na relação de velocidades de alimentação de 6/2 m/min, verifica-se primeiro a linha de fusão entre a zona fundida de aço inoxidável e a ZTA do substrato, observa-se o perfil da penetração, o comportamento da diluição e a zona fundida constituída por austenita. Nas imagens da zona fundida na parte central do cordão mostra a presença de ferrita (parte escura) na matriz austenita (parte clara) com estruturas bem definidas e orientadas ao crescimento, ascendente, como se observa na Figura 4.22 no aumento de 400X. O efeito da

sobreposição provocou uma linha de divisão entre os cordões percebida pela mudança de orientação de formação das estruturas de solidificação.

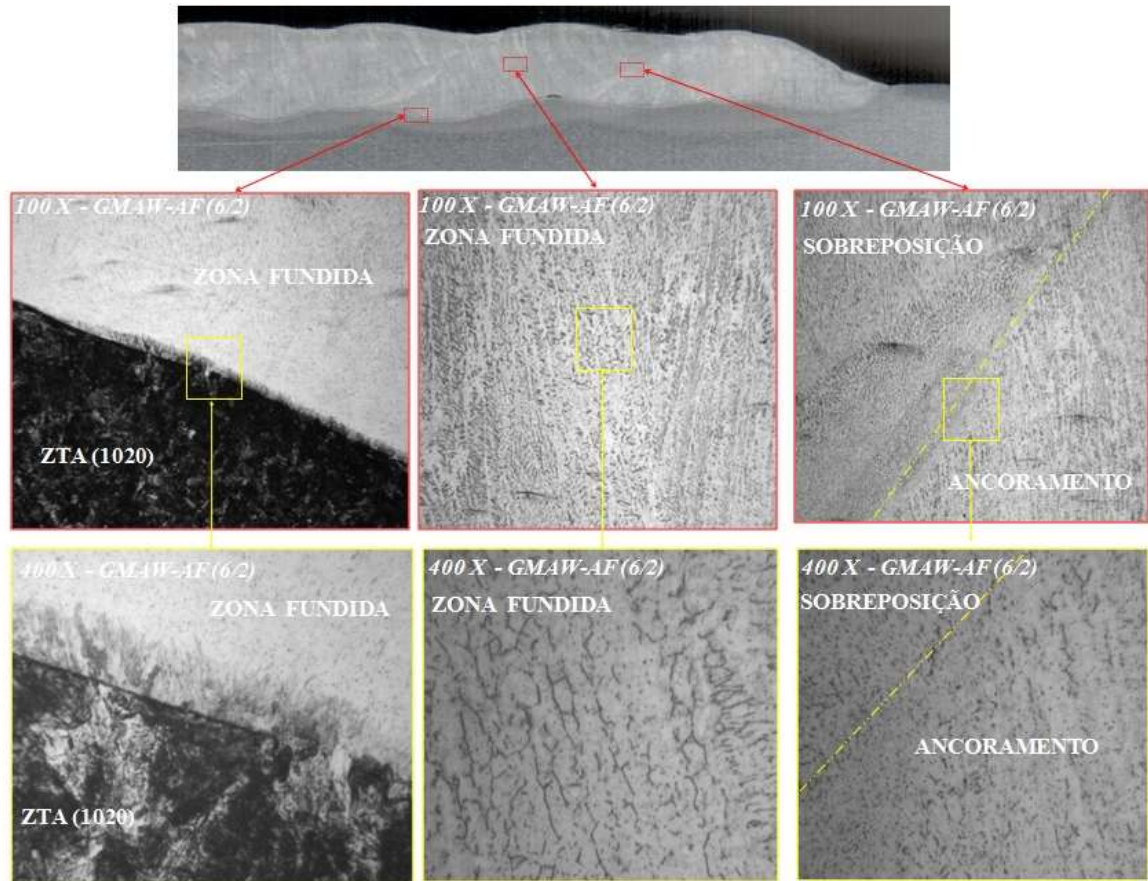


Figura 4.22 – Amostra A nas velocidades de alimentação em 6/2 m/min, em três pontos de análise: linha de fusão; zona fundida e sobreposição, imagens em dois aumentos. Ataque Vilella

Amostra B:

- As imagens da Figura 4.23, referente à amostra B dos revestimentos com velocidades de 6/1,8 m/min, nelas observa-se a região de diluição e limite da zona fundida na qual apresenta formação basicamente de austenita nessa região (parte predominante clara). Já na região central do cordão, observa-se também a formação da matriz austenita com presença de ferrita orientadas ao sentido de solidificação da poça de fusão como visto na figura com aumento de 100X. A sobreposição dos cordões provocou a divisão entre os cordões sendo diferenciadas pela modificação de orientação do crescimento de formação de ferrita na matriz austenita, como mostra nos aumentos de 400X.

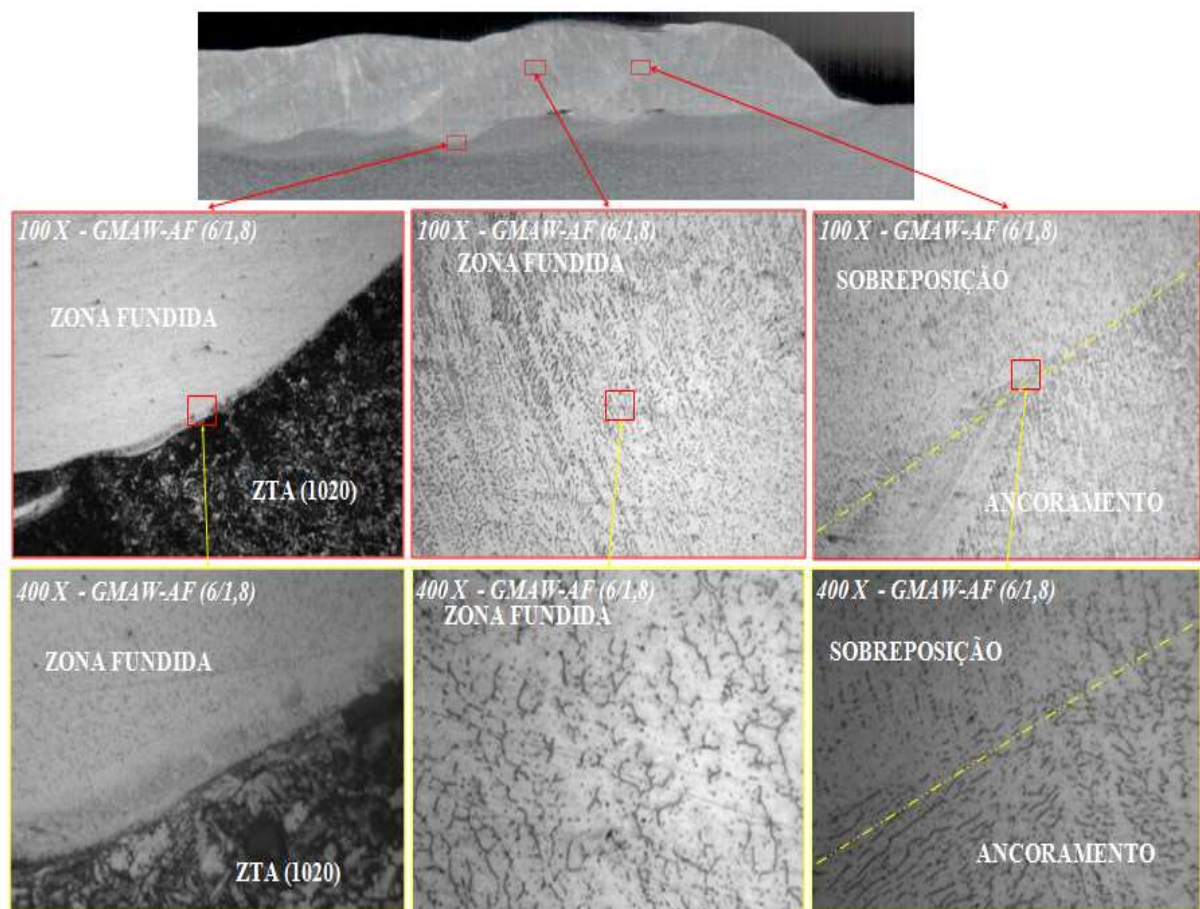


Figura 4.23 – Amostra B nas velocidades de alimentação em 6/1,8 m/min, em três pontos de análise: linha de fusão; zona fundida e sobreposição, imagens em dois aumentos. Ataque Vilella

Amostra C:

- Na Figura 4.24, são apresentadas as imagens das micrografias referentes à amostra na relação de velocidades de 6/1,6 m/min, nos dois aumentos ópticos de 100X e 400X. Nas primeiras imagens verifica-se o perfil da zona fundida sobre a ZTA de aço ao carbono formando o limite de fusão e formação da austenita. Nas imagens da zona fundida, também a presença de ferrita na matriz austenita de forma orientada como mostra as imagens. Já o efeito da sobreposição se observou na linha que limita os cordões, sendo formada pela diferença de orientação de formação dos micros constituintes influenciados pelo processo de solidificação da massa fundida depositada.

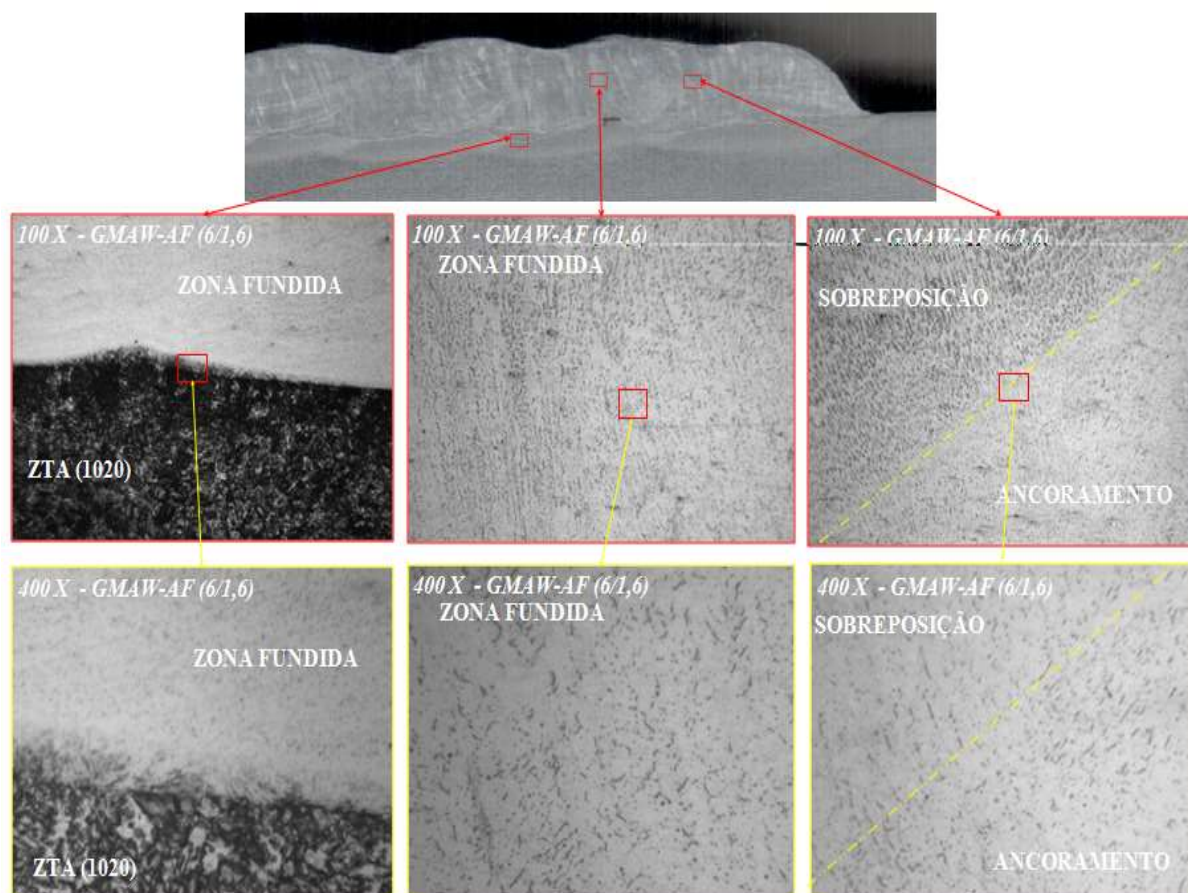


Figura 4.24 – Amostra C nas velocidades de alimentação em 6/1,6 m/min, em três pontos de análise: linha de fusão; zona fundida e sobreposição, em dois aumentos. Ataque Vilella

No geral, pelas análises dos perfis dos cordões e microestruturas, observaram-se que as características se mantiveram semelhantes mesmo com as variações de velocidade de alimentação de arame não energizado quanto aos aspectos da deposição de material austenítico sobre um aço ao carbono comercial. Pelo fato dos materiais de consumo ser do mesmo tipo, AWS E309LSi (1,2 mm), não foi possível observar variações na formação de outras formas de microestruturas, pois depende da composição química do material. Sasikala (2002), Ferreira e Ventrella (2005) e Hsieh et al., (2008) citam que as estruturas ferrítica em meio a matriz austenítica são características da soldagem com arames austeníticos, os quais obtiveram imagens similares e explicam que a presença de ferrita (parte escura) dispersa na matriz austenítico (parte clara) tende a prevenir a ocorrência de trincas em metais de solda austeníticos devido a retenção de impurezas junto a este constituinte, fato que justifica a inexistência de trincas nos cordões de revestimento.

4.4. Comentários Finais

As análises realizadas durante as etapas propostas foram importantes para fundamentar a seleção dos materiais e determinar os parâmetros de aplicação do processo de soldagem GMAW-CW na confecção dos revestimentos resistentes ao desgaste por cavitação. Durante a realização de cada teste, foram observados os procedimentos de aplicação e avaliada a qualidade dos revestimentos de acordo com cada proposta e objetivos de cada etapa. Foram utilizados também critérios de avaliações das amostras para garantir a boa qualidade dos revestimentos até a eliminação e/ou minimização dos defeitos que persistiam a ocorrer, e a execução dos experimentos de forma sistemática e em ordem cronológica de acordo com a evolução das etapas de soldagem.

A Tabela 4.14 apresenta os parâmetros de soldagem e parâmetros operacionais determinados pelas etapas, os quais após avaliações são considerados os novos pacotes operacionais para a confecção dos revestimentos resistentes ao desgaste por cavitação pela técnica GMAW-CW.

Foram efetuadas modificações de diâmetros de arames, tipo de arame, variações das espessuras de substratos, procedimentos operacionais e parâmetros de soldagem pelos quais se verificou a boa qualidade dos cordões confeccionados que proporcionaram resultados que garantem o desenvolvimento e continuidade do trabalho, além de garantir o conhecimento, treinamento e experiência na utilização dos equipamentos disponíveis no laboratório.

Tabela 4.14 – Parâmetros iniciais para confecção dos revestimentos

Parâmetros	Nível/Unidade
Velocidade de alimentação de eletrodo/frio	3/1
Velocidade de alimentação/soldagem	20
Eletrodo	CCEP
Tensão	24 V
Indutância (subida/descida)	10/10
DBCP (distância-bico-de-contato-peça)	16 mm
Ângulo de avanço da tocha (empurrando)	15°(empurrando)
Ângulo de trabalho	10°
Posicionamento da tocha	– 1 mm (40% sobreposição)
Oscilação	Transversal com velocidade constante
Frequência e Amplitude de oscilação	1,5 Hz e 10 mm
Gás de proteção - Vazão	Ar+2%O ₂ - 14 l/min

Esses resultados fundamentaram os parâmetros de soldagem pela técnica GMAW-CW, bem como a elaboração dos planos de aplicação dos depósitos dos cordões de soldagem e do planejamento experimental dos experimentos futuros de simulação de confecção dos revestimentos resistentes ao desgaste.

CAPITULO V

CONFECÇÃO E ANÁLISE DOS REVESTIMENTOS DE COBALTO E AUSTENÍTICOS POR SOLDAGEM GMAW E GMAW-CW

Neste Capítulo, são apresentados os procedimentos metodológicos e de confecção dos revestimentos das ligas de cobalto e austeníticas, nas melhores condições de parâmetros e de aplicação de soldagem com o auxílio dos resultados do Capítulo IV. Os principais objetivos deste capítulo são a confecção dos revestimentos por soldagem GMAW e GMAW-CW com adição de arame frio, realização de análises, caracterizações dos cordões de solda e o preparo da superfície por usinagem para o ensaio de perda de massa por cavitação.

5.1 Introdução

Os revestimentos de cobalto e seus elementos de liga combinados, no geral, têm por princípio básico proporcionar resistência ao desgaste seja por erosão, corrosão, impacto, altas temperaturas ou interações entre estes fenômenos, tendo por influência as determinadas condições de exposição e o processo de aplicação desse material, assim como o tratamento da superfície garante ao produto uma maior qualidade final a esse material (VOORT, 2004; DIAZ, 2008; WILL et al., 2010). Para Shin et al., (2003) e Maloyoglu e Neville (2005) a composição química da liga metálica formada, por sua vez se relaciona a formação das fases estruturais, sendo que a resistência à erosão por cavitação também é função do perfil geométrico da superfície, principalmente em turbinas hidráulicas.

Além da boa qualidade do material, processo de deposição e preparo/tratamento da superfície, a técnica de soldagem aplicada ao revestimento também exerce função qualitativa, pois recobrimentos com defeito ou descontinuidade são mais susceptíveis a acelerar o processo de degradação do material. A deposição de cordões de solda por

alguma técnica que promova refinamento microestrutural aumenta consideravelmente a resistência do material ao fenômeno de cavitação (PROCOPIAK et al., 2000).

Para alcançar o objetivo proposto, o fluxograma da Figura 5.1 mostra o procedimento para confecção e avaliação dos revestimentos. Esta fase do trabalho foi dividida nas seguintes etapas: Confecção dos revestimentos; Características econômicas; Sanidade superficial; Caracterização geométrica; Avaliação microestrutural da secção transversal do revestimento; Macrografias e microdureza; Usinagem dos recobrimentos; Líquido penetrante e Análise química dos revestimentos.

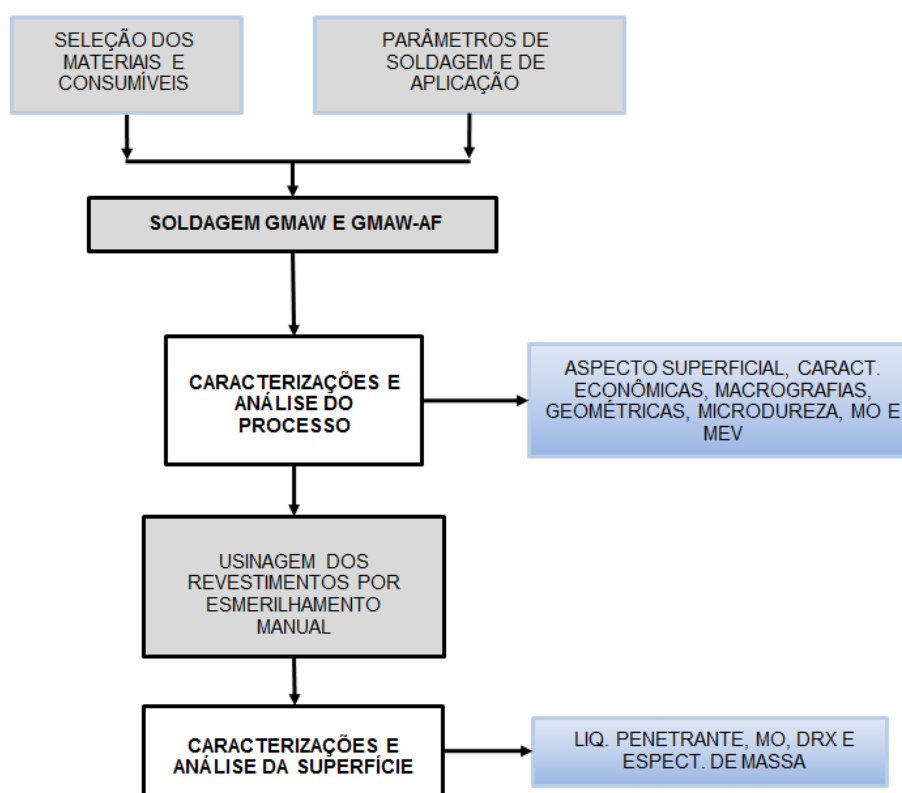


Figura 5.1 – Metodologia adotada para a confecção dos revestimentos

5.2 Confecções dos Revestimentos Resistentes a Cavitação

Foram preparados 14 revestimentos entre ligas de aços inoxidáveis austeníticos e ligas de cobalto com e sem misturas entre os arames do tipo AWS ER309LSi, AWS ERCCoCr-G (CoCrMo ou Stellite 21) e AWS ERCCoCr-A (CoCrW ou Stellite 6), todos de 1,2 mm de diâmetro. Com esses materiais os revestimentos foram confeccionados pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW. Com a adição de arame frio, novos materiais se formaram na composição final pela mistura de seus elementos a partir dos arames

Este parâmetro, além dos citados, apresentaram os melhores resultados com menos quantidade de defeitos e/ou descontinuidades observados nos testes preliminares. Na sequência, os revestimentos passaram pelo processo de usinagem por esmerilhamento da superfície para remoção das ondulações, conforme proposto no Item 3.3.2 do Capítulo 3.

A velocidade de alimentação de cada arame de cobalto (Stellite 21 e Stellite 6) foram ajustadas com objetivo de se obter uma melhor condição de soldagem em função da mudança de densidade do arame. Para manter uma coerência entre os resultados, foi mantido constante o volume do cordão de solda pela relação entre as velocidades de alimentação e de soldagem. Na Tabela 5.2 são apresentadas as condições de soldagem utilizadas para a confecção dos revestimentos com os ajustes realizados em relação ao volume depositado, determinados pela aplicação dos depósitos das ligas de 309LSi. Observa-se que o valor constante da relação das velocidades de alimentação e de soldagem foi mantido em 20.

Tabela 5.2 – Dados de velocidades de alimentação de arame e de soldagem para confecção dos revestimentos por soldagem GMAW e GMAW-CW

Revest.	Processo Soldagem	Amant.	AE (tipo)	AF (tipo)	Val AE [m/min]	Val AF [m/min]	Vsol [cm/min]
A	GMAW	com	309LSi	-	6	-	30
B	GMAW-CW	com	309LSi	Stellite 21	6	2	30
C	GMAW-CW	com	309LSi	Stellite 6	6	2	30
D	GMAW	sem	309LSi	-	6	-	30
E	GMAW-CW	sem	309LSi	Stellite 21	6	2	30
F	GMAW-CW	sem	309LSi	Stellite 6	6	2	30
G	GMAW	com	Stellite 21	-	6,8	-	34
H	GMAW-CW	com	Stellite 21	309LSi	6,8	2,27	34
I	GMAW-CW	com	Stellite 21	Stellite 6	6,8	2,27	34
J	GMAW	sem	Stellite 21	-	6,8	-	34
L	GMAW	com	Stellite 6	-	7	-	35
M	GMAW-CW	com	Stellite 6	309LSi	7	2,33	35
N	GMAW-CW	com	Stellite 6	Stellite 21	7	2,33	35
O	GMAW	sem	Stellite 6	-	7	-	35

Onde: Amanteig. é o amanteigamento da superfície pelo ER309LSi; AE – arame eletrodo; AF – arame frio; Val – velocidade de alimentação de arame; Vsoldagem – velocidade de soldagem

As velocidades de soldagem e de alimentação para as ligas de Cobalto tiveram variações de valores. No entanto, a relação de volume, manteve os valores de corrente e tensão similares.

Os revestimentos confeccionados, após seu preparo foram submetidos ao processo de usinagem por esmerilhamento manual para a remoção de ondulações e imperfeições, conforme procedimento usado na indústria.

5.3 Sanidades Superficiais dos Cordões

5.3.1 Qualidade Superficial do Amanteigamento

Nas Figuras de 5.3 e 5.4 são mostradas duas placas que representam o substrato com amanteigamento e com amanteigamento esmerilhado, respectivamente. Nota-se na Figura 5.3 o aspecto ondular decorrente da deposição dos cordões de solda, sendo este pelo processo de soldagem GMAW com arame de 309LSi. Esta superfície apresentou qualidade satisfatória à aplicação dos revestimentos de aço inoxidável austenítico e das ligas de cobalto.



Figura 5.3 – Aspecto superficial do amanteigamento antes do esmerilhamento

Na Figura 5.4 são observados alguns defeitos na superfície do amanteigamento, decorrentes da falha de alimentação durante a deposição de material por soldagem a arco. No entanto, por se tratar da primeira camada e que esta não é o foco principal da pesquisa, verificou-se que os defeitos não irão interferir na qualidade final dos revestimentos resistentes ao desgaste. A superfície esmerilhada nesta etapa de confecção dos revestimentos, não tem a finalidade de se apresentar lisa ou isenta de quaisquer imperfeições. Mas deve ser plana e regular o suficiente para receber uma segunda camada.



Figura 5.4 – Aspecto superficial do amanteigamento usinado por esmerilhamento, no detalhe os defeitos provocados por falhas durante a soldagem

5.3.2 Sanidade Superficial dos Revestimentos

Nas Figuras 5.5-A, 5.5-B e 5.5-C, são mostradas as placas soldadas A, B e C, respectivamente. Nestas estão os revestimentos aplicados sobre o amanteigamento do metal de base. Observa-se a boa qualidade visual dos revestimentos depositados. Não foi observado qualquer defeito ou descontinuidade que comprometesse qualitativamente a superfície desses revestimentos, sendo observados sobre os cordões apenas respingos decorrentes do processo de soldagem.

Nota-se que o processo de soldagem GMAW-CW apresenta aspecto visual igual ao GMAW convencional, conforme mostrado nas Figuras 5.5-A, 5.5-B e 5.5-C (placas A, B e C).

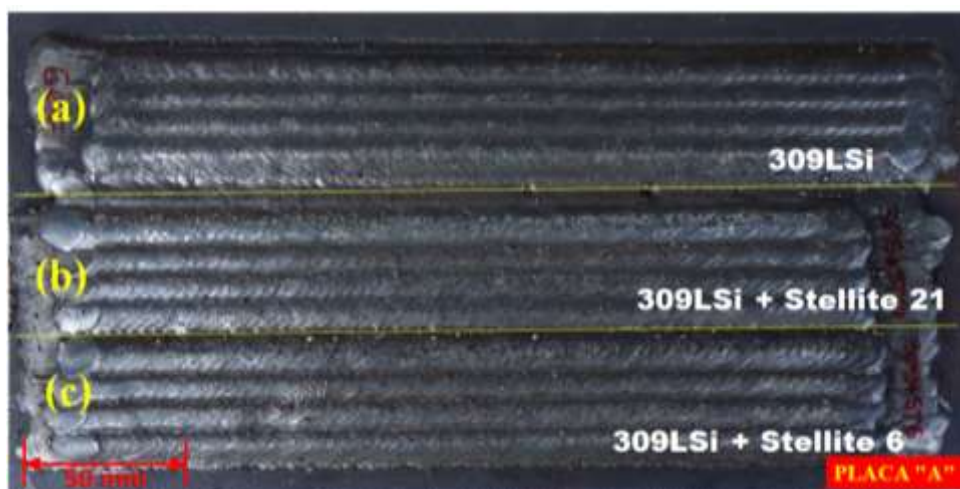


Figura 5.5-A – Aspecto superficial dos revestimentos sobre o amanteigamento, na placa A temos (a) 309LSi, (b) 309LSi + Stellite 21 e (c) 309LSi + Stellite 6;

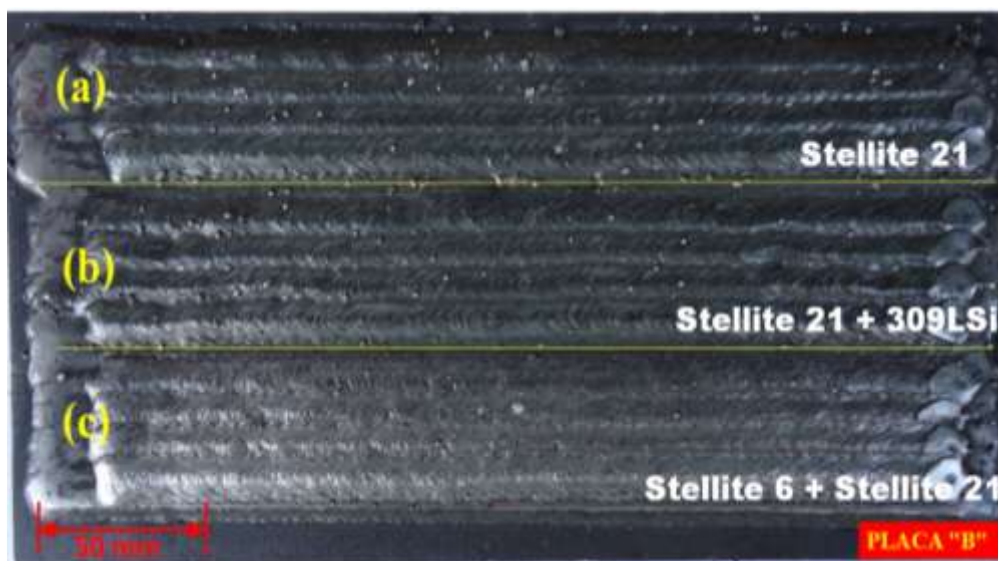


Figura 5.5-B – Aspecto superficial dos revestimentos sobre o amanteigamento, na placa B temos (a) Stellite 21, (b) Stellite 21 + 309LSi e (c) Stellite 6 + Stellite 21

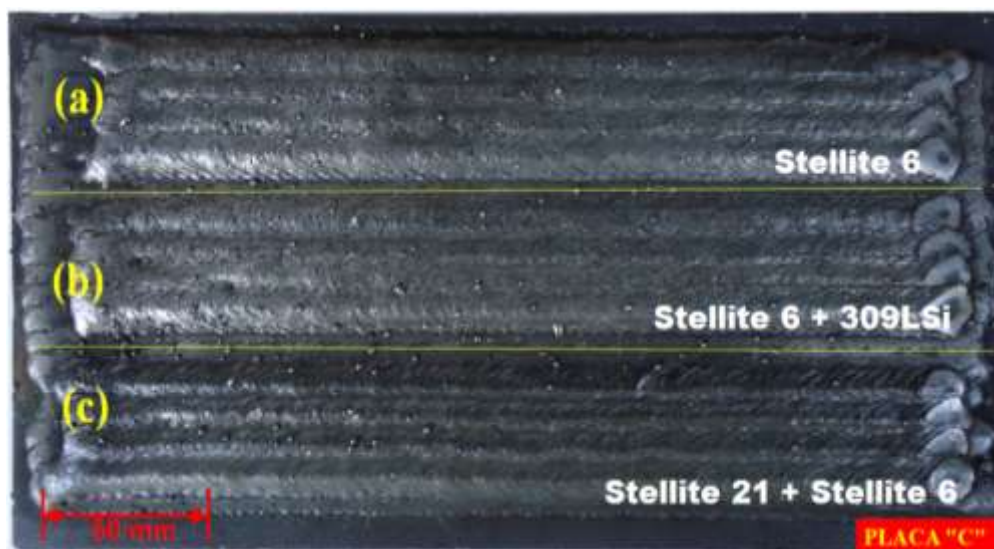


Figura 5.5-C – Aspecto superficial dos revestimentos sobre o amanteigamento, na placa C temos (a) Stellite 6, (b) Stellite 6 + 309LSi e (c) Stellite 21 + Stellite 6

Nas Figuras 5.6-D e 5.6-E, são mostradas as placas D e E, respectivamente. As quais, representam os revestimentos depositados sobre o substrato do aço ASTM A36, sem amanteigamento. Verifica-se em alguns revestimentos a ocorrência de falta de material (vazios) e/ou menos quantidade de massa metálica depositada. Defeitos estes, provocados possivelmente pela irregularidade do arco elétrico durante a soldagem ou por falhas na alimentação de arame eletrodo. Entretanto, estes defeitos não interferiram na qualidade superficial dos revestimentos para as realizações das análises posteriores.



Figura 5.6-D – Aspecto superficial dos revestimentos sem amanteigamento, onde a placa D tem (a) 309LSi, (b) 309LSi + Stellite 21 e (c) 309LSi + Stellite 6

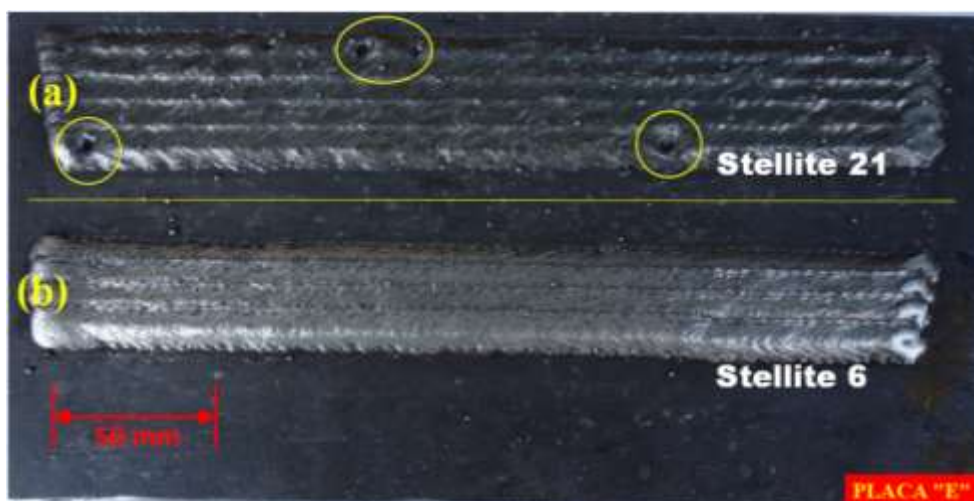


Figura 5.6-E – Aspecto superficial dos revestimentos sem amanteigamento, onde a placa E tem (a) Stellite 21 e (b) Stellite 6

Os revestimentos aplicados por GMAW e GMAW-CW, mostram o bom acabamento e boa qualidade geométrica dos depósitos, tanto para os aços inoxidáveis austeníticos como para as ligas de cobalto, ambas depositadas sobre o substrato sem amanteigamento. Verificou-se ainda, que para os arames de cobalto mostrados na placa E, ocorreram maiores quantidade de respingos e apresentaram cordões com morfologia diferente dos demais revestimentos observados na placa D, confeccionado pelo processo GMAW.

No geral, pelo aspecto visual da superfície dos revestimentos resistentes a cavitação, confeccionados pelo processo GMAW e GMAW-CW, verificou-se que apresentaram boa qualidade visual e morfológica de seus depósitos. Com essas observações, fica garantindo o prosseguimento do estudo desses revestimentos com a retirada das amostras para

análise da secção transversal aos cordões, realização da caracterização geométrica e avaliação das microestruturas de cada material.

5.4 Análises Econômicas dos Processos de Soldagem Aplicadas

As características econômicas dos processos de soldagem foram determinadas através das taxas de fusão que representam o “consumo” e taxas de deposição que se entende por “produção”, ambas expressas em unidade de massa em função do tempo. O rendimento de deposição, relação entre as taxas, aponta a viabilidade econômica na escolha do processo de soldagem, consumíveis e parâmetros de aplicação (GOMES et al., 2011). No Apêndice I, são apresentados os resultados das pesagens das placas durante a deposição dos cordões na confecção dos revestimentos. A Tabela 5.4 mostra os resultados das taxas e rendimento encontrados para todos os revestimentos confeccionados pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW. Observa-se que as taxas de fusão apresentaram valores entre 2,95 e 4,27 kg/h, e as taxas de deposição entre 2,45 e 3,38 kg/h, resultando em rendimentos acima de 75%. Os revestimentos confeccionados pelo arame 309LSi (aramé eletrodo), ligas de A a F, apresentaram valores de taxa de deposição entre 2,68 e 3,38 kg/h e rendimentos entre 82 a 85%. Já os revestimentos de cobalto, ligas G a O, foram verificados valores de taxa de deposição entre 2,45 e 3,31 kg/h com rendimentos entre 76 e 85%.

Tabela 5.4 – Características econômicas determinadas do processo de soldagem

Liga	Materiais (AE+AF)	Processo de Soldagem	Características Econômicas		
			TF (kg/h)	TD (kg/h)	R (%) (TD/TF)x100
A	309 C A	GMAW	3,14	2,68	85
B	309 + ST 21 C A	GMAW-CW	4,01	3,28	82
C	309 + ST 6 C A	GMAW-CW	4,01	3,38	84
D	309 S A	GMAW	3,14	2,64	84
E	309 + ST 21 S A	GMAW-CW	4,01	3,34	83
F	309 + ST 6 S A	GMAW-CW	4,01	3,27	82
G	ST 21 C A	GMAW	2,95	2,52	85
H	ST 21 + 309 C A	GMAW-CW	4,15	3,17	76
I	ST 21 + ST 6 C A	GMAW-CW	3,94	3,09	78
J	ST 21 S A	GMAW	2,96	2,45	83
L	ST 6 C A	GMAW	3,05	2,54	84
M	ST 6 + 309 C A	GMAW-CW	4,27	3,31	78
N	ST 6 + ST 21 C A	GMAW-CW	4,06	3,22	79
O	ST 6 S A	GMAW	4,05	2,45	81

Onde: ST – Stellite; 309 – 309LSi; C A – com amanteigamento e S A – sem amanteigamento; TF – taxa de fusão; TD – taxa de deposição; R – rendimento; AE – arame eletrodo; AF – arame frio

Os resultados do rendimento para o arame 309LSi, ligas A e D, confeccionadas pelo processo GMAW tiveram os maiores valores entre 84 e 85% e para as ligas B e F, produzidas pelo processo GMAW-CW, os valores ficaram em 82%. Esses resultados mostram que a deposição sobre o substrato sem amanteigamento não teve influência significativa entre os processos de soldagem.

Já para as ligas de cobalto, representadas pelas letras de G a O, apresentaram rendimentos com maior variação de resultado, valores entre 76 a 85%. Em todos os revestimentos confeccionados pelo processo GMAW-CW, o rendimento teve redução decorrente da influência da introdução de um arame não energizado na atmosfera do arco durante a transferência metálica.

No geral, os revestimentos confeccionados pelo processo se mostraram adequados, com rendimentos de deposição acima de 75%. Resultados estes coerentes aos encontrados por Silva et al., (2012) no estudo da influência da técnica de oscilação da tocha com GMAW-CW utilizando materiais do tipo 309 para revestimento, teve rendimentos entre 77 e 82% com parâmetros de processo similares.

5.5 Caracterizações Geométricas dos Revestimentos

Na análise das características geométricas, os procedimentos de retirada de uma única amostragem de cada revestimento antes da usinagem da superfície foram realizados conforme o Item 3.6 do Capítulo III. Nas 14 amostras resultantes foram determinadas: a penetração, largura e reforço.

Pelos resultados, verificou-se que a penetração se manteve numa média de 1,32 mm e a largura em 36,87 mm. O reforço foi determinado em duas configurações, a primeira com uma única camada sobre o substrato e a segunda com duas camadas sendo o amanteigamento mais o recobrimento.

Outra forma de análise dos resultados está na Figura 5.7. Nesta são mostrados os perfis dos valores de penetração e reforço de cada liga. Observa-se que a penetração se manteve em 1 mm sem apresentar tendências. Já o reforço variou em função de ter uma ou duas camadas com valores acima de 3,5 mm (sem amanteigamento) e 6,5 mm (com amanteigamento).

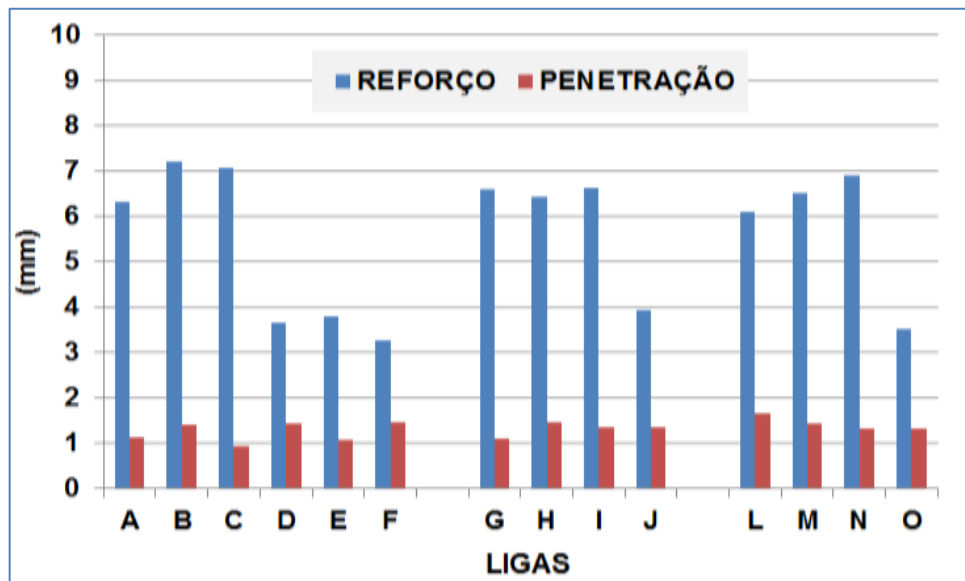


Figura 5.7 – Perfil de penetração e reforço dos revestimentos das ligas 309LSi e de Cobalto

A Figura 5.8 mostra os resultados de diluição determinados para todas as amostras. Verifica-se que os revestimentos com duas camadas apresentaram menores valores, sendo estes abaixo de 12%. Quanto aos revestimentos sem o amanteigamento, ou seja, sobre o substrato, os valores de diluição se mantiveram entre 18 a 26%, e esteve em função do processo de soldagem, oscilação da tocha e adição de arame frio.

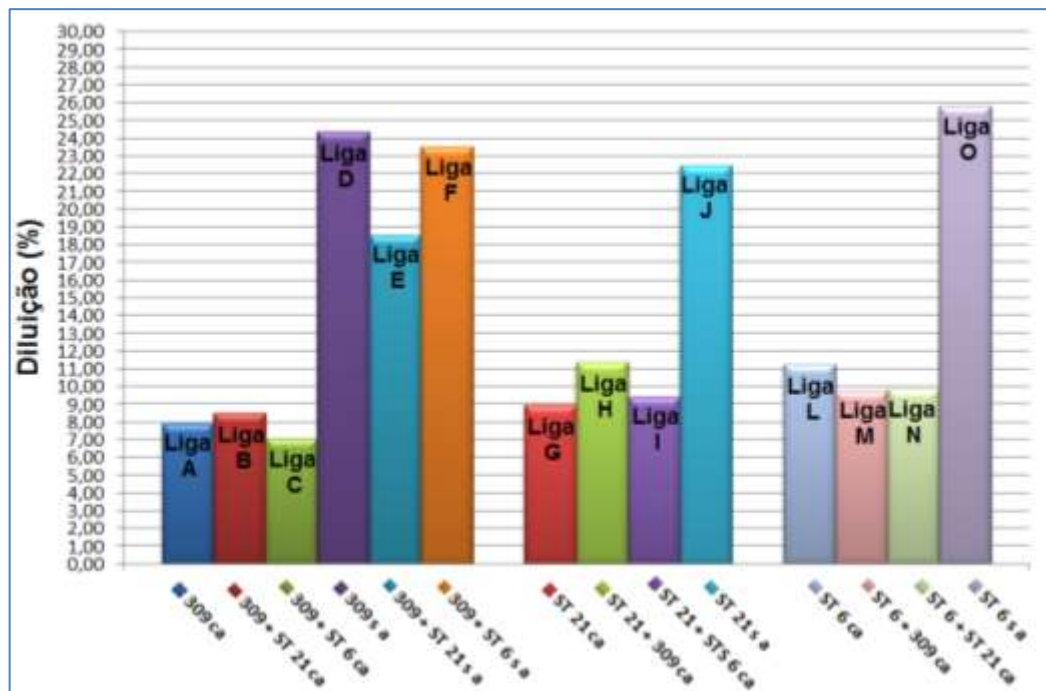


Figura 5.10 – Efeito da diluição dos revestimentos das amostras pelos processos GMAW e GMAW-CW

5.6 Análises das Macrografias dos Revestimentos

Na análise das macrografias das amostras, na secção transversal dos revestimentos, a Figura 5.11 apresenta as ligas de 309LSi e misturas com as ligas de cobalto depositadas pela soldagem GMAW e GMAW-CW, as quais são identificadas por A, B, C, D, E e F. Nas figuras observa-se a ausência de descontinuidade do tipo falta de fusão na região de ligação entre o revestimento e o amanteigamento ou entre o substrato.

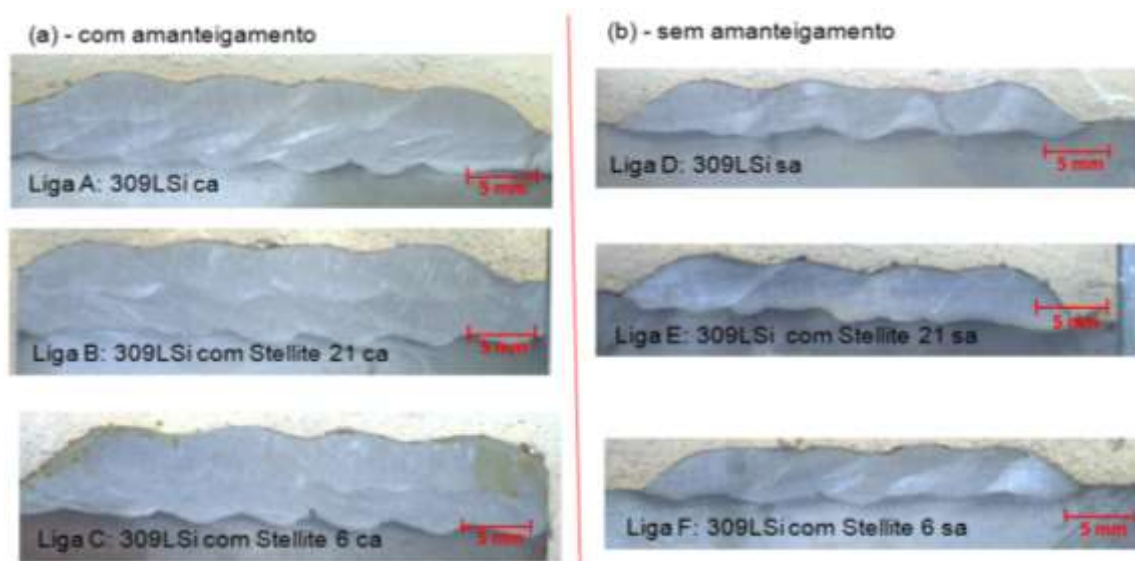


Figura 5.11 – Macrografias das amostras das ligas que tem o 309LSi como arame eletrodo na confecção dos revestimentos (a) com amanteigamento e (b) sem amanteigamento

As macrografias do revestimento pelo Stellite 21 (CoCrMo) e misturas com o 309LSi e Stellite 6 (CoCrW), identificadas por G, H, I e J, na secção transversal são apresentadas na Figura 5.12. Nesta são mostrado a boa qualidade dos revestimentos e ausência de descontinuidade ou defeito na linha de fusão dos cordões.

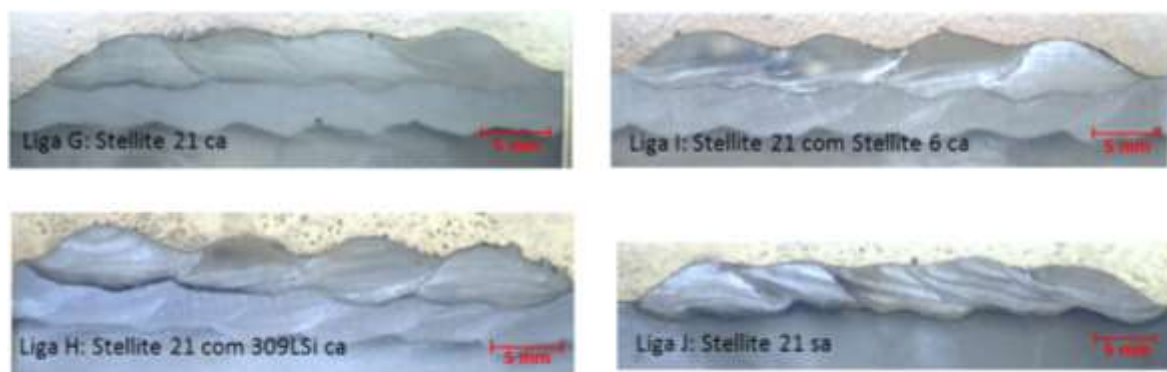


Figura 5.12 – Macrografias das amostras das ligas que tem o Stellite 21 como arame eletrodo na confecção dos revestimentos

As macrografias das amostras da secção transversal dos revestimentos de Stellite 6 (CoCrW) e misturas com o 309LSi e Stellite 21 são apresentados na Figura 5.13. Observa-se a ausência de quaisquer tipos de descontinuidade na interface dos revestimentos de trabalho e o amanteigamento.

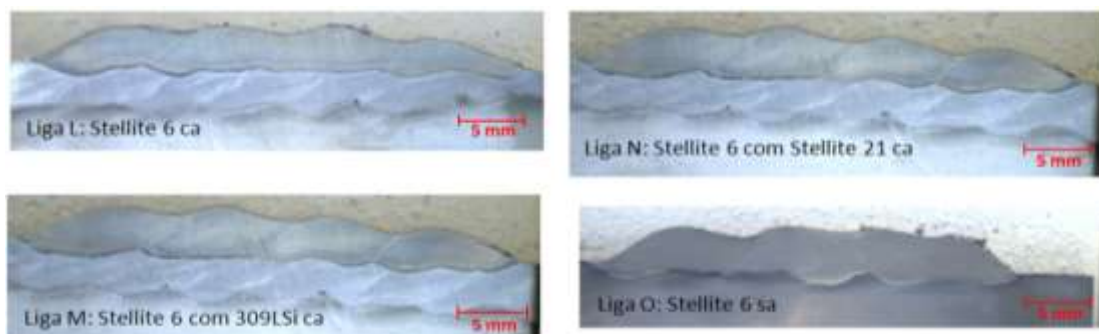


Figura 5.13 – Macrografias das amostras das ligas que tem o Stellite 6 como arame eletrodo na confecção dos revestimentos

Esses resultados dessas análises ratificam a eficiência e boa qualidade dos testes de adequação dos processos de soldagem. Este resultado ainda reafirma a boa aplicação dos cordões para confecção dos revestimentos pelo processo GMAW-CW.

5.7 Avaliações das Micrografias Observadas

5.7.1 Adequação dos Reagentes Químicos

Foi necessário realizar uma série de testes com determinados reagentes químicos até a revelação das fases estruturais e microestruturas características de cada material proposto na confecção dos revestimentos. Entre os agentes reveladores testados são destaque quatro reagentes que foram específicos para cada estrutura de solidificação da base metálica. A Tabela 5.6 apresenta as ligas base e seus respectivos reagentes reveladores das microestruturas conforme indicado por Modenesi (2001) para as ligas austeníticas e Voort (2004) para as ligas de cobalto.

Tabelas 5.6 – Reagentes químicos utilizados

Material	Composição do Reagente
309LSi (arame eletrodo)	1 g $C_6H_5OH(NO_3)_3$ + 5 ml HCl + 100 ml C_2H_5OH – (Villela)
Stellite 21 (arame eletrodo)	1 g $CuSO_4$ + 10 ml HCl + 10 ml H_2O – (Marble's)
Stellite 6 (arame eletrodo)	30 ml HCl + 10 ml HNO_3 ou 40 ml HCl + 1 ml HNO_3 + 13 g $FeCl_3$

Na Figura 5.14 são mostrados os resultados dos ataques reveladores para as principais ligas dos revestimentos. A liga austenítica apresentou estrutura característica a seu material (ferrita e austenita) conforme encontrado por Modenesi (2001) e Kou (2002). Segundo ASM (2004) e Voort (2004), as estruturas das ligas de cobalto são caracterizadas de acordo com os elementos ligantes terciários. No caso do Stellite 21, temos o Mo (*Molibdênio*) em sua composição formando a estrutura com crescimento dendrítico de segregação pouco reativa ao revelador utilizado, característico deste material. No entanto, o Stellite 6, com elemento terciário W (*tungstênio*), apresentou formas mais definidas com os “braços” dendríticos bem destacados pelo reagente revelador.

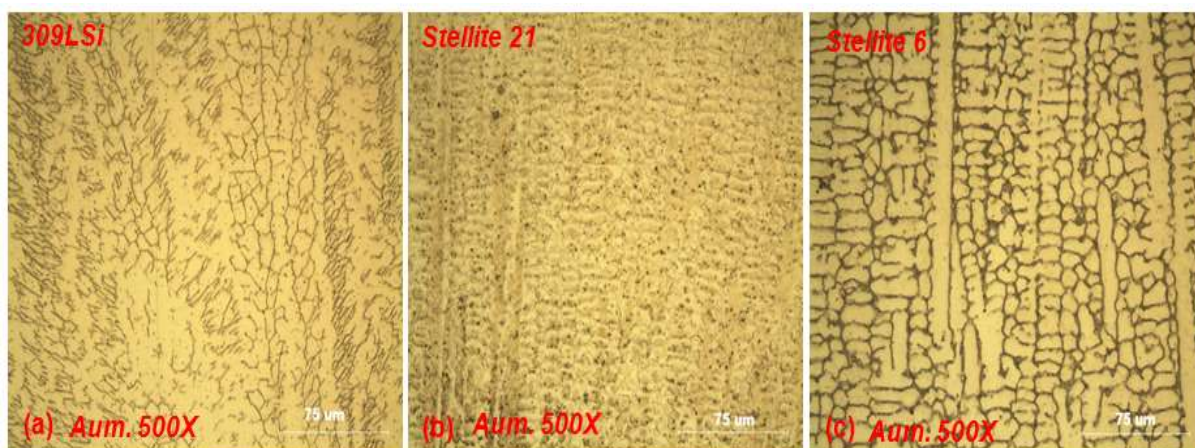


Figura 5.14 – Estruturas dos materiais revelados pelos reagentes testados (a) 309LSi (austenítico), (b) Stellite 21 (CoCrMo) e (c) Stellite 6 (CoCrW). Aumento 500X

5.7.2 Análise das Ligas Austeníticas do Tipo ER309LSi/309LSi (Ligas A, B, C, D, E e F)

Nos depósitos das Ligas A, B, C, D, E e F, que tem por base o ER309LSi (no arame eletrodo), o diagrama de “*Schaeffler*” presente na Figura 5.15 foi determinado com o auxílio do programa disponível em ESAB (2012), fornecendo uma previsão da estrutura da fase predominante que pode surgir. Os pontos 1, 2, C e (*) representam o metal de base, o amanteigamento, metal de adição e metal de solda, respectivamente. Observa-se que o metal de solda encontra-se na região de Austenita + Ferrita (A+F) com valor de ferrita na faixa de 0-5%. No entanto, segundo o fabricante do arame 309LSi (SANDVIK, 2012), o metal de solda deste material apresenta a microestrutura composta por uma matriz austenítica com teor de ferrita entorno de FN=10 de acordo com o diagrama DeLong, sendo este diagrama uma adequação para verificar a influência do teor de N (nitrogênio) na composição química do material sobre a previsão de microestruturas e teor de ferrita.

Entretanto, de acordo com os resultados determinados de Creq e Nieq de DeLong e observado no respectivo diagrama se verificou um valor na faixa de FN=8 informando o teor aproximado de ferrita de 7,6%.

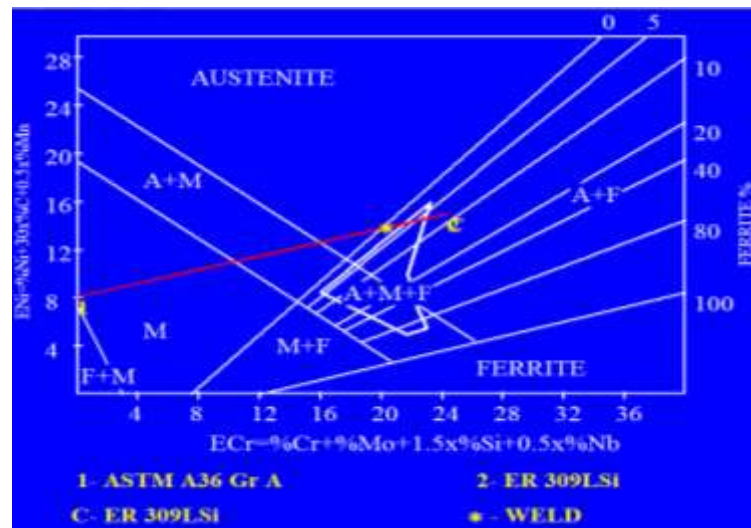


Figura 5.15 – Diagrama de Schaeffler para o consumível ER309LSi e substrato de ASTM A36 por soldagem e 20% de diluição

Para o caso dos revestimentos compostos pelo arame 309LSi, no eletrodo, que apresentam aproximadamente 23% Cr e 14% Ni (ver Tabela 5.1), observa-se pelo diagrama de Schaeffler que os elementos de liga Cr induz a formação de ferrita e o Ni estabiliza a austenita de acordo com informações contidas em Modenesi (2001) e Kou (2002). No Anexo II, estão apresentados os diagramas de Schaeffler e DeLong

São mostradas na Figura 5.16 os revestimentos referentes as Ligas A, B e C, apresentaram morfologias características de estruturas ferrítica (região escura) em meio a matriz austenítica (região clara).

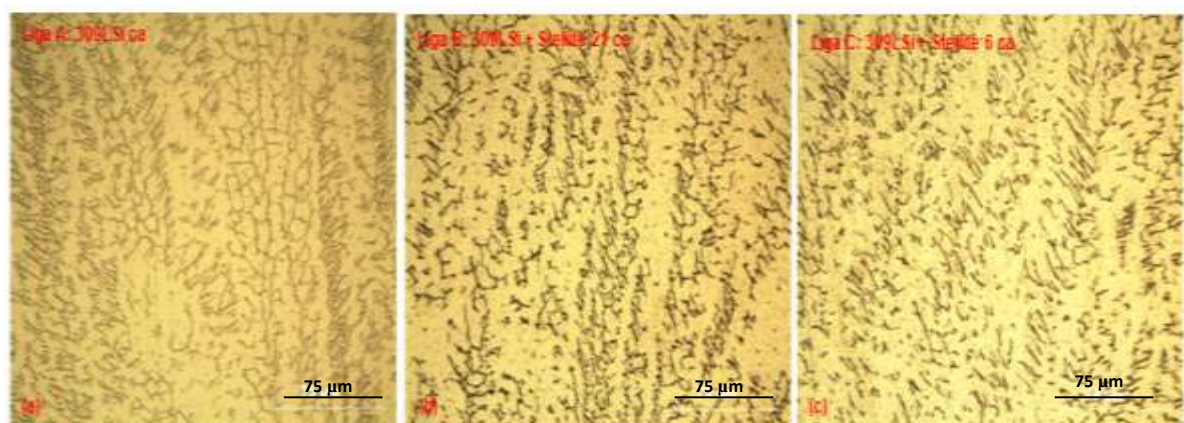


Figura 5.16 – Ligas: (a) A (23%Cr e 13%Ni), (b) B (23%Cr, 13%Ni + Cr, Mo e Ni) e C (c) (23%Cr, 13%Ni + Cr e C). Aumento 500X

Estruturas e morfologias semelhantes para este tipo de material (ligas austeníticas) são observadas por Modenesi (2001) em sua pesquisa sobre as varias formas dos aços austeníticos de matriz 23Cr-14Ni.

Observa-se que a introdução de outros elementos do tipo Mo (Molibdênio), C (Carbono) e W (Tungstênio) através do processo de soldagem GMAW-CW, não provocou diferenças significativas na morfologia das estruturas ferrítica durante a solidificação.

Na Figura 5.17, são mostrados os perfis das microestruturas dos cordões do revestimento para a Liga A (309LSi ca). A Figura 5.17(a) apresenta o segundo cordão na região central. Conforme as setas indicativas, este contém estruturas características do aço inoxidável austenítico e está de acordo com os diagramas já citados. No detalhe desta figura com aumento de 1000x, verificam-se as fases de ferrita na forma de placas sendo predominante. As regiões de ligação entre dois cordões divididos pela linha de fusão e entre o cordão e o amanteigamento são observados nas Figuras 5.17(b) e 5.17(c), respectivamente. Nestas, observa-se o sentido do crescimento estrutural de solidificação.

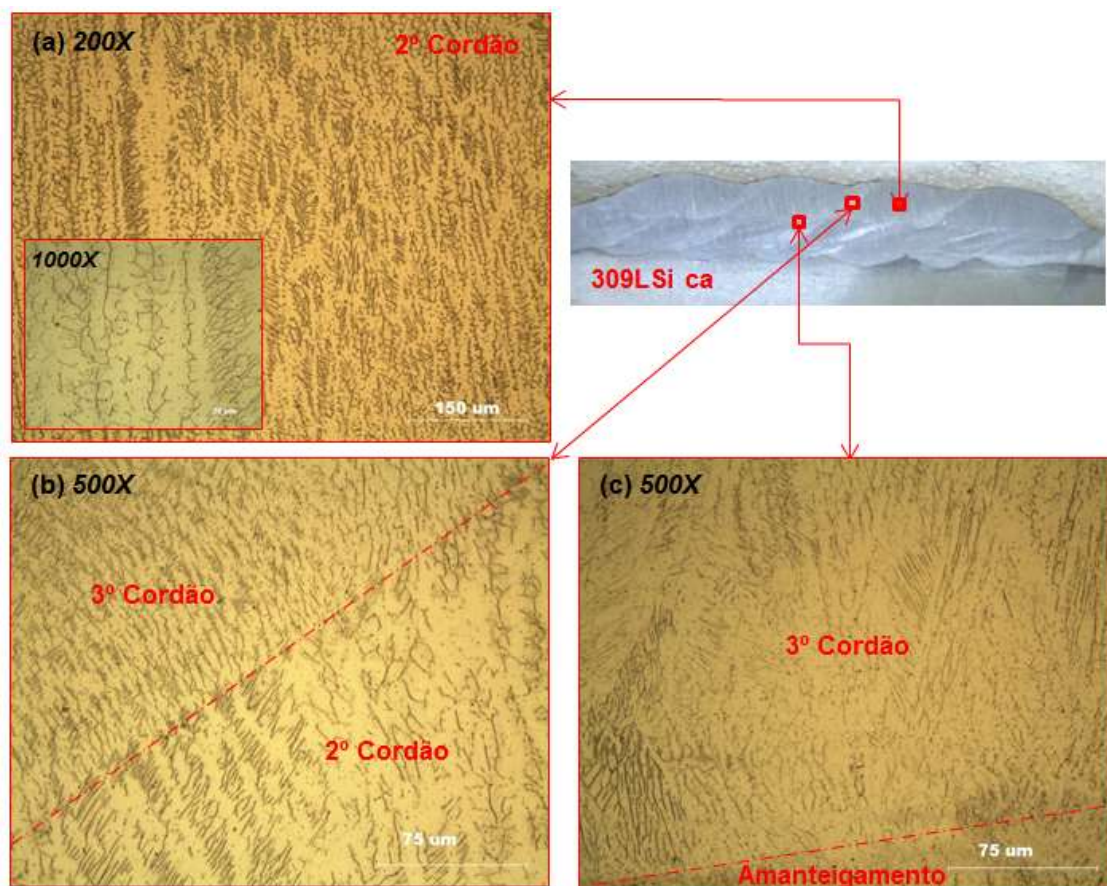


Figura 5.17 - Regiões de análise microestrutural da Liga A (309LSi) na secção transversal (a) 1º cordão com detalhe em 1000X, (b) zona de ligação entre o 1º e 2º cordão e (c) zona de ligação do 2º cordão com o amanteigamento

São apresentados na Figura 5.18 (c) os perfis das microestruturas dos cordões do revestimento da Liga B (309LSi com adição de arame frio do tipo Stellite 21 – GMAW-CW). Nesta, são mostrados os perfis morfológicos de microestruturas semelhantes aos da liga A (309LSi) realizado pelo processo de soldagem GMAW convencional. O segundo cordão na região central mostra estruturas austenítica e o detalhe com aumento de 1000x confirmando a presença de ferrita na forma de placas e espinha. São apresentados nas Figuras 5.18(a) e 5.18(b) as regiões entre cordão e amanteigamento e entre dois cordões divididos pela linha de fusão. Nota-se que a introdução de cobalto e molibdênio na proporção de 3:1 não alterou a morfologia do arame 309LSi durante a solidificação.

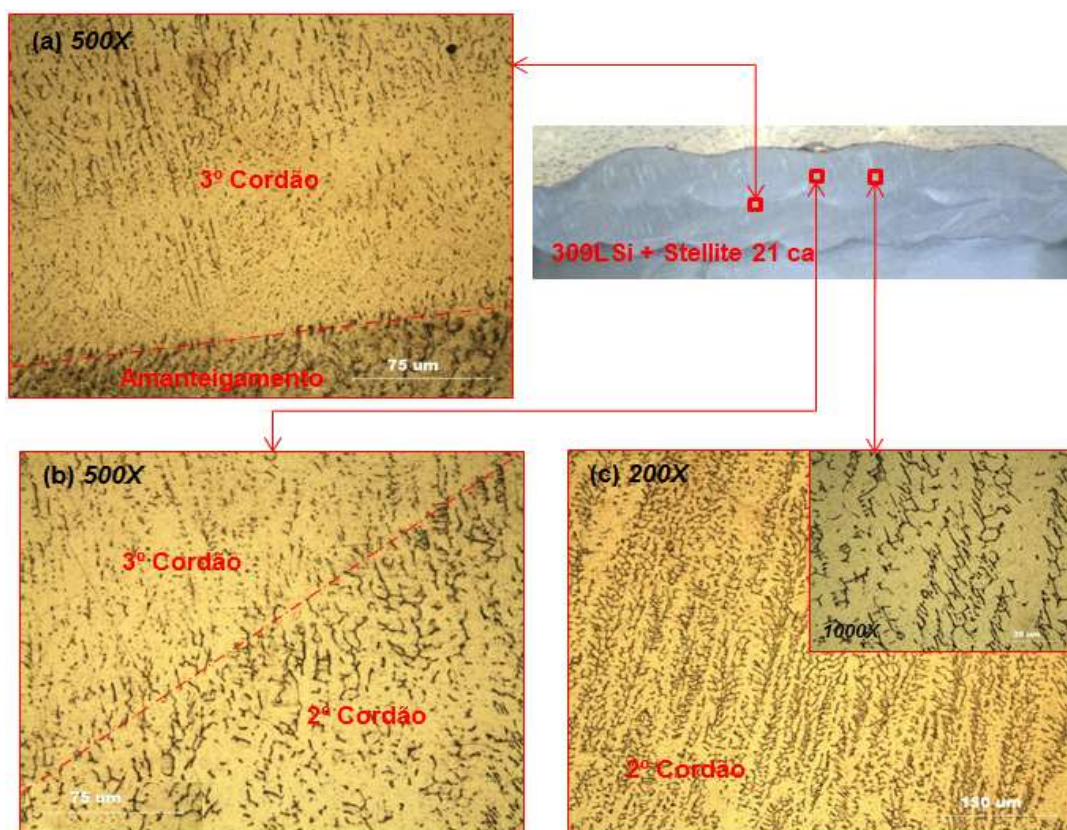


Figura 5.18 - Regiões de análise microestrutural da Liga B (309LSi com Stellite 21) na secção transversal (a) zona de ligação do 3º cordão com o amanteigamento, (b) zona de ligação entre o 2º e 3º cordão e (c) 2º cordão com detalhe em 1000X

A Figura 5.19 é referente ao revestimento da Liga C (309LSi com adição de arame frio do tipo Stellite 6 – GMAW-CW), onde mostram-se os perfis morfológicos de microestruturas também semelhantes aos da liga de 309LSi. As verificações das formas presentes nas Figuras 5.19(a), (b) e (c) são semelhantes às estruturas das ligas A e B. Observa-se também que a introdução do Stellite 6 (cobalto, tungstênio e carbono) como arame frio não alterou a estrutura morfológica da matriz do aço 309LSi.

Entretanto, para verificar possíveis alterações nas morfologias das estruturas, foi necessário a realização de outros tipos de análise, tais como microscopia de transmissão ou outra técnica de análise que deverão ser realizadas na sequência das investigações do trabalho.

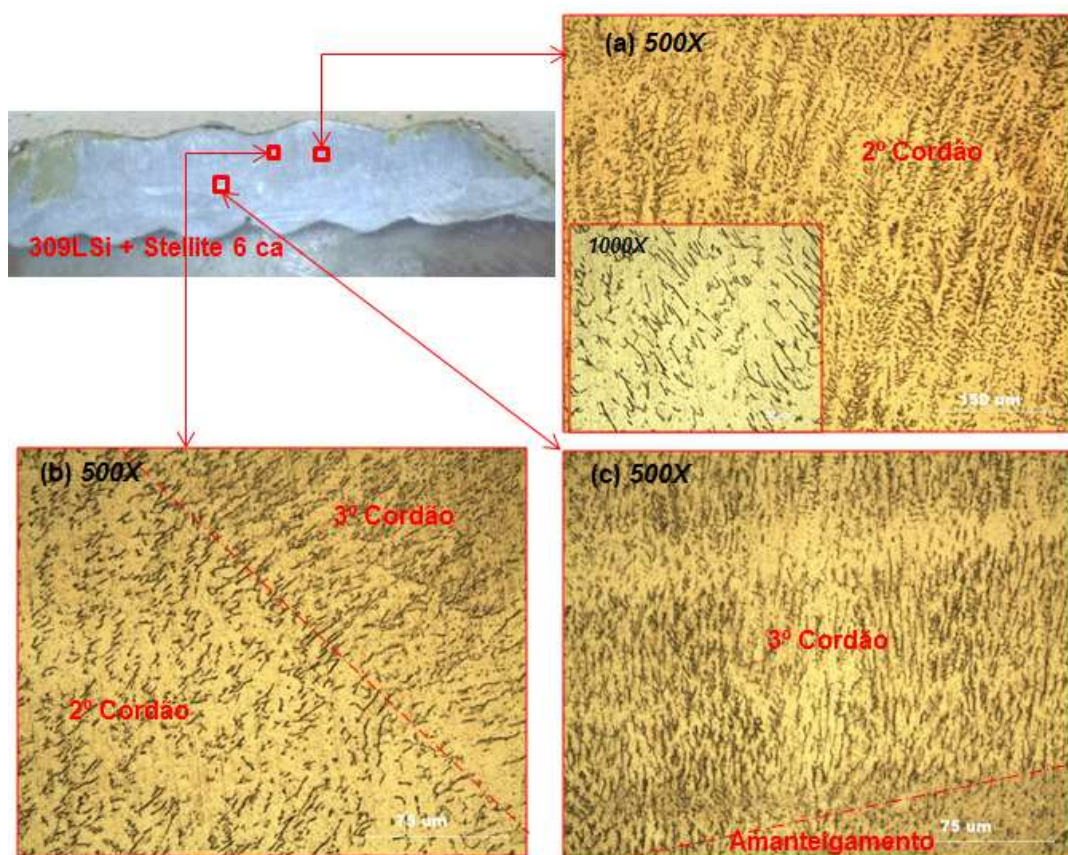


Figura 5.19 - Regiões de análise microestrutural da Liga A (309LSi com Stellite 6) na secção transversal (a) 1º cordão com detalhe em 1000X, (b) zona de ligação entre o 1º e 2º cordão e (c) zona de ligação do 2º cordão com o amantelamento

5.7.3 Análise das Ligas de Cobalto do Tipo Stellite 21/CoCrMo (Ligas G, H, I e J)

As Ligas G, H, I e J, são referentes aos revestimentos produzidos pelos arames Stellite 21 com e sem misturas, com 309LSi e Stellite 6, pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW. Representados pelo sistema Cr-Co, observa-se a transformação de fases através dos diagramas constitucionais binários e ternários mostrados no Anexo III. Nesses diagramas são previstos as formações dos microconstituintes e fases intermetálicas durante a solidificação. O diagrama de *Schaeffler* não atende as ligas de cobalto devido ser exclusivo para as ligas inoxidáveis. No caso das ligas de cobalto do tipo CoCrMo que apresentam aproximadamente 65%Co e 28% Cr, o diagrama Cr-Co pode apresenta uma possível previsão das fases que podem surgir durante o resfriamento. Semelhantemente foi

realizado o mesmo procedimento por Podrez-Radziszewska et al., (2010) para o mesmo tipo de liga de cobalto.

Esses revestimentos de cobalto, tipo CoCrMo, apresentaram morfologia características a estruturas dendrítica conforme apresentado na Figura 5.20(a). A introdução de elementos de liga através do processo GMAW-CW, não provocou diferenças significativas na morfologia das estruturas de solidificação conforme mostra nas Figuras 5.20 (b) e (c) ao comparar as estruturas do material depositado pelo processo GMAW sem adição de arame não energizado.

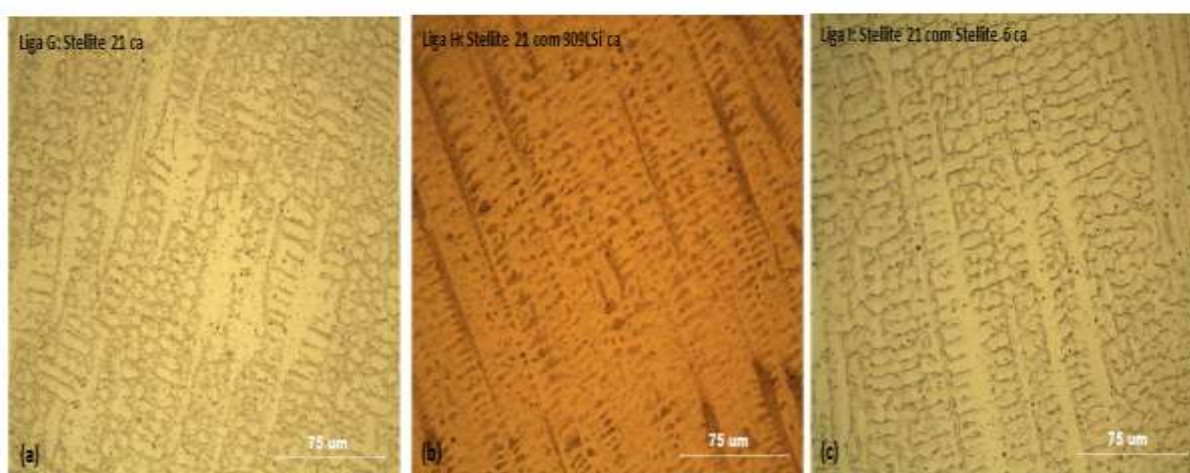


Figura 5.20 – Morfologia das Ligas G (a) (65%Co, 28%Cr e 5Mo), H (b) (65%Co, 28%Cr e 5Mo + Cr, Mo e Ni) e I (c) (65%Co, 28%Cr e 5Mo + Cr, C e W). Aumento 500X

Voort (2004) e Fouilland et al., (2007) explicam estes materiais (Stellite 21) apresentam uma microestrutura complexa baseada em regiões dendríticas, carbonetos e regiões interdendríticas. A primeira fase que se forma durante o resfriamento a partir do estado líquido, sendo constituída por dendrita primária rica em Co (α -Co - fase clara) com estrutura cristalina cubica de face centrada (CFC). O líquido restante solidifica por uma reação de uma mistura eutética em fases interdendríticas ricas em cobalto e fases de carboneto (fases quebradiças). Durante a solidificação, ocorre a segregação de cromo e molibdênio favorecendo a precipitação de carbonetos de Cr em regiões interdendríticas como M_7C_3 e $M_{23}C_6$ ou precipitados de Mo, como MC e M_6C que são as regiões escuras de formas variadas.

A Figura 5.21 apresenta os perfis morfológicos das microestruturas dos cordões da liga G, que tem por composição o Stellite 21 depositado pelo processo GMAW. No segundo cordão na região central, observa-se estruturas características de ligas de cobalto CoCrMo, de morfologias semelhantes às encontra por Giacchi et al., (2010), Podrez-Radziszewska et al., (2010) e ASM (2004).

Na Figura 5.21(b), com aumento de 1000x, ficou nítida a morfologia em forma dendrítica. Na região de ligação entre dois cordões conforme mostrado na Figura 5.21(c) nota-se o efeito de deposição de um cordão sobre outro.

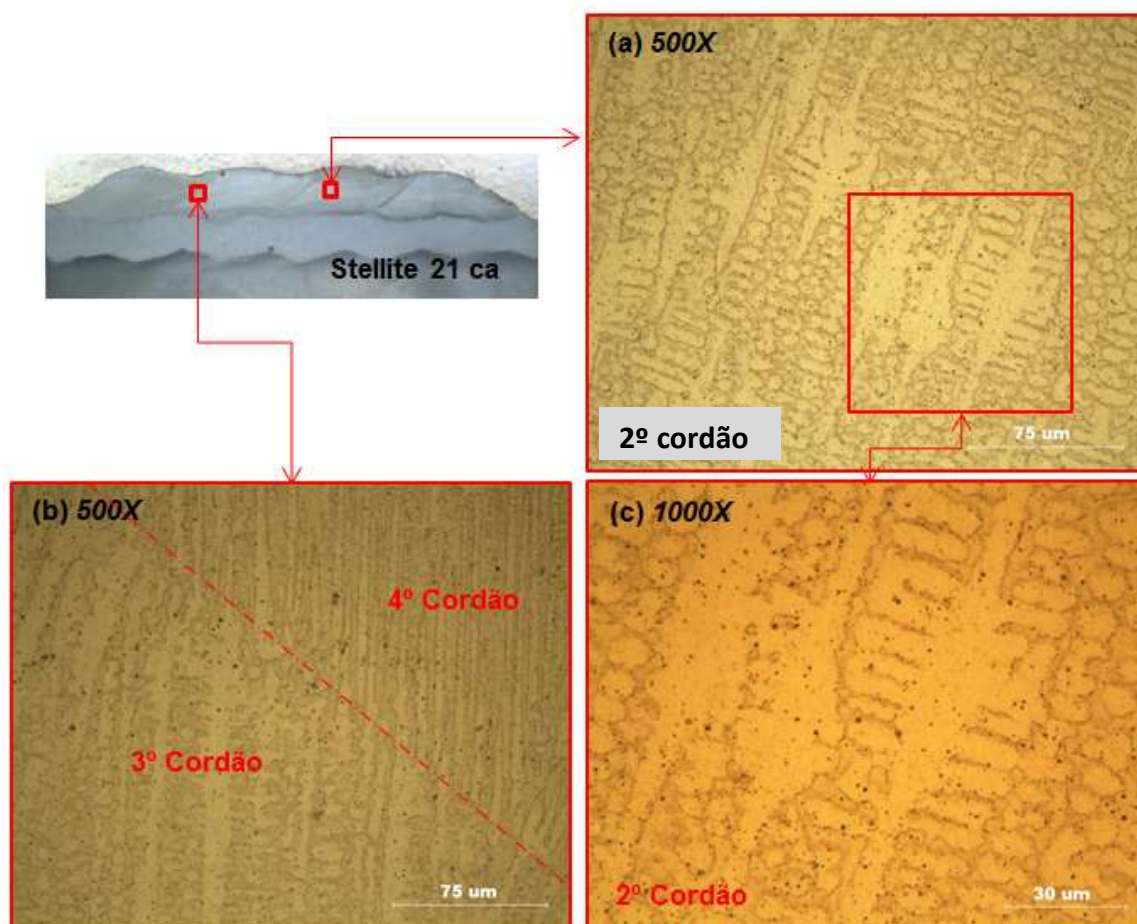


Figura 5.21 - Regiões de análise microestrutural da Liga G (Stellite 21) na secção transversal (a) 2º cordão com aumento de 500X, (b) zona de ligação do 3º com o 4º cordão e (c) 2º cordão com 1000X

A Figura 5.22, referente à Liga H do Stellite 21 com adição de arame frio do tipo 309LSi, mostra os perfis morfológicos das microestruturas semelhantes aos da Liga G (ERCCr-G) realizado por processo de soldagem convencional (GMAW). O segundo cordão na região central apresenta uma estrutura dendrítica. Na Figura 5.22(c) são observadas diferentes formas das estruturas divididas pela linha de fusão. A introdução de ferro, cromo e níquel através do arame frio não modificou a morfologia da matriz de Stellite 21. Entretanto, para verificar possíveis diferenças são necessários outros tipos de análise que devem ser realizadas em trabalhos futuros.

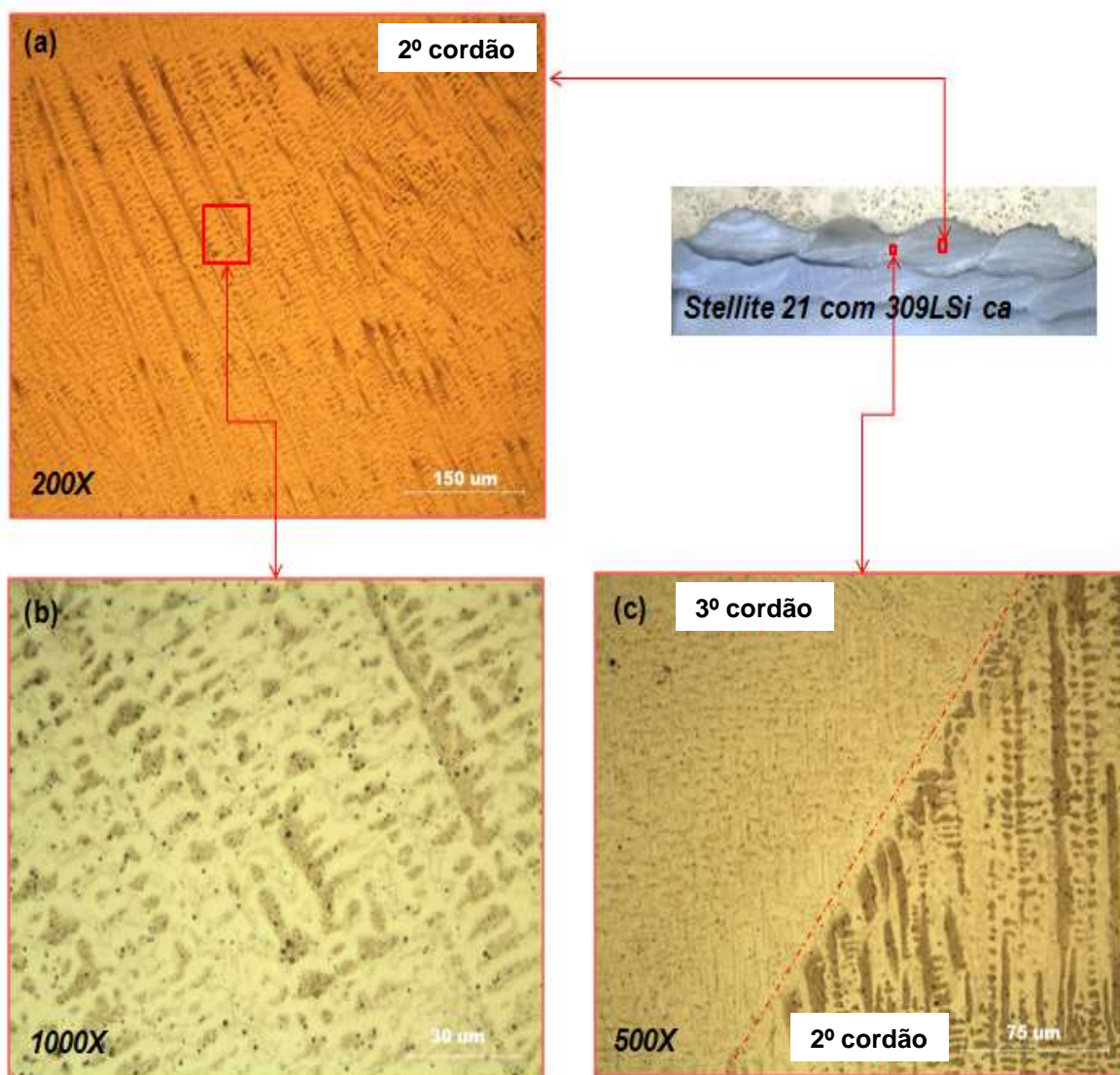


Figura 5.22 - Regiões de análise microestrutural da Liga H (Stellite 21 com 309LSi) na secção transversal (a) e (b) 2º cordão em dois aumentos e (c) 2º e 3º cordão divididos pela linha de fusão

Com a adição de arame Stellite 6 na forma não energizada pelo processo GMAW-CW, liga H (Stellite 21 com Stellite 6), os perfis morfológicos de microestruturas também se apresentam semelhantes aos da liga G. As formas presentes nas Figuras 5.23(a), (b) e (c) (Liga I – Stellite 21 com Stellite 6) são semelhantes aos das ligas G e H. Observa-se também que a introdução de cobalto, tungstênio e carbono pelo arame frio não modificou a estrutura morfológica da matriz do arame energizado. Numa verificação da quantidade de massa adicionada, até essa relação de alimentação de arame frio (1/3) não foi possível provocar alterações nas microestruturas do arame principal (eletrodo).

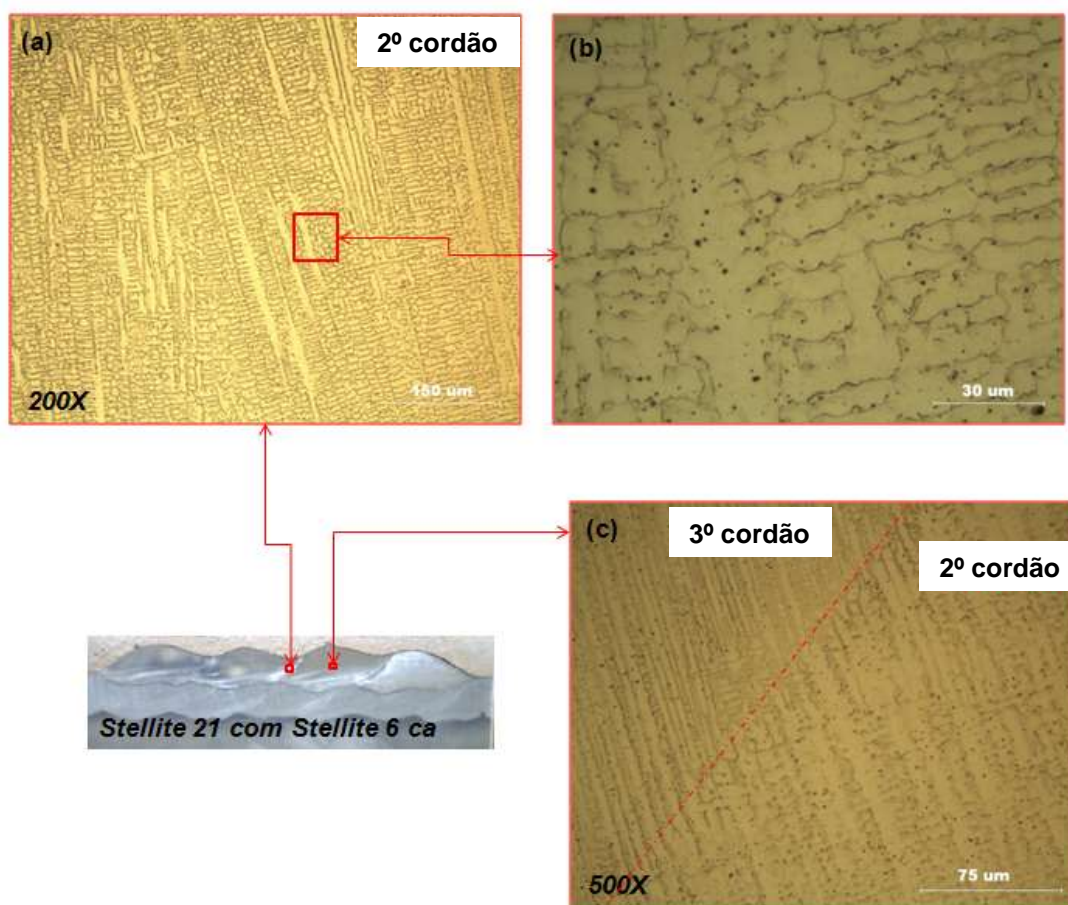


Figura 5.23 - Regiões de análise microestrutural da Liga I (Stellite 21 com Stellite 6) na secção transversal (a) e (b) 2º cordão e (c) zona de ligação entre o 2º e 3º cordão

5.7.4 Análise das Ligas de Cobalto do Tipo CoCrW/Stellite 6 (L, M, N e O)

Os revestimentos das ligas L, M, N e O, apresentam o Stellite 6 como arame eletrodo e foram confeccionados pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW com misturas com 309LSi e Stellite 21. Pelo diagrama de transformação de fases Cr-Co, do Anexo III, verifica-se que o metal de solda de base CoCrW apresenta a Austenita + Ferrita (A+F) como estrutura de solidificação de acordo com a composição química do arame.

As Ligas L, M e N, apresentaram morfologia características de estruturas dendrítica orientada pelo sentido de resfriamento. A Figura 5.24 mostra as estruturas características as ligas CoCrW, tais morfologias foram encontradas também por Xu et al., (2006) e estão presentes também na ASM (2004). Observa-se ainda, que a introdução de elementos do tipo Mo, Cr e Ni não provocaram diferenças significativas na morfologia das estruturas durante a solidificação, pelo menos nessa proporção de alimentação de arame.



Figura 5.24 – Morfologia das Ligas L (a) (CoCrW), M (b) (CoCrW + Cr, Mo e Ni) e N (c) (CoCrW + Cr, C e Mo). Aumento 500X

Na Figura 5.25 são mostrados os perfis das microestruturas dos cordões da liga L, confeccionadas pelo processo GMAW. A Figura 5.25(a) e (b) apresenta o primeiro cordão na região centra com estrutura dendrítica. A região de ligação entre dois cordões divididos pela linha de fusão é observada nas Figuras 5.25(c), onde se verifica as diferentes formas entre dois cordões ocorridos pelos ciclos térmicos da soldagem de vários cordões.

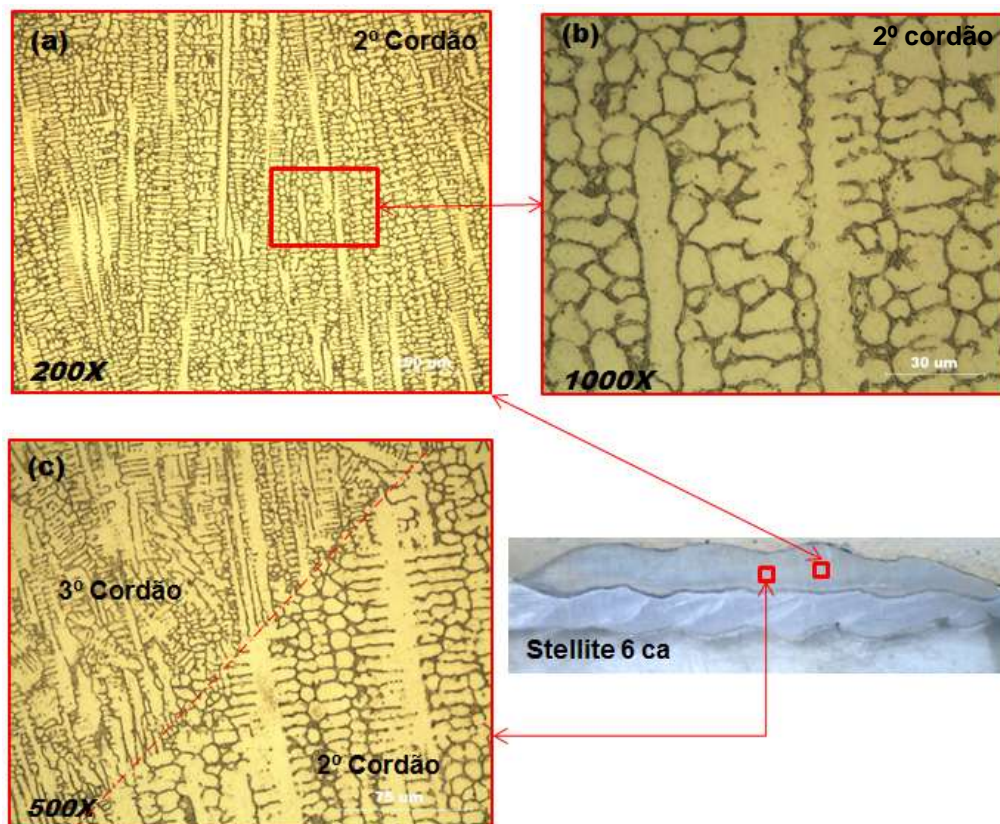


Figura 5.25 - Regiões de análise microestrutural da liga L (Stellite 6) na secção transversal (a) e (b) 2º cordão e (c) zona de ligação entre o 2º e 3º cordão

As microestruturas da Liga M (Stellite 6 com adição de arame frio do tipo 309LSi – GMAW-CW) são apresentadas na Figura 5.26 e mostram os perfis morfológicos e microestruturais semelhantes aos da liga L, pois ambas têm o mesmo arame eletrodo. O segundo cordão na região central, Figura 5.26(a) e (c), mostram as estruturas dendríticas. Verifica-se que possíveis diferenças nas morfologias das estruturas sejam necessárias a realização de outros tipos de análise que deveram ser realizadas para trabalhos futuros conforme já citado em itens anteriores.

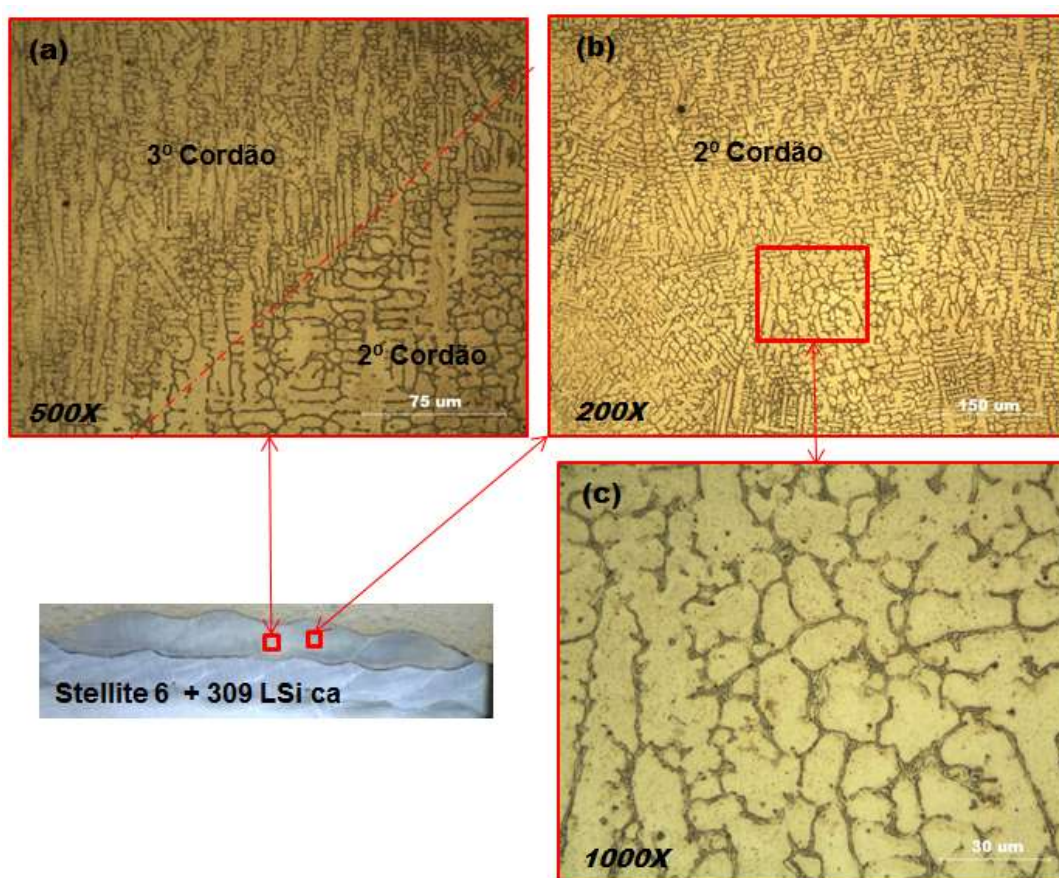


Figura 5.26 - Regiões de análise microestrutural da Liga M (Stellite 6 com 309LSi) na secção transversal (a) zona de ligação entre o 2º e 3º cordão (b) e (c) 2º cordão

Na Figura 5.27 dos cordões da Liga N (Stellite 6 com adição de arame frio do tipo Stellite 21 – GMAW-CW), são mostrados os perfis morfológicos de microestruturas que se apresentam semelhantes aos da Liga L e M. As verificações das formas presentes nas Figuras 5.27(a), (b) e (c) são semelhantes em qualidade micrográfica aos das ligas L e M.

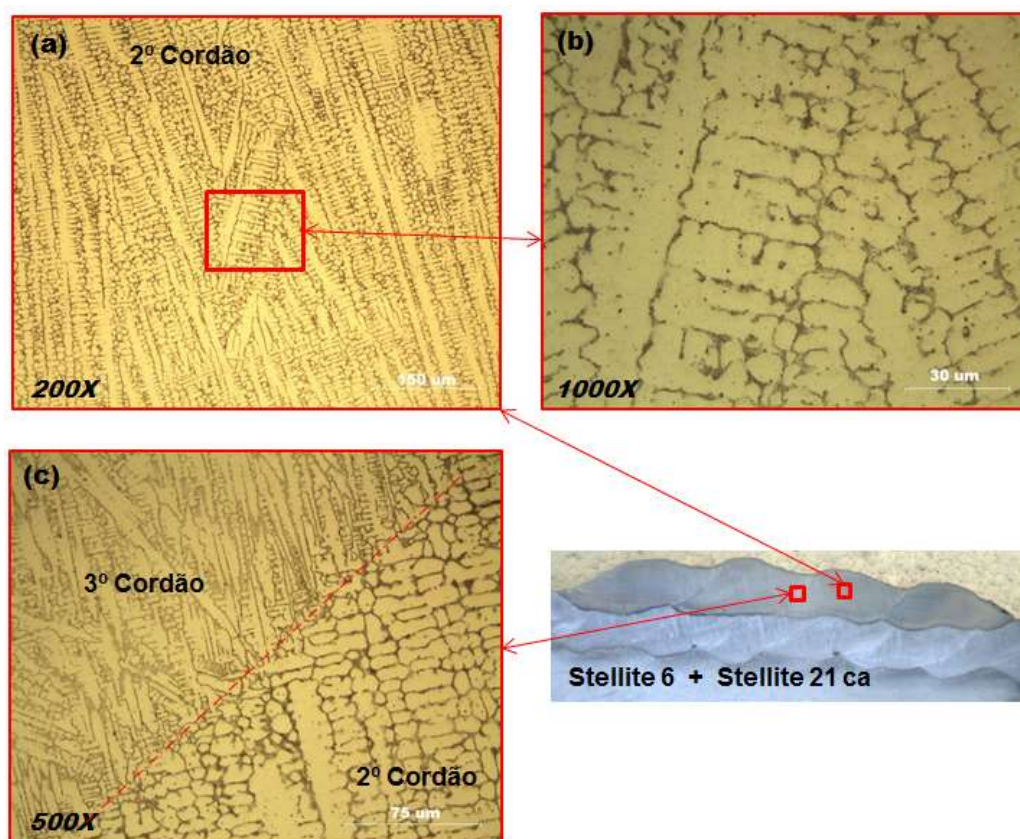


Figura 5.27 - Regiões de análise microestrutural da Liga N (Stellite 6 com Stellite 21) na secção transversal (a) e (b) 2º cordão, (c) zona de ligação entre o 2º e 3º cordão

De um modo geral, as estruturas presentes em cada revestimento são correspondentes ao material de maior quantidade de elementos de liga. Mesmo adicionando outros elementos de liga, através da técnica de adição de arame frio, a micrografia não se mostrou sensível em alterar a morfologia dos microconstituintes e fases previstas pelos diagramas. Motivo este, em não se mostrar as micrografias das ligas depositadas sem amanteigamento.

5.7.5 Análise por MEV-EDS das ligas dos revestimentos

As análises micrográficas por MEV-EDS (Microscopia Eletrônica por Varredura – Espectroscopia de Energia Dispersiva), foram necessárias para identificar os microconstituintes presentes através da morfologia e sua composição química. Para Hsieh et al., (2008) e Giacchi et al., (2011) a análise de química das ligas austeníticas e de cobalto através de MEV-EDS tem por objetivo identificar as fases estruturais que correspondem a qualidade das propriedades mecânicas do metal.

Na Figura 5.28 é mostrada uma das análises por MEV-EDS da secção transversal do revestimento de liga de 309LSi no eletrodo. Nesta verifica-se a área e os

pontos específicos de análise química. Na Figura 5.29 são apresentados os espectros das análises em forma qualitativa. Devido as micrografias das ligas de 309LSi serem iguais em microestruturas e morfologia, de acordo com a avaliação realizada no Item 5.8.2, foi selecionado uma amostragem para representação nesta análise. Para tal, foi escolhida a liga C, 309LSi + Stellite 6, e observada a região onde se verifica o maior número de estruturas com diferentes morfologias.

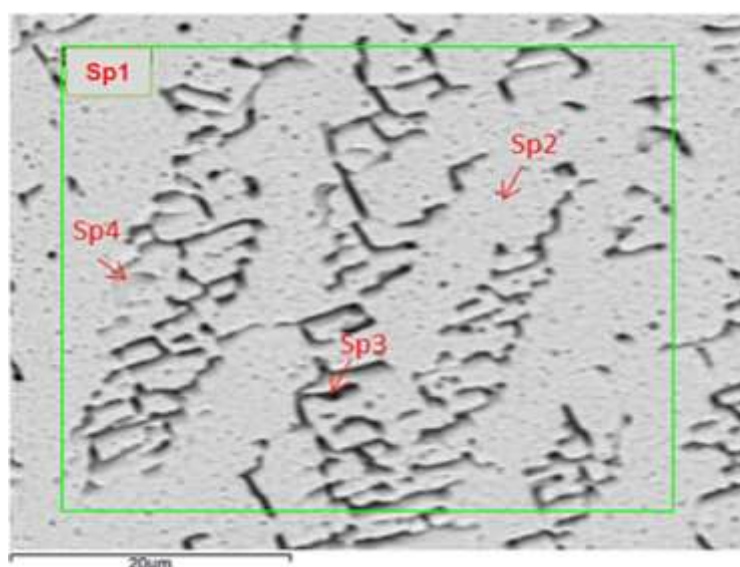


Figura 5.28 – Imagem da liga C, 309LSi com Stellite 6 (GMAW-CW), obtida por MEV-EDS nas indicações Sp1, Sp2, Sp3 e Sp4, de análise de área e pontos indicados por setas, respectivamente

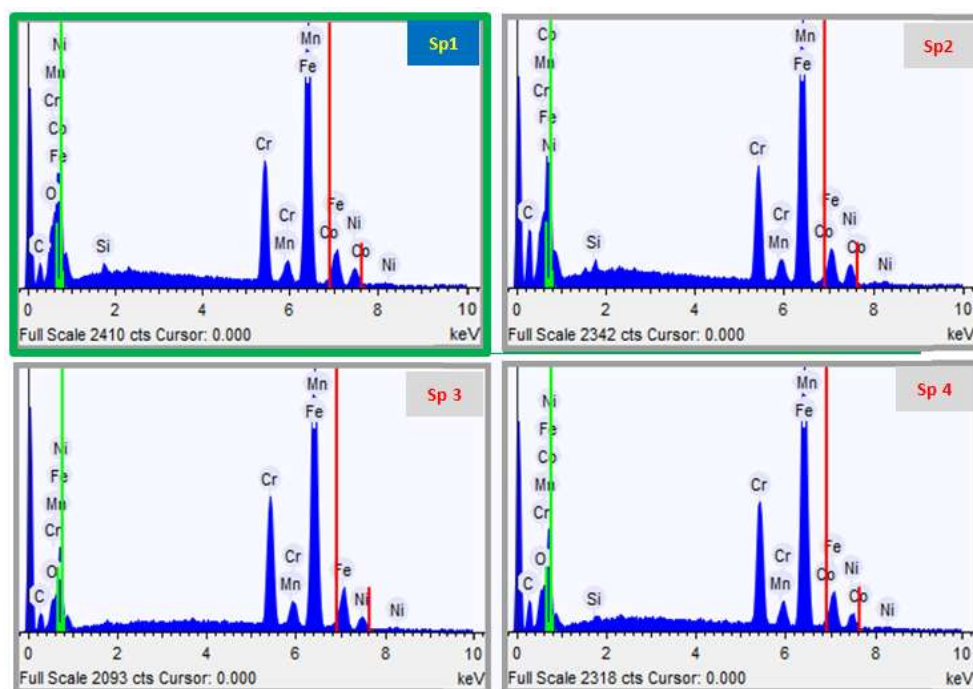


Figura 5.29 – Espectros (EDS) referentes às indicações na Figura 5.28 da liga C de 309LSi

Pela observação dos espectros, Sp1, Sp2, Sp3 e Sp4, verifica-se que são iguais na maioria dos elementos com alterações nos picos referentes ao carbono, como no Espectro 2 que representa a estrutura matriz austenítica do material. Já os espectros 3 e 4 são referentes as fases secundárias ou micros segregações. De acordo com Hsieh et al., (2008) esses materiais se caracterizam pela estrutura matriz austenítica rica em Cr e Si com fases de ferrita presentes com diversas formas e composições.

Ao submeter as ligas de cobalto do tipo CoCrMo a análise por MEV-EDS, foi selecionados as formas morfológicas na região central do segundo do revestimento. A Figura 5.30 mostra a imagem da liga G, Stellite 21, a qual se observa as várias formas das estruturas que estão indicadas para a análise química por EDS. Na Figura 5.31 são apresentados os espectros referentes às regiões e/ou pontos selecionados.

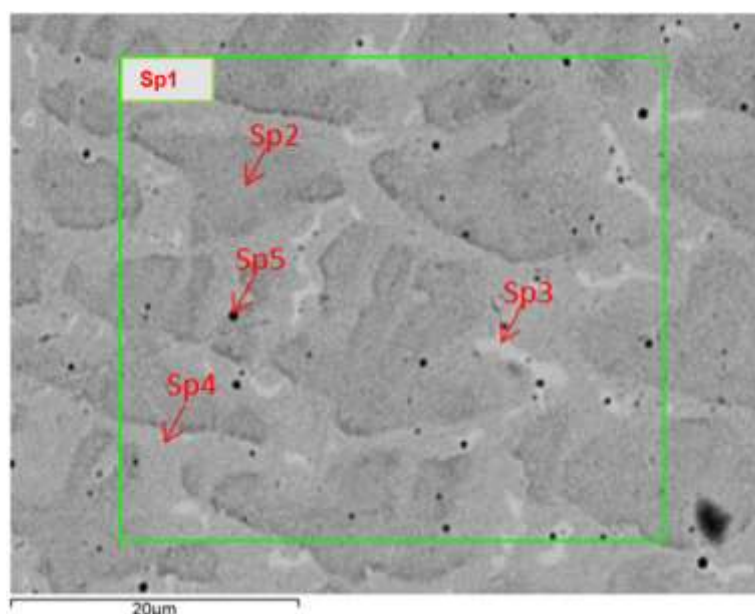


Figura 5.30 – Imagem da liga G, Stellite 21/CoCrMo (GMAW), obtida por MEV-EDS nas indicações Sp1, Sp2, Sp3 e Sp4, de análise de área e pontos indicados por setas, respectivamente

Ainda analisando os espectros da Figura 5.31, verifica-se as fases α -CFC da matriz conforme o Espectro 2 e os carbeto pelos demais espectros. Observa-se pela área, Sp1, que o material é rico em cobalto e cromo, e os demais pontos apresentam também elevados intensidade de sinais de concentração de elementos como é o caso do cobalto, cromo e molibdênio e variações das intensidades dos picos entre cada espectro. Giacchi et al., (2011) em seu trabalho de caracterização microestrutural de ligas de Stellite 21 (Co-Cr-Mo) encontrou espectros com semelhantes intensidades de picos para as mesmas morfologias das microestruturas.

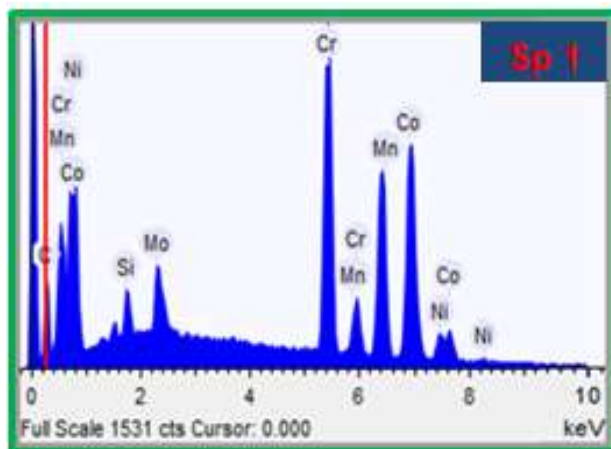


Figura 5.31-b – Espectro Sp1 da região indicada na Figura 5.30 da liga G de CoCrMo

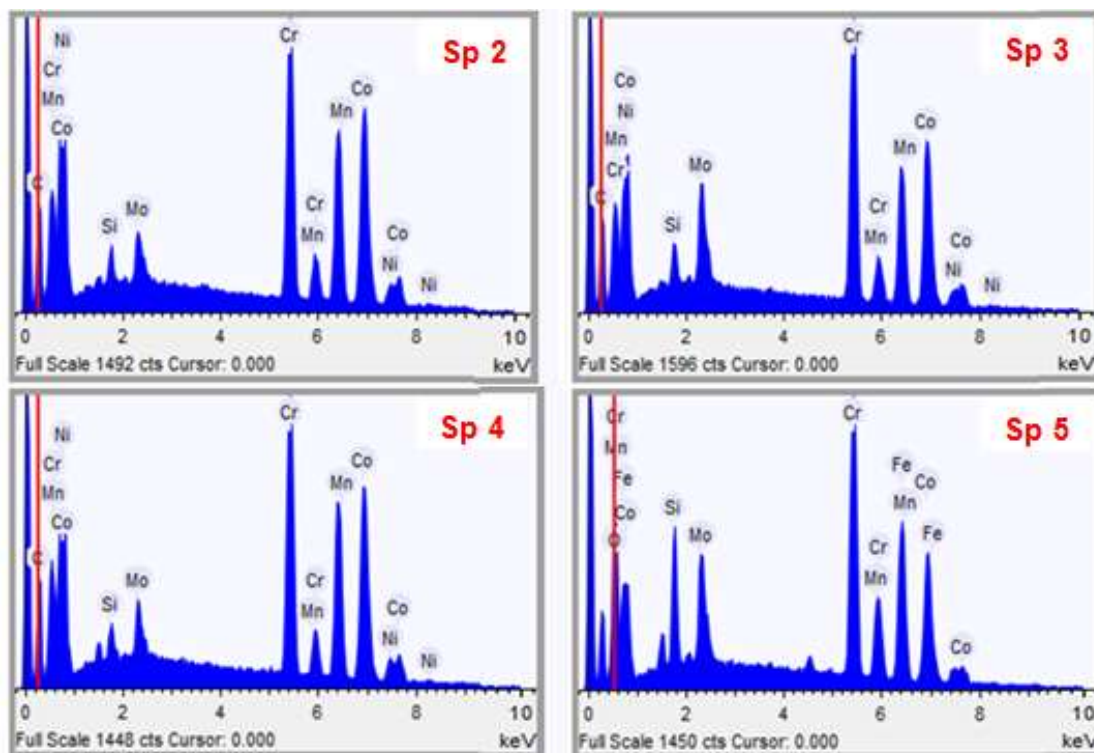


Figura 5.31-b – Espectros, Sp2, Sp3, Sp4 e Sp5 indicados na Figura 5.30 da liga G de CoCrMo

A Figura 5.32 apresenta a imagem por MEV-EDS da liga M composta por Stellite 6 com 309LSi através do processo de soldagem GMAW-CW da caracterização microestrutural e de fases presentes. A primeira análise química foi realizada na área que envolve todas as morfologias observadas. Já os pontos específicos mostrados pelas setas, Sp(2-5), indicam as estruturas morfológicas a serem analisadas.

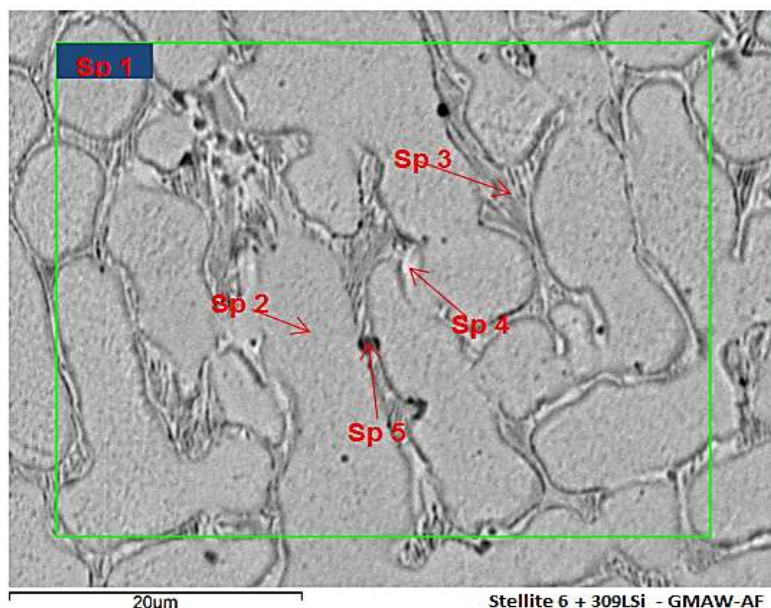


Figura 5.32 - Imagem da liga L, Stellite 6/CoCrW com 309LSi (GMAW-AF), obtida por MEV-EDS nas indicações Sp1, Sp2, Sp3 e Sp4, de análise de área e pontos indicados por setas, respectivamente

Os espectros obtidos por MEV-EDS da liga M mostram que há grande concentração de Co, Cr e W em sua composição estrutural conforme mostrados na Figura 5.33. A análise da área, Sp1, apresenta todos os elementos presentes indicando os picos de maior e menor intensidade de sinal. Já os pontos indicados, Sp2, Sp3, Sp4 e Sp5, indicam a concentração dos elementos na forma de intensidade de picos para cada morfologia encontrada. Por essas verificações nota-se que a estrutura da matriz, representada pelo espectro 2, Sp2, é rica em cobalto, cromo e tungstênio. Os demais espectros representam as fases secundárias e os carbeto. Segundo Voort (2004), os elementos do tipo Cr, Mo, W, Ni, Ta e C são grandes formadores de carbeto das várias formas M_xC_y .

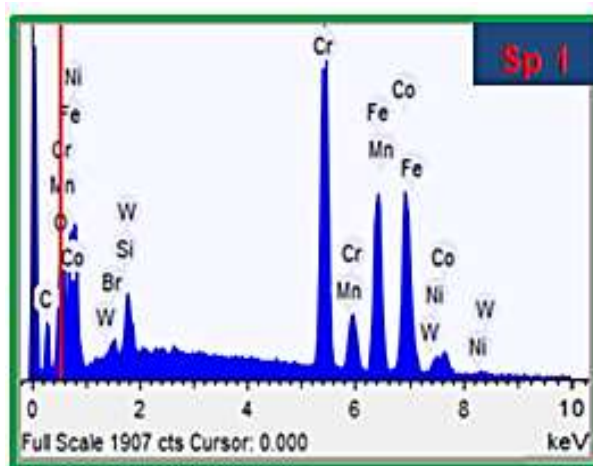


Figura 5.33-a – Espectros referentes à área indicada na Figura 5.32 por “Sp1” da liga M de Stellite 6 (CoCrW) com 309LSi

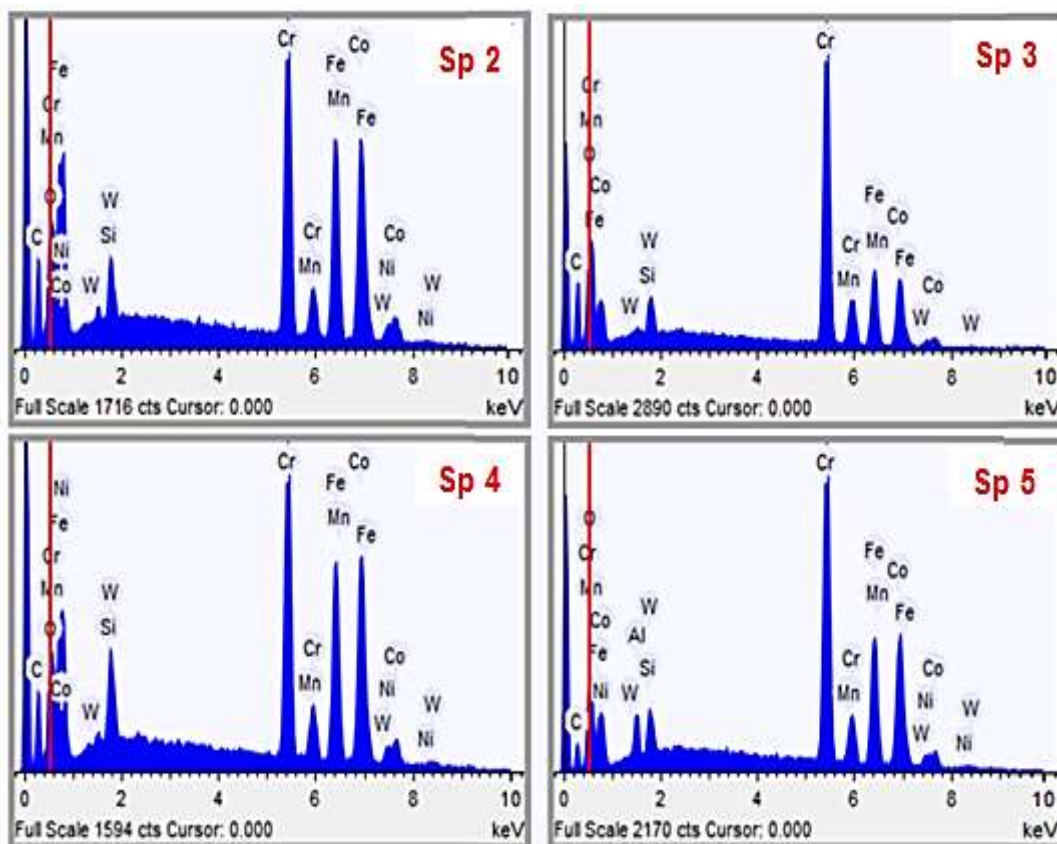


Figura 5.33-b – Espectros referentes a indicações na Figura 5.32 da liga M de Stellite 6 (CoCrW) com 309LSi

5.8 Análise por Microdureza da Secção Transversal dos Revestimentos

Na Figura 5.34(a) são mostrados os perfis de análise das microdureza da secção transversal ao revestimento. As medidas foram realizadas na região de ligação entre o terceiro cordão e o amanteigamento. O perfil de microdureza é composto por sete indentações ao longo de uma reta, na qual os pontos foram marcados a partir da linha de fusão, com três pontos acima na região do revestimento e mais três pontos abaixo na região do amanteigamento totalizando sete pontos em duas retas paralelas.

Na análise de microdureza das amostras A, B e C na secção transversal ao revestimento mostrada na Figura 5.34, verifica-se que as ligas B e C em comparação à Liga “A” tiveram resultados aproximados. Nota-se ainda que a adição dos arames do tipo Stellite 21(CoCrMo) e Stellite 6(CoCrW) na atmosfera do arco do arame 309LSi não alterou a dureza dos microconstituintes. Entretanto, os valores do metal de base variaram entre 175 e 300 HV, devido ao ciclo térmico sofrido pela soldagem com mais de uma camada.

Para Will et al., (2010), a liga 309LSi usada no amanteigamento não apresentou variações graduais no perfil de microdureza, principalmente quando há baixa diluição, sendo os valores encontrados semelhantes a esta pesquisa. Entretanto, Musardo et al., (2005) e Santa et al., (2011) determinaram o valor da microdureza para um material de qualidade similar (309) o qual chegaram a valores na faixa de 175-200 HV, e valores aproximados foram encontrado sem a influência do ciclo térmico para o caso da camada de amanteigamento que foi refundida com a deposição da camada seguinte.

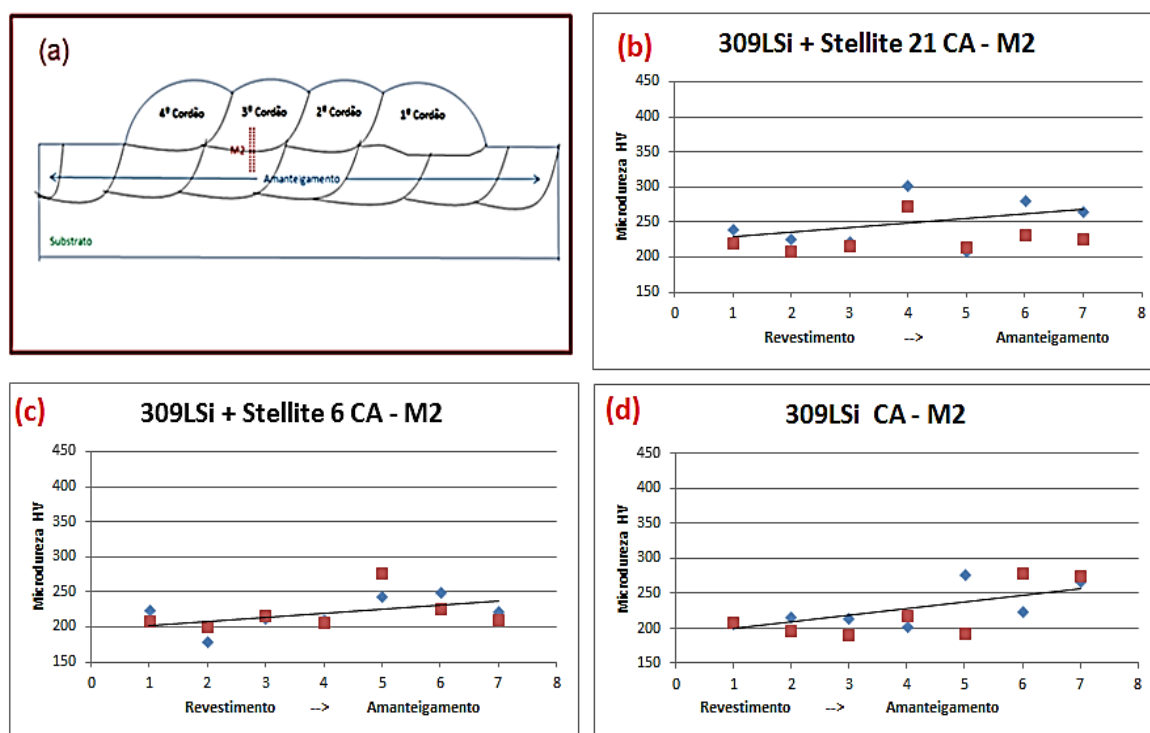


Figura 5.34 – Microdureza das amostras da secção transversal (a) perfil esquemático de análise, ligas (b) 309LSi com Stellite 21, (c) 309LSi com Stellite 6 e (d) 309LSi

O perfil de microdureza das amostras das ligas G, H e I na secção transversal do revestimento são mostrados na Figura 5.35. Verifica-se que as Ligas H e I confeccionadas por GMAW-AF tiveram resultados semelhantes aos da Liga G, e a adição dos arames 309LSi e Stellite 6(CoCrW) na poça de fusão não alterou a microdureza dos microconstituintes. De acordo a Figura 5.34, os valores das durezas dos materiais da região de interesse variaram entre 250 e 350 HV com decréscimo no sentido do amanteigamento. Todos os perfis apresentaram a mesma tendência de decréscimo, sendo os valores de microdureza do revestimento superiores aos valores encontrados para o amanteigamento ou mesmo o substrato de aço estrutural.

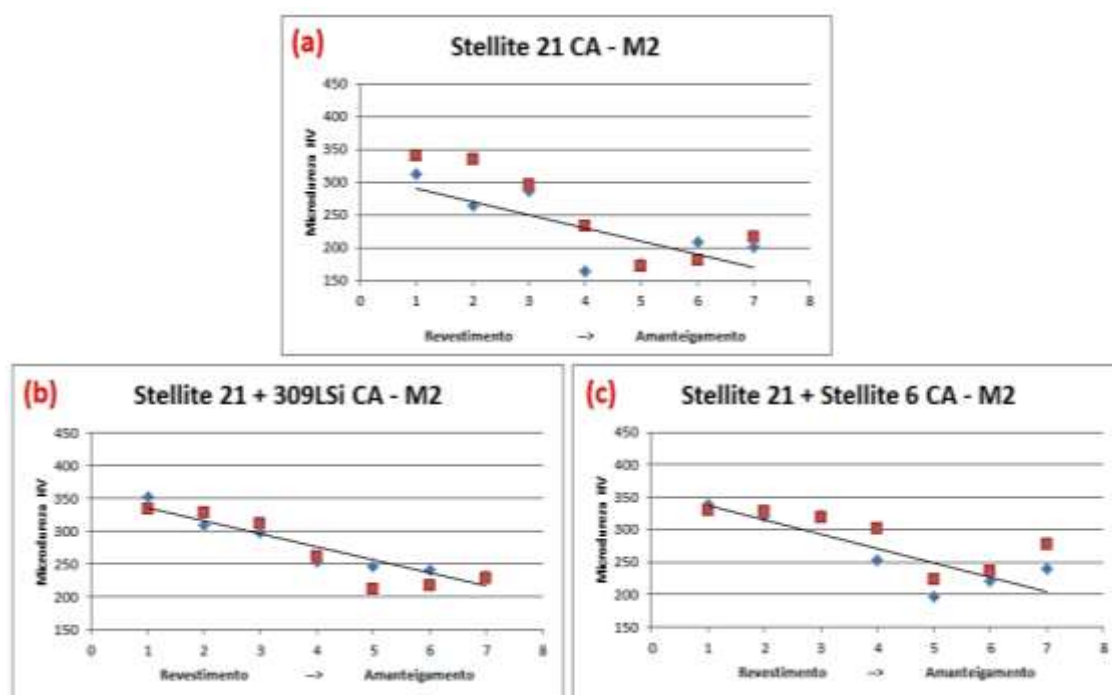


Figura 5.35 – Microdureza das amostras da secção transversal das ligas (a) Stellite 21, (b) Stellite 21 com 309LSi, (c) Stellite 21 com Stellite 6

Na análise de microdureza das amostras das ligas L, M e N (Stellite 6 – CoCrW por GMAW e GMAW-AF) na secção transversal do revestimento, a presente Figura 5.36 mostra que os valores das indentações no revestimento ficaram entre 300 a 400 HV.

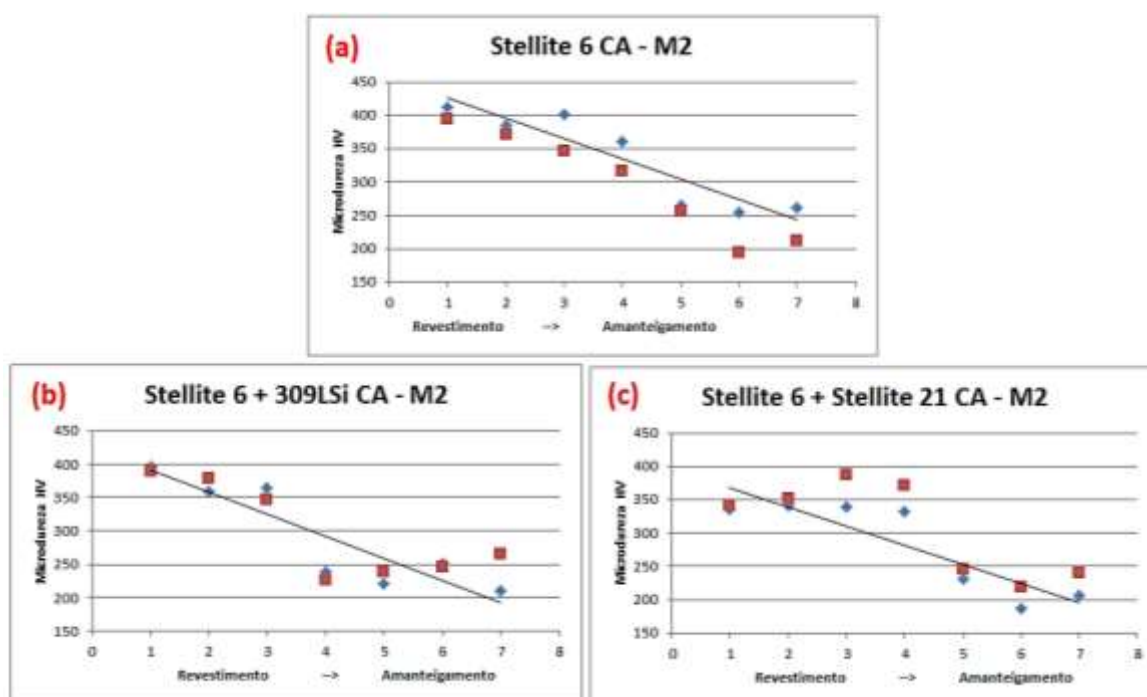


Figura 5.36 – Microdurezas das amostras das secções transversal (a) Stellite 6, (b) Stellite 6 com 309LSi e (c) Stellite 6 com Stellite 21

Nota-se ainda nessa figura que a adição dos arames não energizado do tipo Stellite 21 (CoCrMo) e 309LSi (FeCrNi) não alteraram significativamente a dureza dos microconstituintes mantendo seus valores abaixo de 300 HV nas regiões do amanteigamento.

Xu et al., (2006), Hatori e Mikami (2009) e Ribeiro et al., (2010) verificaram que as ligas de cobalto apresentam elevados valores de dureza entre 300 a 400 HV nas microestruturas, e quando submetidas a deformação ou tratamento térmico da superfície, esse valor pode alcançar até 600 HV. Comparando aos valores determinados para os revestimentos de Stellites aos resultados das literaturas citadas, verificou-se a coerência do comportamento dos perfis e valores de microdureza de cada material de cobalto.

No geral, observa-se que os resultados dos revestimentos com matriz de Stellite 6 tiveram valores superiores as ligas de cobalto Stellite 21/CoCrMo. Isto pode ser devido ao elemento de liga W está presente no Stellite 6, em conjunto com o Co e o Cr proporcionam maiores durezas sem que o material passe por transformação de fases. Explicação esta afirmada por Zhong et al., (2002) e Xu et al., (2006) para a liga CoCrW. Entretanto, outras análises devem ser realizadas para afirmar tais suspeitas.

5.9 Avaliações da Superfície dos Revestimentos

Este item tem por objetivo observar a qualidade superficial dos revestimentos após o processo de esmerilhamento. Para tal, foram realizadas análises visuais e análise por líquido penetrante das superfícies.

5.9.1 Aspecto Visual e Líquido Penetrante da Superfície após Esmerilhamento

As Figuras 5.37(a), (b) e (c), mostram o aspecto visual das placas soldadas após o esmerilhamento da superfície e retirada das amostras para análise geométrica. As ligas de A a F, tem como arame eletrodo o ER309LSi, já as Ligas G a J tem o Stellite 21 e as Ligas L a O apresentam o arame eletrodo de Stellite 6. Alguns defeitos encontrados na análise macrográfica foram decorrentes da falha no sistema de alimentação de arame. De modo geral, após a usinagem as superfícies apresentaram aparência plana, espelhada e sem anomalias provenientes do processo de usinagem por esmerilhamento manual.

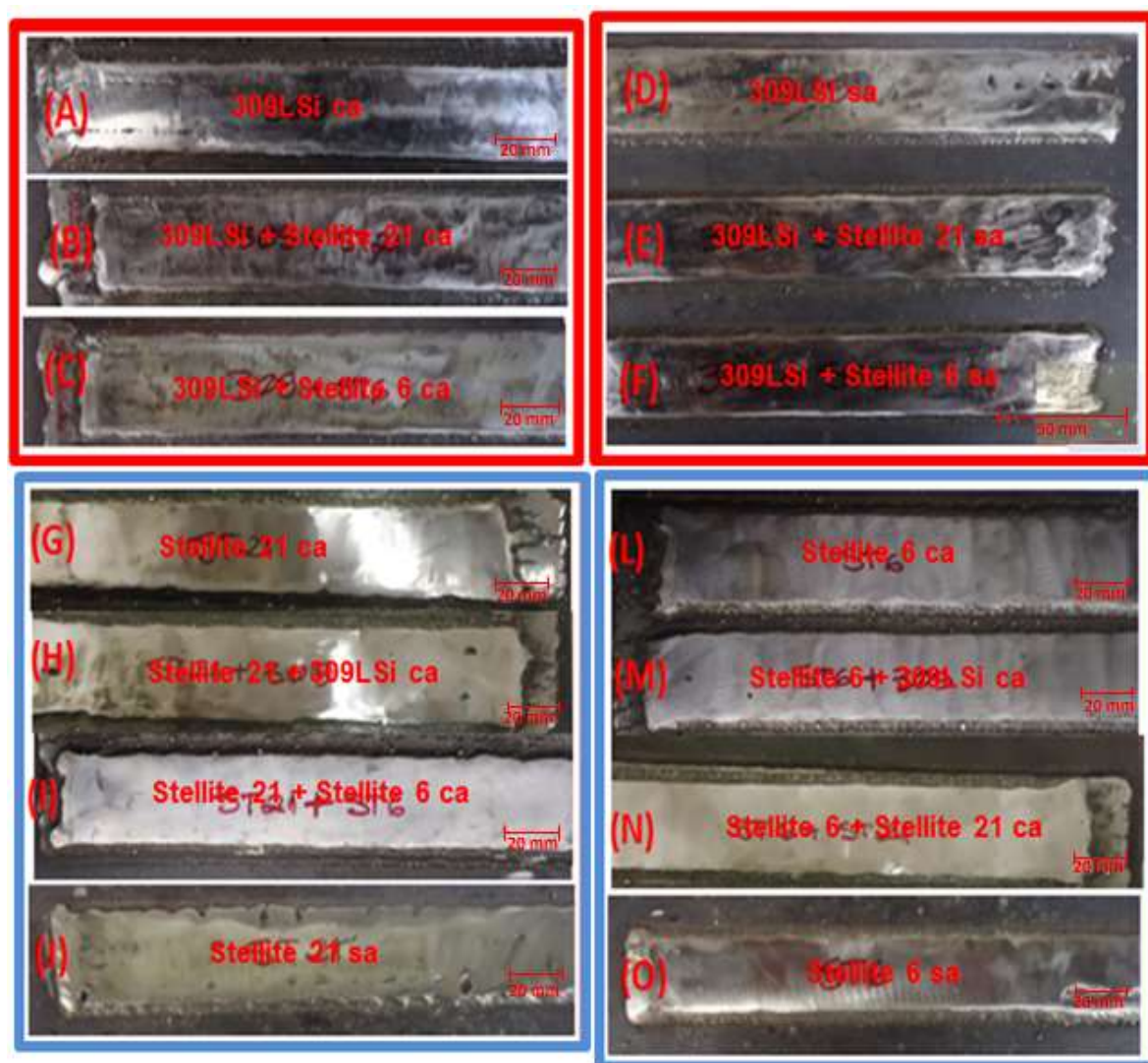


Figura 5.37 – Aspecto da superfície dos revestimentos confeccionados por soldagem GMAW e GMAW-AF após usinagem por esmerilhamento manual

A análise por líquido penetrante foi realizada segundo os procedimentos presentes no Item 3.5.2 referente a norma vigente ao ensaio não destrutivo END. Na análise realizada por líquido penetrante conforme mostrado na Figura 5.38, verifica-se a ausência de descontinuidade do tipo trincas, porosidade ou fissuras na superfície dos revestimentos usinados. As regiões reveladas contendo o líquido penetrante (vermelho) correspondem aos pontos de falha do cordão de solda provocado pela irregularidade na alimentação de arame eletrodo ou pontos de salpicos e respingos de massa metálica. As placas citadas se referem ao substrato de A36 de dimensões definidas no qual foram depositados os revestimentos através dos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW com e sem amanteigamento.

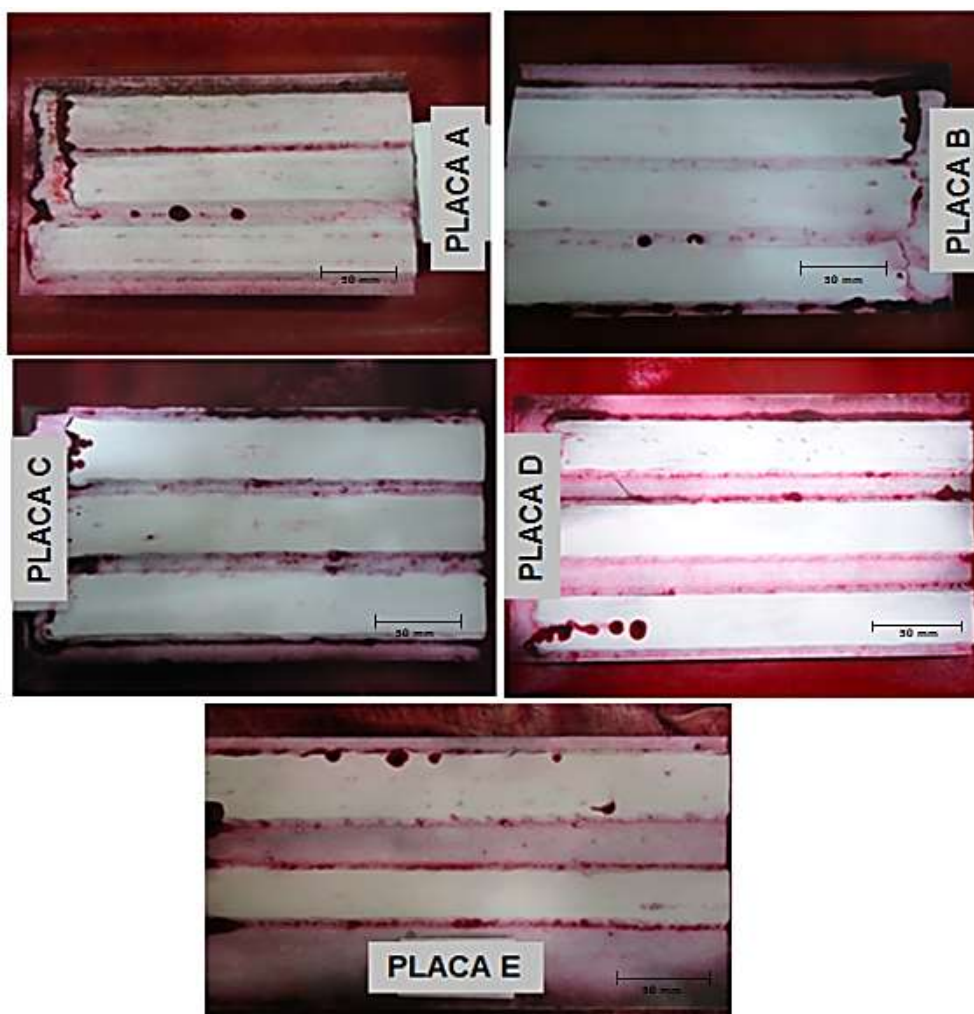


Figura 5.38 – Imagens das placas com o revelador do líquido penetrante (LP) nos revestimentos austenítico e de cobalto após esmerilhamento

Como resultado, temos: revestimentos confeccionados apresentaram qualidade satisfatória segundo a norma referente ao ensaio em função de não apresentar defeitos/descontinuidades decorrente dos processos de soldagem na qualificação da confecção de revestimentos por vários cordões. A partir destas análises, realizaram-se novos procedimentos de remoção e tratamentos de amostras para análises futuras.

5.9.2 Retirada das Amostras dos Revestimentos

As amostras foram retiradas em dois momentos, o primeiro após a confecção dos revestimentos, e o segundo após o processo de usinagem da superfície. A Figura 5.39 apresenta a imagem de um revestimento após o esmerilhamento com o detalhe da região de retirada da amostra.

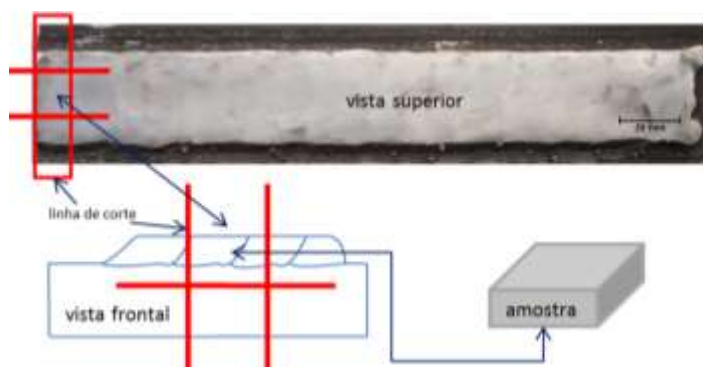


Figura 5.39 - Representação esquemática de retirada das amostras da superfície dos revestimentos após esmerilhamento

5.9.3 Análise Química dos Revestimentos

Para auxiliar na avaliação dos revestimentos foi realizada a determinação da composição química por espectrometria de emissão óptica. Para esta análise, foram utilizadas amostras conforme a Figura 5.39, as quais foram submetidas a 4 queimas na superfície e em seguida fornecida a média da composição. A Tabela 5.7 apresenta a composição química real em valores médios referentes aos revestimentos compostos pelas ligas austeníticas e de cobalto com e sem mistura entre estas.

Tabela 5.7 – Composição química dos revestimentos confeccionados por GMAW e GMAW-CW, com e sem amateigamento sobre o aço ASTM A36

	MATERIAL	Fe	Co	Cr	Ni	C	Mn	Si	Mo	W
A	309 ca	69,3	0,102	19,4	7,75	0,0405	1,85	0,483	0,204	0,0444
B	309+ST21 ca	66,5	2,47	20,1	7,44	0,0866	1,85	0,513	0,198	0,198
C	309+ST6 ca	60,8	7,25	21	6,94	0,0619	1,8	0,571	0,91	0,0475
D	309 sa	74,8	0,08	15,8	6,15	0,0559	1,79	0,402	0,163	0,0345
E	309+ST21 sa	65,3	6,7	18,2	6,03	0,0743	1,71	0,514	0,822	0,0439
F	309+ST6 sa	70,5	3,1	17	5,97	0,128	1,75	0,473	0,167	0,32
G	ST21 ca	>22	34,3	22,9	5,68	0,173	1,33	0,924	4,03	1,33
H	ST21+309 ca	>22	34,1	23,1	5,68	0,181	1,33	0,956	4,56	1,28
I	ST21+ST6 ca	>22	35,7	23,9	5,36	0,292	1,34	0,984	4,28	1,45
J	ST21 sa	>22	42	22,1	3,03	0,248	1,13	1,08	4,2	1,37
L	ST6 ca	>22	39,3	25,4	4,09	0,86	1,49	1,1	0,131	2,9
M	ST6+309 ca	>22	39,4	25,2	4,24	0,805	1,54	1,16	0,148	2,81
N	ST6+ST21 ca	>22	39,8	25,3	4,12	0,766	1,42	1,06	0,484	2,69
O	ST6 sa	>22	43,9	21,4	1,9	0,925	1,1	1,06	0,0848	3,17
MB	A36	98,4	0,0148	0,0396	0,0195	0,2	0,948	0,207	0,002	0,0108

Nota: células sombreadas representam os revestimentos confeccionados pelo GMAW-AF; as células sublinhadas são os recobrimentos com amateigamento e em negrito os percentuais de cobalto

Nesta análise se observa a percentagem dos principais elementos de liga, onde se nota que durante o processo de soldagem ocorreram mudanças na composição química decorrente do coalescimento por fusão entre os materiais de adição e o substrato/amanteigamento (diluição) em relação à composição química fornecida pelo fabricante. Verifica-se que as ligas austeníticas apresentam redução dos percentuais de cromo e níquel com relação ao fornecido pelo fabricante do arame. Os revestimentos confeccionados pelas ligas Stellite 21 e Stellite 6 apresentaram baixo percentual de cobalto com relação ao fornecido pelo fabricante do arame, assim como um elevado teor de ferro encontrado. Estes resultados podem ter sido influenciados pela diluição do metal de adição sobre o metal de base ou sobre o amanteigamento, sendo este estudo a ser realizado em trabalhos futuros. No Apêndice II, são apresentados os resultados das análises químicas de 3 ligas, A, G e L, 309LSi, Stellite 21 e Stellite 6, respectivamente, ambas aplicados sobre o amanteigamento.

A variação dos percentuais de elementos de liga encontrados na análise por espectrometria para as ligas de cobalto, em relação ao apresentado na Tabela 3.3 do Item 3.2.1, é função do tipo de consumível e da diluição. Segundo o fabricante, KENNAMETAL, 2014, o arame consumível de ligas de cobalto pode apresentar altos teores de Fe além do que fornecido na composição química.

5.9.4 Análise de Microdureza na Superfície dos Revestimentos

Foram realizados ensaios de microdureza na superfície do revestimento onde se retirou as amostras submetidas ao desgaste por cavitação nos ensaios realizados. Na observação das amostras das ligas composta de 309LSi, 309LSi com Stellite 21 e 309LSi com Stellite 6, ambos com amanteigamento na superfície usinada, verificou-se o perfil do gráfico de microdureza entre os cordões 2 e 3 o qual se manteve regular sem grandes variações entre as ligas analisadas com valores mantidos entre 200 e 300 HV, conforme mostra os gráficos presentes na Figura 5.40.

Observa-se ainda a influência do ciclo térmico de soldagem sobre a microdureza do material, sendo a refusão de parte do metal de base e metal já depositado durante a aplicação dos cordões, provocando uma leve elevação dos valores de dureza. Outro fator de influência é o procedimento de esmerilhamento da superfície, neste, pode ter ocorrido transformações de fases por deformação.

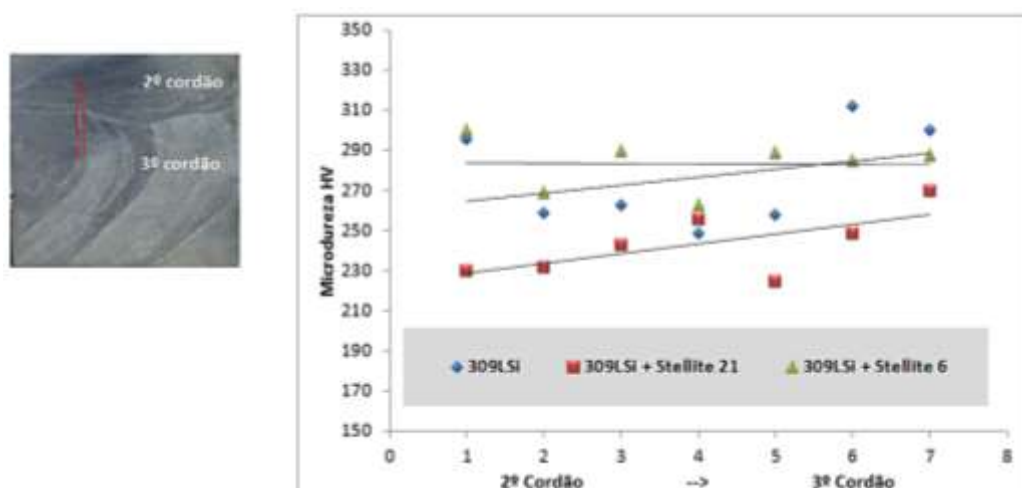


Figura 5.40 – Perfil de microdureza das amostras na superfície do revestimento após esmerilhamento (a) 309LSi, (b) 309LSi com Stellite 21, (c) 309LSi com Stellite 6 e (d) perfil esquemático de análise

Na observação das amostras da superfície usinada, nota-se que o perfil do gráfico de microdureza entre os cordões 2º e 3º se manteve regular sem grandes variações entre as ligas analisadas com valores inferiores a 400 HV, conforme mostra na Figura 5.41.

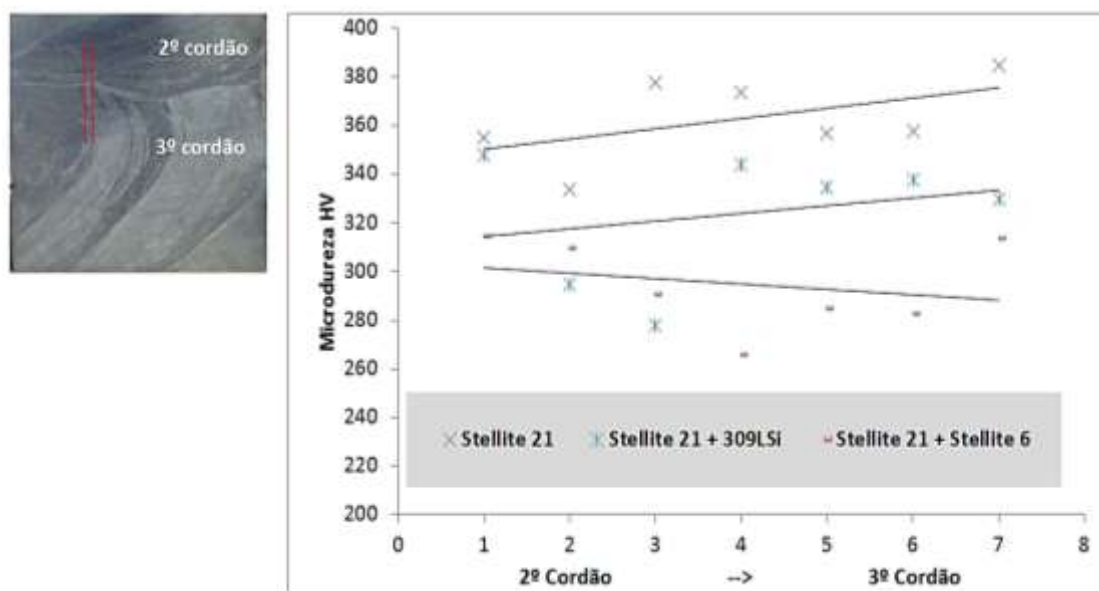


Figura 5.41 – Perfil de microdureza das amostras na superfície do revestimento após esmerilhamento (a) Stellite 21, (b) Stellite 21 com 309LSi, (c) Stellite 21 com Stellite 6 e (d) perfil esquemático de análise

Na superfície usinada notou-se que o perfil do gráfico de microdureza entre os cordões 2º e 3º se manteve regular sem grandes variações entre as ligas analisadas com valores entre 300 e 400 HV, conforme mostra na Figura 5.42.

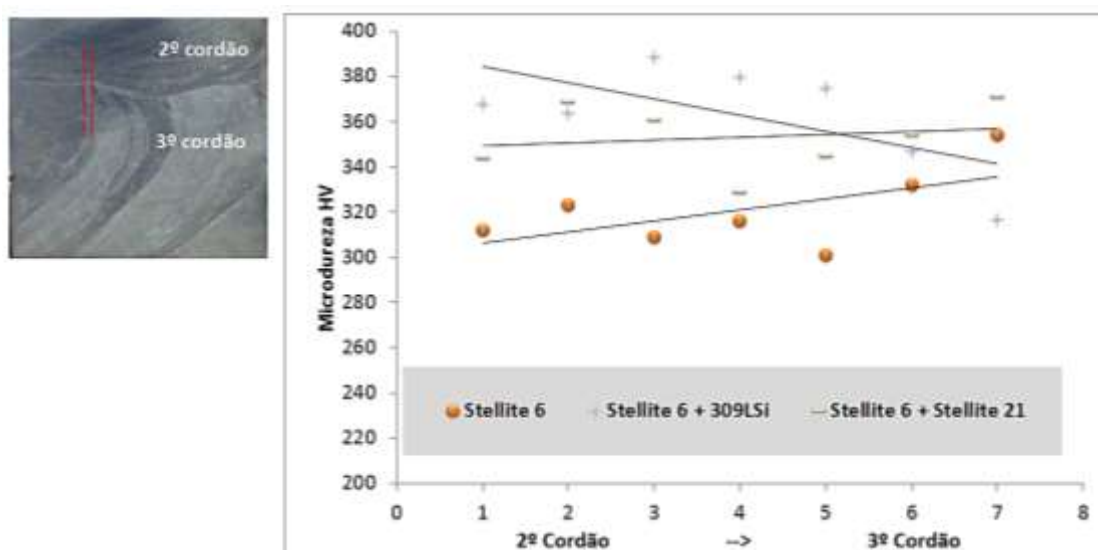


Figura 5.42 – Perfil de microdureza das amostras na superfície do revestimento após esmerilhamento (a) Stellite 6, (b) Stellite 6 com 309LSi e (c) Stellite 6 com Stellite 21 e (d) o perfil de análise

De modo geral, as análises dos perfis de microdureza das superfícies apresentaram variações pouco expressivas nas regiões de cada material. Assim, consideram-se os valores regulares entre si e coerentes com resultados observados nas literaturas citadas neste item.

5.10 Conclusões Parciais

A confecção dos revestimentos austeníticos e de cobalto foram realizados a partir dos resultados determinados no Capítulo 4 para os parâmetros de soldagem e de aplicação, apresentaram cordões de boa qualidade superficial, isentos de defeitos que prejudicassem a qualidade dos revestimentos na realização das análises e avaliações.

A variação nas velocidades de soldagem e de alimentação de arames para as ligas de cobalto foram necessárias para manter o volume de material de adição. Isto foi decorrente do ajuste desses parâmetros para esses tipos ligas, sendo que os parâmetros iniciais foram obtidos com materiais austeníticos.

As análises de caracterizações tiveram por objetivo qualificar os procedimentos adotados na aplicação das técnicas de soldagem GMAW e GMAW-CW com e sem amanteigamento do substrato. Do ponto de vista econômico, a soldagem com adição de arame frio apresenta vantagens por utilizar dois tipos de materiais, podendo com isto reduzir a quantidade de material nobre com a manutenção da qualidade dos revestimentos em questões de rendimento do processo. Numa análise das características geométricas, conclui-se que os resultados se mantêm similares aos encontrados no capítulo de testes

preliminares e para as ligas austeníticas, com reforço, penetração e diluição em níveis aproximados, isto foi devido aos ajustes de velocidades com a manutenção do volume de massa adicionada sobre o substrato.

Nas macrografias observadas da secção transversal dos revestimentos, mesmo modificando os tipos de materiais de adição, ainda assim não foi observada a falta de fusão decorrente da deposição por soldagem comum nos testes preliminares.

Numa avaliação das análises das microestruturas observadas para os revestimentos confeccionados por GMAW-CW, conclui-se que os microconstituintes e fases presentes estão em função do tipo de arame eletrodo, e a adição de elementos de liga para essas proporções não provocou modificações significativas que fossem percebidas por análise de imagens, ou seja, as características micrográficas do arame eletrodo são predominantes. As análises por MEV-EDS ratificam tais conclusões, pois as composições químicas das morfologias se assemelham em questões qualitativas de elementos.

Os perfis de microdureza na secção transversal para cada arame eletrodo se mantiveram semelhante mesmo utilizando a técnica GMAW-CW adicionando arame de arame frio. Sendo as ligas de Cobalto os de maiores valores de dureza com relação aos materiais de aço inoxidáveis austeníticos e amanteigamento.

Na avaliação da superfície dos revestimentos após o esmerilhamento, concluiu-se que os resultados da análise por líquido penetrante garantem a boa qualidade dos depósitos por soldagem GMAW-CW.

Os perfis de microdureza determinados na superfície se apresentaram sem variações expressivas com valores próximos ao longo das linhas de ligação entre os cordões.

As análises das composições químicas dessas superfícies mostraram que houve variações de elementos de liga durante o processo de soldagem, fato este decorrente da diluição do metal de adição sobre o substrato e/ou amanteigamento, o que é esperado por se tratar de um processo de fusão a altas temperaturas.

Numa conclusão geral, os revestimentos confeccionados se apresentaram adequados nas formas geométricas e em qualidade micrográfica e de microdureza. A partir deste capítulo dar-se-á início aos ensaios de perda de massa por cavitação, tendo por início à realização do planejamento experimental de execução do ensaio, assim como, a retirada das amostras e usinagem das mesmas padronizando-o ao equipamento.

CAPITULO VI

AVALIAÇÕES DO ENSAIO DE PERDA DE MASSA POR CAVITAÇÃO

6.1 Introdução

Este capítulo tem por objetivo apresentar e avaliar os resultados da resistência ao desgaste erosivo por cavitação dos revestimentos confeccionados pelas ligas comerciais de cobalto (Stellite 21 e Stellite 6), liga austenítica (309LSi) e mistura entre ambas produzidas pela técnica de soldagem GMAW-CW e processo GMAW. Para tal, a avaliação da perda de massa da área submetida ao desgaste é a primeira etapa de avaliações seguida das análises de rugosidade e/ou topografia da superfície correlacionando ao efeito do acúmulo de perda de massa por cavitação.

Antes e após o ensaio de cavitação, serão apresentadas as análises por MEV com e sem o auxílio de EDS e análise por difração de Raios-X (DRX) para observações da superfície, análise química e determinação das fases presentes.

A análise topográfica das superfícies submetidas ao desgaste por cavitação foi avaliada ao longo do teste, resultando em perfis de rugosidade em períodos de tempos determinados para cada material.

De forma a facilitar a orientação nas etapas de execução dos testes e análises, é apresentado um fluxograma esquemático na Figura 6.1. Neste esquema são mostrados os procedimentos de avaliações do ensaio de perda de massa por cavitação. Observam-se ainda todas as etapas experimentais deste capítulo, onde se inicia pelo preparo dos revestimentos por soldagem, usinagem dos revestimentos, retirada das amostras e usinagem das mesmas para padronizar o ensaio. Verificam-se análises antes e após o ensaio de cavitação.

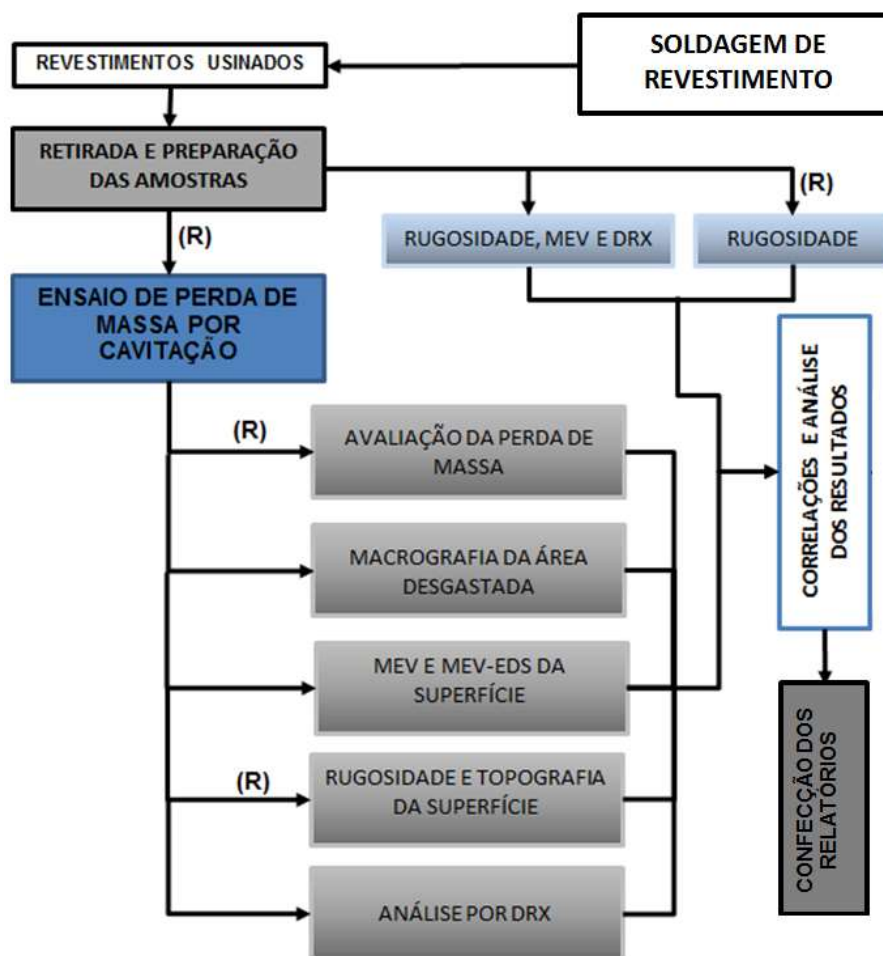


Figura 6.1 – Procedimento de avaliação do ensaio de perda de massa por cavitação, no qual (R) representa as repetições

6.2 Realizações dos Testes de Cavitação

A metodologia experimental de execução do ensaio de perda de massa seguiu conforme a Norma ASTM G32, determinante para o ensaio de cavitação em laboratório o ajuste para o método indireto/direto, com parâmetros operacionais e de controle conforme apresentado no Item 3.11.1. Durante o teste de perda de massa através do gerador ultrassônico foram realizadas as análises de rugosidade e topografia da superfície.

Todos os revestimentos confeccionados a partir das etapas preliminares foram submetidos ao ensaio de perda de massa por cavitação. Os resultados são apresentados em acúmulo de material e/ou taxa de erosão para poder correlacionar com as análises e avaliações de caracterização da superfície, os valores estão presentes no Apêndice III, bem como os gráficos de taxa de erosão por cavitação.

Antes da retirada das amostras nas placas soldadas, os recobrimentos foram submetidos ao processo de usinagem da superfície por esmerilhamento conforme realizado pela indústria/campo sem qualquer outro tipo de tratamento das superfícies. Segundo Procopiak et al., (2000) o procedimento de esmerilhamento melhora o desempenho da superfície em relação ao perfil fluidodinâmico com a eliminação ou redução das ondulações provenientes do processo de soldagem. Os procedimentos de usinagem da superfície dos revestimentos e retirada das amostras para o ensaio de cavitação seguiu conforme o Item 3.3.3 do Capítulo 3.

6.3 Avaliações dos Resultados do Ensaio de Perda de Massa

Na Tabela 6.1 são apresentados os resultados do tempo de exposição das amostras, o processo de confecção dos revestimentos, o período de incubação e a taxa de erosão no período estacionário do processo de cavitação para cada amostra submetida ao ensaio de perda de massa, ligas austeníticas e de cobalto com e sem adição de arame frio. Segundo a norma ASTM G32, o estado estacionário é compreendido como o período pelo qual a taxa de erosão e a perda de massa tendem a se manter constante para cada gráfico em função do tempo. Já o período de incubação, aceleração e atenuação, conforme discutido no Capítulo 2 (Item 2.2.2), são os períodos antecedentes o estado estacionário. A Tabela 6.1 apresenta os resultados das taxas de perda de massa e período de incubação. No Apêndice III estão os gráficos das taxas de perda de massa por cavitação para a determinação dos períodos e fases do desgaste para todos os ensaios.

Verificam-se que a média das taxas de perda de massa no período estacionário das ligas austeníticas tiveram valores de $13,73 \cdot 10^{-4}$ g/h para as amostras com amanteigamento (Ligas A, B e C) e $9,56 \cdot 10^{-4}$ g/h para as sem amanteigamento (Ligas D, E e F). Já para as ligas de cobalto, as taxas médias foram de $0,31 \cdot 10^{-4}$ g/h para o Stellite 21 (Ligas G, H, I e J) e de $0,28 \cdot 10^{-4}$ g/h para o Stellite 6 (Ligas L, M N e O), sendo estes valores menores que os encontrados para as ligas austeníticas.

Em Richman e McNaughton (1997), Cuppari et al., (1999) e Santos et al., (2004) são verificados um comportamento semelhante das taxas de erosão no estado estacionário para ligas do tipo austeníticas e de cobalto submetidas à cavitação. Para Santa et al., (2011) as ligas de cobalto, assim como as austeníticas apresentam vários valores de taxa de erosão as quais descrevem os períodos de incubação, aceleração, atenuação e estacionário do fenômeno de cavitação em decorrência do período de exposição da amostra e do tipo de material.

Tabela 6.1 – Tempo de exposição das amostras, taxa de erosão no período estacionário e períodos antecedentes ao estado estacionário de perda de massa

Liga	Material de liga	Processo de soldagem	Tempo de Ensaio [h]	Períodos de Incubação [h]	Taxa Média no Período Estacionário [10^{-4} g/h]
A	309LSi ca	GMAW	20	2	11,30
B	309LSi + ST 21 ca	GMAW-CW	20	2	13,80
C	309LSi + ST 6 ca	GMAW-CW	20	2	16,10
D	309LSi as	GMAW	20	4	10,50
E	309LSi + ST 21 sa	GMAW-CW	20	4	9,90
F	309LSi + ST 6 sa	GMAW-CW	20	4	8,30
G	ST 21 ca	GMAW	40	5	0,35
H	ST 21 + 309LSi ca	GMAW-CW	40	5	0,43
I	ST 21 + ST 6 ca	GMAW-CW	40	5	0,28
J	ST 21 as	GMAW	40	6	0,19
L	ST 6 ca	GMAW	40	5	0,47
M	ST 6 + 309LSi ca	GMAW-CW	40	5	0,16
N	ST 6 + ST 21 ca	GMAW-CW	40	5	0,21
O	ST 6 as	GMAW	40	5	0,30

Onde: ca – com amanteigamento; sa – sem amanteigamento; ST 21 – Stellite 21; ST 6 – Stellite 6; X + Y – GMAW-CW

Observa-se que o período de incubação para as ligas austeníticas variou entre 2 a 4 horas, enquanto que para as ligas de cobalto esse tempo variou entre 5 a 6 horas durante a exposição das amostras ao ensaio de cavitação. Para alguns casos, o período de incubação pode representar o principal fenômeno da cavitação. No entanto, este período indica o início do desgaste com transformação de fases sem muito detalhe sobre as tendências de taxas de erosão.

Verifica-se que os revestimentos confeccionados pela técnica GMAW-CW teve efeito variado de taxa de perda de massa. As ligas austeníticas com amanteigamento tiveram valores acima dos revestimentos produzidos por GMAW. Já sem amanteigamento, com GMAW-CW, tiveram resultados mais baixos quando comparados aos valores de GMAW. Ao analisar as ligas de cobalto quanto ao processo de deposição, verificou-se que para as Ligas G, H, I e J (CoCrMo), os resultados de taxa de perda de massa mais baixos foram para as Ligas I e J, GMAW-CW (com arame frio do tipo CoCrW) com amanteigamento e GMAW sem amanteigamento, respectivamente. Nas ligas de Stellite 6 (CoCrW) o processo de soldagem GMAW-CW apresentou os menores valores de taxa de perda de massa (Ligas M e N).

Analisando as taxas de perda de massa em relação aos ensaios com amanteigamento, observa-se que para as ligas austeníticas ausentes desta camada sobre o substrato teve melhores resultados, apresentando os menores valores de taxas, por outro

lado o tempo de incubação tenha sido maior. Já para as ligas de cobalto, tal comportamento foi verificado para as ligas do tipo Stellite 21. Nas ligas de Stellite 6, os menores valores foram para GMAW-CW com amanteigamento. Diante as observações, o amanteigamento se faz benéfico para as ligas austeníticas e para as ligas de Stellite 6 por GMAW-CW.

Na Figura 6.2 são mostrados os perfis de perda de massa acumulada de todas as ligas de austeníticas (A, B, C, D, E e F). As Ligas A, B e C, foram inferiores na questão da resistência a cavitação, pois apresentam as maiores de perda de massa acumulada. Este efeito pode ter influência direta da diluição do metal de adição com o substrato de C-Mn (A-36) ou sobre a camada de amanteigamento. Já as Ligas confeccionadas pelo processo de soldagem GMAW-CW, com exceção da Liga B, tiveram menores valores de massa acumulada em relação aos revestimentos produzidos pela soldagem GMAW (Ligas A e D).

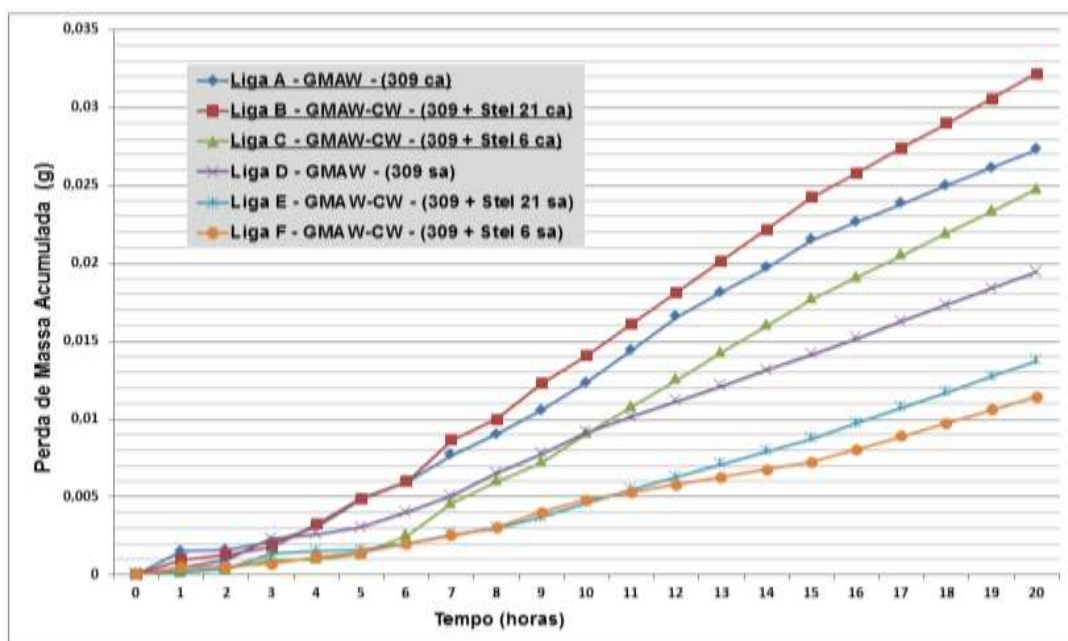


Figura 6.2 – Perfil da perda de massa das Ligas com arame eletrodo de 309LSi

Com a introdução das ligas de cobalto na forma de arame frio ao eletrodo de 309LSi tiveram efeitos favoráveis na elevação da resistência a cavitação. As combinações com o arame Stellite 6 (CoCrW) tiveram melhores desempenhos quando adicionadas, reduziu a taxa de perda de massa por erosão conforme observado no perfil do gráfico da Figura 6.2 das Ligas austeníticas de C e F. Verifica-se ainda, que as ligas depositadas sobre o substrato sem amanteigamento (D, E e F) apresentaram maiores resistência ao desgaste em comparação às ligas de mesma qualidade sobre o amanteigamento (A, B e C) conforme analisado pela perda de massa, ratificando o efeito na taxa.

Correlacionando os efeitos da diluição sobre os revestimentos sem amanteigamento, verificam-se resultados mais acentuados, com valores acima de 20%, em uma única camada. A elevação da resistência ao desgaste pode ter sido influenciada pelo maior teor de carbono e ferro presente na Liga D em relação à Liga A, e do aumento do teor de molibdênio e tungstênio para as Ligas E (309LSi com Stellite 21) e F (309LSi com Stellite 6), respectivamente, em relação as Ligas B e C, observadas na Tabela 5.7 (Item 5.10.3) da composição química das amostras. Entretanto, esta diferença não pode ser observada nas análises de microdureza, microscopia óptica, MEV-EDS ou DRX, pois são análises qualitativas dos revestimentos.

A Figura 6.3 apresenta os perfis de perda de massa acumulada no período de 40 horas de exposição à cavitação para as ligas de cobalto do tipo Stellite 21/CoCrMo como arame eletrodo. Verifica-se que os períodos conhecido de incubação, aceleração e atenuação para as ligas de cobalto apresentam taxas de erosão distintas, sendo a primeira com alta perda de massa nas primeiras horas seguida de taxa de erosão reduzida decorrente do processo de deformação/conformação até o período o qual inicia uma perda de massa e taxa constante, observação realizada também por Brunatto et al., (2012) para esta liga de cobalto nas condições do ensaio de cavitação em laboratório. Observa-se ainda que a liga confeccionada pela técnica GMAW sem amanteigamento, Liga J, apresentou maior resistência ao desgaste e menor perda de massa acumulada.

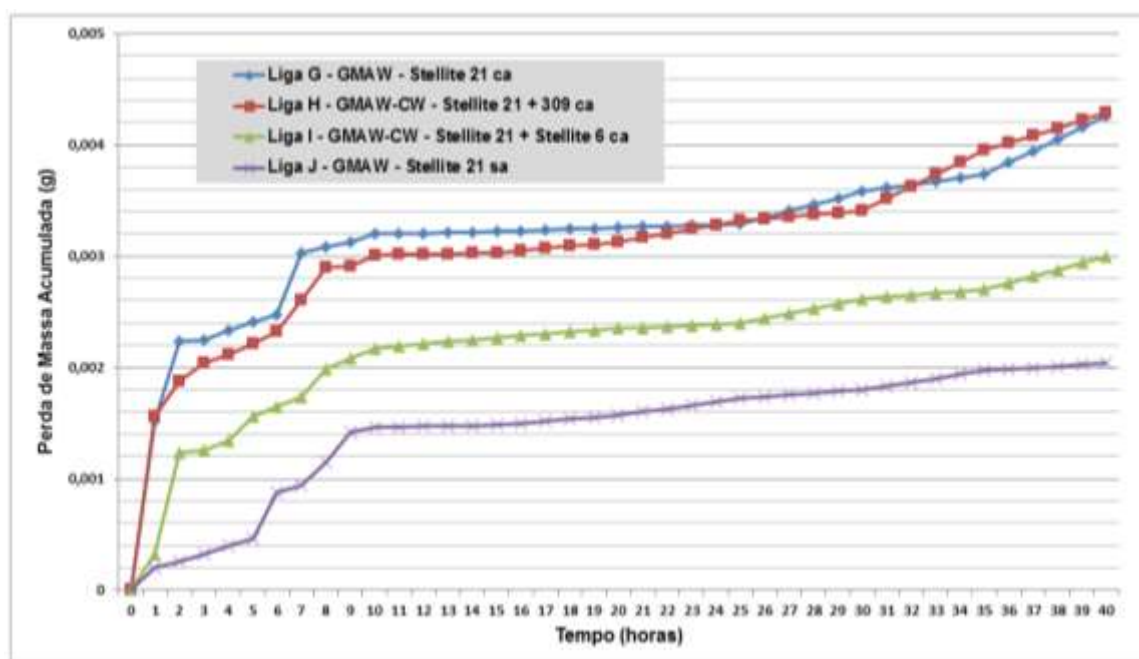


Figura 6.3 – Perfil da perda de massa das Ligas de cobalto do tipo Stellite 21 confeccionado por GMAW e GMAW-CW

Os perfis de perda de massa acumulada mostradas na Figura 6.4 descrevem o comportamento da resistência à cavitação das ligas de cobalto do tipo Stellite 6/CoCrW, as quais tiveram comportamentos similares aos mostrados na Figura 6.3. Verifica-se também (Figura 6.4 e Tabela 6.1) que a liga de maior resistência corresponde ao revestimento da liga M composto pelo Stellite 6 com 309LSi pelo processo GMAW-CW.

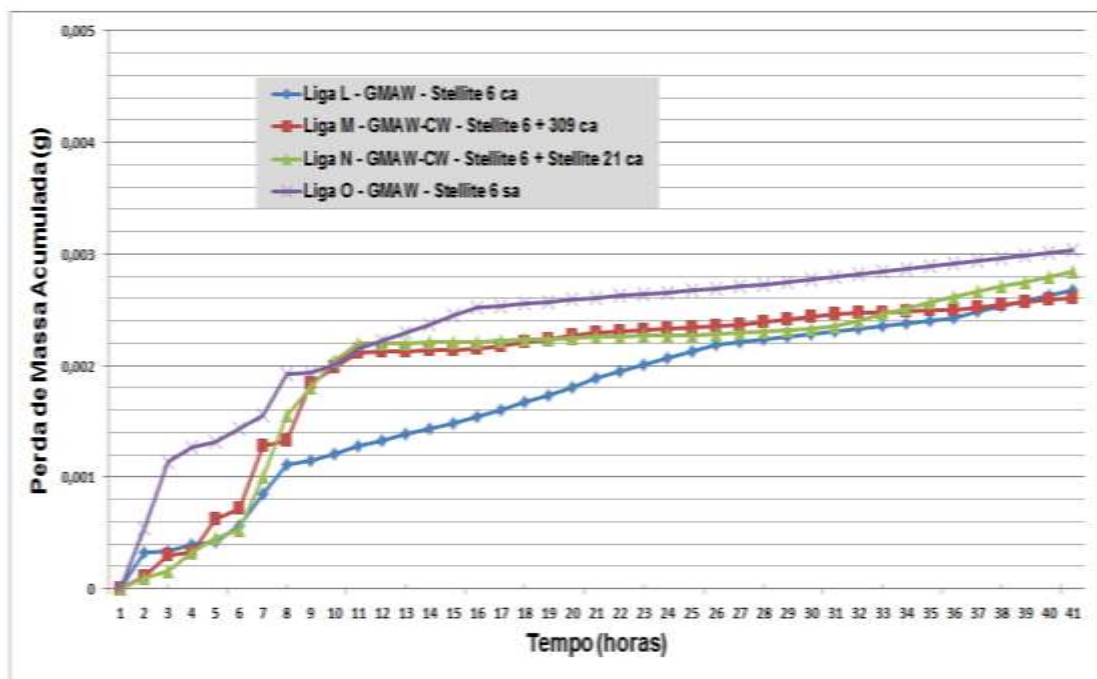


Figura 6.4 – Perfil da perda de massa das Ligas de cobalto do tipo Stellite 6 confeccionado por GMAW e GMAW-CW

Numa análise geral, as ligas de cobalto, Stellite 21 e Stellite 6, adicionadas como arame eletrodo apresentam maior resistência a erosão por cavitação com baixas perdas de massa ao comparar com as ligas austeníticas com 309LSi no eletrodo. Os revestimentos confeccionados pelo Stellite 6/CoCrW nas Ligas L, M, N e O tiveram melhores resultados que os Stellite 21/CoCrMo com baixa perda de massa acumulada, estando esses coerentes com as pesquisas de Kashani et al., (2007), Hatori e Mikami (2009) e Liu et al., (2010), nas quais apresentam o efeito do desgaste para ambas as ligas de cobalto.

Diaz et al., (2008), Ribeiro et al., (2010) e Santa et al., (2011) afirmam que o bom desempenho dos revestimentos produzidos pelas ligas de cobalto (Stellites) com relação à resistência a cavitação, está em função dos seus elementos de liga (Co, Cr, Mo e W) em determinadas concentrações, facilitando a transformação de fases, γ -Co para martensita, melhorando as propriedades metalúrgicas elevando essa qualidade em variados meios agressivos.

Outra análise levada em consideração é o efeito da redução do percentual de cobalto na confecção dos revestimentos realizados pelo processo de soldagem GMAW-CW. Nessa investigação, verificou-se que a adição de arame não energizado teve a possibilidade de variar o teor de cobalto a ser adicionado tanto na forma de arame eletrodo ou como arame frio. No geral, em termos de qualidade dos depósitos, as Ligas H (Stellite 21 com 309LSi ca), J (Stellite 21 sa) e M (Stellite 6 com 309LSi ca) destacam-se em meio aos demais revestimentos por apresentarem os menores valores de perda de massa acumulada durante o ensaio de cavitação. Sendo as Ligas H e M, confeccionadas pelo processo GMAW-CW pelos arames de Stellite 21 e 6, respectivamente, com adição de arame frio do tipo 309LSi na proporção de 1/3 de velocidade de alimentação. Estes revestimentos quando submetidos ao ensaio de cavitação apresentaram resultados satisfatórios em reduzir a taxa de erosão juntamente com a redução do percentual de massa do arame eletrodo em relação ao processo de soldagem GMAW convencional. Cuppari et al., (1999); Çelik e Kaplan (2004) e Kim et al., (2008) afirmam que o aumento do teor de cromo, silício e manganês nas ligas de Stellite, favorecem a formação das fases (γ) susceptíveis a transformação de fases em martensita durante a deformação por cavitação.

Para os depósitos aplicados sobre o amanteigamento, Folkhard (1984 *apud* RIBEIRO, 2007) verificou que o aumento do teor de Fe combinado ao Cr-Mo favoreceu a formação de austenita de fácil transformação em martensita durante a deformação da superfície durante a cavitação. Entretanto, o amanteigamento além de proporcionar melhorias microestruturais de uma superfície, tem por finalidade a redução de problemas do tipo tensões e surgimento de trincas.

A aplicação dos revestimentos austenítico do tipo 309LSi sobre o substrato de aço ao carbono, foi favorável devido ao elevado teor de níquel (Ni), manganês (Mn), silício (Si) e carbono (C), atribuindo boas qualidades metalúrgicas de resistência ao desgaste. No caso, das Ligas E com 6,7%Co-0,04%W e F com 3,1%Co-0,32%W (ver. Tabela 5.7 no Item 5.10.3), favoreceu o aumento da resistência à cavitação juntamente ao teor de carbono presente no substrato.

Nas ligas de Stellite 21 e 6, representadas pelas amostras J e O, respectivamente, depositadas sobre o substrato sem amanteigamento, o aumento da resistência à cavitação além do elevado percentual de Co, foi decorrente do alto teor de C e Fe, sendo provenientes da diluição desses consumíveis com o metal de base do tipo A36. Segundo Yao et al., (2005) e Liu et al., (2010), o alto teor de Cr e C na solução sólida induz a formação de mais carbonetos e precipitados do tipo $M_{23}C_6$ e M_7C . Nestes casos, os revestimentos sem amanteigamento apresentaram boa resistência à cavitação em relação aos revestimentos com amanteigamento.

A técnica de soldagem GMAW-CW apresentou melhor qualidade dos revestimentos pela adição de elementos de liga elevando a resistência à cavitação. Nos recobrimentos com o eletrodo 309LSi, observou-se que ao adicionar as ligas de cobalto como arame frio ocorreu à redução da taxa de erosão e menores valores de perda de massa acumulada em todos os casos. Nas adições de arame frio ao eletrodo de 309LSi, a aplicação de liga Stellite 6, contém 5% em massa de W (tungstênio) que favoreceu no aumento da resistência ao desgaste por cavitação. A adição de Stellite 21 com 5% de Mo (molibdênio) ao 309LSi teve comportamento semelhante de resistência à cavitação com valores de taxas de erosão próximos. Na adição de 309LSi como arame frio na proporção de 1/3 sobre as ligas Stellite 21 e 6, as taxas de erosão tenderam a reduzir. Segundo Richman e McNaughton (1997), Pugsley e Allen (1999), Shivamurthy et al., (2009) os elementos de liga, Co, Cr, Mo, W e Mn em determinadas combinações proporcionam a elevação da resistência ao desgaste por cavitação.

Na Figura 6.5 são apresentados os perfis das médias das taxas de perda de massa obtida no período de regime estacionário. As ligas austeníticas de 309LSi, representados pelas Ligas A, B, C, D, E e F, tiveram taxas de cavitação entre 20 a 30 vezes maiores do que as taxas das ligas de Stellites em decorrência do tipo de material.

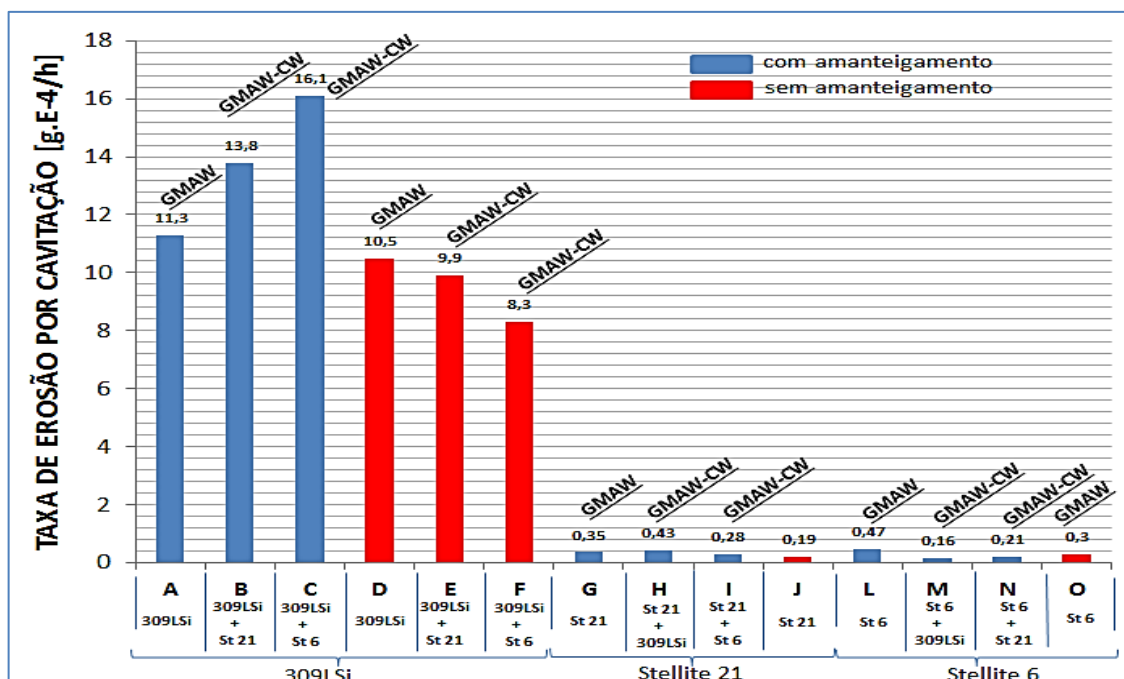


Figura 6.5 – Taxas de perda de massa da erosão por cavitação no período estacionário

Quanto a influência do amantecimento, as ligas austeníticas com uma camada (sem amantecimento) se mostraram com melhores resultados de baixo de perda de massa acumulada e de taxas. A liga de “Stellite 21 sa” (Liga J) teve menor valor de taxa de erosão

ao comparado com a Liga G depositada sobre o amanteigamento. Para o Stellite 6, as taxas de perda de efeito similar de menor valor para a liga depositada sem amanteigamento.

Sobre a influência dos processos utilizados, verifica-se que para as ligas austeníticas depositadas sobre o amanteigamento pelo processo GMAW-CW tiveram valores de taxas de perda de massa superiores aos encontrados para a GMAW. Observa-se ainda os depósitos sobre o substrato (sem amanteigamento) com processo GMAW-CW tiveram valores mais baixos de taxas. Para as ligas de cobalto, as taxas de perda de massa encontradas tiveram os menores valores para a Liga J (GMAW) e Ligas M e N (GMAW-CW).

Em questão de custos de operação do processo de soldagem, verificou-se o bom desempenho da aplicação da técnica GMAW-CW em relação ao processo GMAW nas mesmas condições de aplicação. Devido ao alto custo dos consumíveis de cobalto, aproximadamente R\$ 350/kg, e as austeníticas, próximo de R\$ 35/kg, acredita-se que a técnica de soldagem em questão (GMAW-CW) proporciona a vantagem na redução destes custos pela relação de alimentação de arames sem a necessidade de equipamentos ou acessórios complexos ou de mão de obra especializada. Silva (2010) e Cabral et al., (2011) verificaram que a técnica de soldagem com adição de arame não energizado pode atender os vários setores das indústrias.

6.4 Análises de Dureza e Microdureza da Superfície Erodida por Cavitação

A região central da amostra na superfície erodida foi submetida à medida de microdureza com cinco indentações. Na Tabela 6.2 são mostrados os resultados de dureza e microdureza de todas as amostras. As ligas austeníticas assim como as ligas de cobalto tiveram aumento dos valores de dureza e microdureza após serem submetidas à cavitação.

As ligas de aço austenítico tiveram os seus resultados de dureza na faixa entre 21,5 a 32,4 HRC antes e entre 27,1 a 46,8 HRC após o ensaio de cavitação no período de 20 horas. Em microdureza os valores estiveram em 225,6 a 321,7 HV antes do teste, chegando entre 279,6 a 467,9 HV após o desgaste. Nas ligas de cobalto submetidas a 40 horas de teste de erosão por cavitação, os resultados de dureza estiveram entre 40,8 a 43 HV antes e chegando a 49,1 e 51,3 HRC após o ensaio. A microdureza esteve entre 320,9 a 422,8 HRC antes e chegando em 486,8 a 532,6 HV após a cavitação, confirmando a transformação de fases destes materiais de Ligas de cobalto do tipo Stellite 21 e 6 em relação aos materiais de aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 6.2 – Dureza e microdureza da superfície antes e após a cavitação

Amostra	DUREZA HRC		MICRODUREZA HV.0,5	
	ANTES	APÓS	ANTES	APÓS
A	23,5	29,5	225,6	298,3
B	26,9	30	278,4	301,7
C	23,2	27,1	255	279,6
D	32,4	40,4	321,7	396,5
E	21,5	39,8	245,5	390
F	24,1	46,8	260,8	467,9
G	41,1	49,1	403,3	500
H	38,8	49,5	379,6	505,5
I	32,3	49,7	320,9	509,1
J	40,8	48,2	400,2	486,8
L	41,1	51,2	402,9	530,6
M	43	50,2	422,8	515,5
N	42,2	51,3	413,8	532,9
O	41,1	50,9	401,5	528,1

Nas Figuras 6.6 e 6.7 são apresentados os perfis gráficos do comportamento dos resultados de dureza HRC e microdureza HV medidos na superfície das amostras antes e após o ensaio de perda de massa. Na primeira Figura 6.6 observa-se nas Ligas austeníticas que a maior diferença de dureza ficou para as amostras D, E e F, depositadas sem o amanteigamento do substrato com relação às ligas com duas camadas, resultado esse supostamente influenciado pela transformação de fases durante a cavitação.

Para as Ligas de cobalto (Stellite 21 e 6), com exceção das Ligas B e C, o comportamento dos valores de dureza se manteve com variações regulares entre o antes e o depois da cavitação. Sendo a Liga I a de maior variação entre as demais. Este resultado é atribuído à mistura dos materiais de CoCrMo e CoCrW, com a introdução de WC-Co elevando a dureza do material utilizando o processo GMAW-CW. Pugsley e Allen (1999) e Madadi et al., (2011) afirmam que o aumento da dureza do material pode indicar o teor de carbonetos presentes na estrutura do material, isso tende a aumentar a resistência a erosão por cavitação. Entretanto, verificam-se os valores de dureza no final da cavitação tenderam a se manter aproximados, tendo por influência o alto percentual de cobalto e cromo.

Um teste de hipótese foi realizado para analisar os valores médios de microdureza das amostras testando à veracidade dos resultados encontrados. Como resultado deste teste tivemos 95% de confiança dos valores abaixo da média das amostragens foram consideradas aceitáveis. O cálculo da hipótese foi dividido em três tipos: ligas inoxidáveis com amanteigamento; ligas inoxidáveis sem amanteigamento e ligas de cobalto. Os procedimentos, os cálculos e as conclusões destes testes realizados estão contidas no Apêndice III.

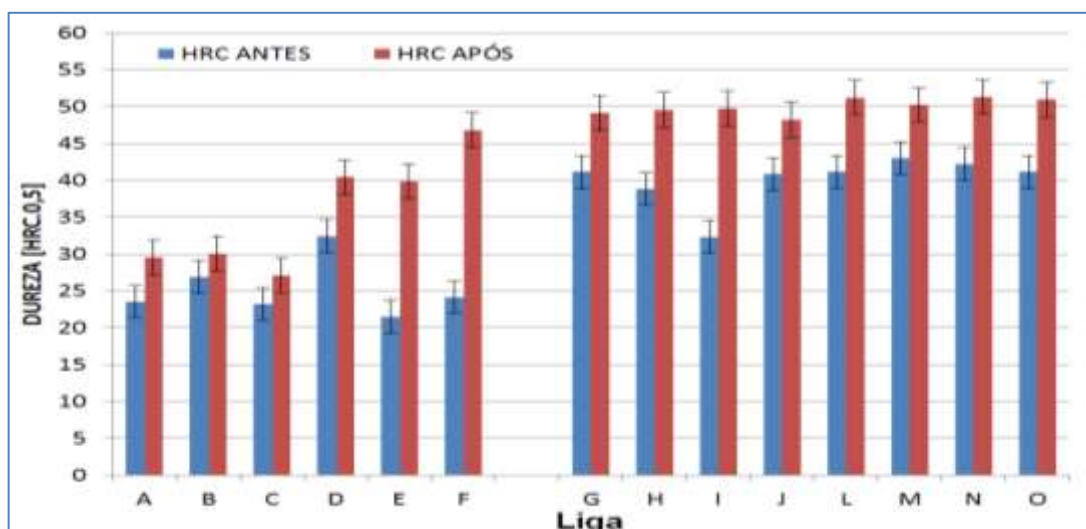


Figura 6.6 – Resultados de dureza HRC (Rockell) medidas na superfície antes e após o teste de cavitação

Na Figura 6.7, referente a análise de microdureza Vickel (HV), são mostrados os perfis do comportamento dos resultados em relação a antes e após a cavitação sobre as amostras austeníticas e de cobalto. Nota-se que as ligas compostas por Co em elevado percentual apresentou maior valor de microdureza em ambos os períodos de medições.

As ligas austeníticas sem amantecimento apresentaram os maiores valores de HV após a cavitação, perfil de comportamento este similar ao encontrado aos resultados de dureza HRC. As ligas de cobalto também mostraram perfil gráfico similar de variação de valores em resultados antes e após a cavitação. Com estes resultados verifica-se o bom desempenho das ligas de cobalto ao comparado com as ligas austeníticas.

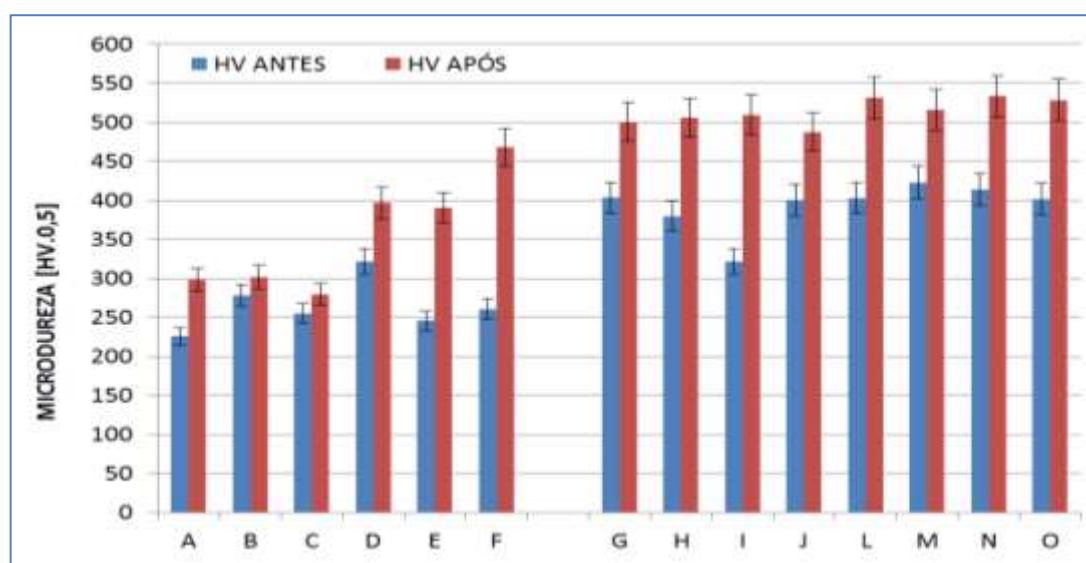


Figura 6.7 – Resultados de microdureza HV.0,5N (Vickel) medidas na superfície antes e após o teste de cavitação

Shin et al., (2003), Liu et al., (2010), Gomes et al., (2012) e Farnia et al., (2012) afirmam que o comportamento da dureza e microdureza medidas em revestimentos são indicadores de mudanças de fases estruturais, em especial as estruturas martensíticas provenientes da deformação ou por tratamento térmico. Apresentam valores de microdureza entre 450 e 600 HV, como por exemplo, para as ligas de Stellites que são compostas de estruturas ricas em Co de matriz metaestável de fase austenítica a qual é transformada em (ϵ) e (α') além de carbonetos do tipo M_7C_3 e entre outros que incorporados na matriz elevam a resistência ao desgaste por erosão do material.

6.5 Análises da Transformação de Fases por DRX

As análises foram realizadas de acordo com a metodologia presente no Item 3.10 e constam em dois momentos, o primeiro antes e o segundo no final do ensaio de cavitação. Após o posicionamento das amostras no suporte para análise, o raio incidente foi orientado na região central das mesmas e as respostas foram apresentadas na forma de intensidade do raio em função da velocidade angular de varredura, expostas em gráfico com identificação dos picos característicos a cada fase.

6.5.1 Ligas de 309LSi (A, B, C, D, E e F):

As Figuras de 6.8 a 6.13 apresentadas neste item, correspondem aos difratogramas das ligas de aços austeníticos referentes as Ligas de A a F, composta por 6 amostras. Pela análise por DRX foram identificadas as fases estruturais do tipo austenítica, ferrítica e martensítica induzida por deformação decorrente da usinagem/lixamento das superfícies das amostras. Na Tabela 6.3 são verificados os teores de ferrita, medidos por ferritoscópio, para as mesmas amostras também antes e após a cavitação.

Tabela 6.3 – Teores de ferrita medidos antes e após o ensaio de cavitação

Liga	Material	Teor de Ferrita [%]	
		Antes da Cavitação	Após a Cavitação
A	309LSi ca	5,58	9,26
B	309LSi + ST 21 ca	2,55	4,09
C	309LSi + ST 6 ca	4,30	4,94
D	309LSi sa	4,06	3,89
E	309LSi + ST 21 sa	0,29	7,73
F	309LSi + ST 6 sa	0,18	5,94

Observa-se para essas amostras, que após serem submetidas ao ensaio de perda de massa o teor de ferrita tendeu a aumentar e de forma mais acentuada para as Ligas E e F, este acontecimento pode ter por influência a diluição do metal de adição no metal de base com o alto teor de ferro contido neste substrato para os depósitos sem o amanteigamento.

Nas Figuras 6.8, 6.9 e 6.10, são mostrados os difratogramas representativos dos revestimentos das Ligas A, B e C com amanteigamento sobre a superfície do substrato de A-36. As intensidades de sinais observados são características da presença de estruturas austeníticas, ferrítica e de martensita nas Figuras (a) antes do teste.

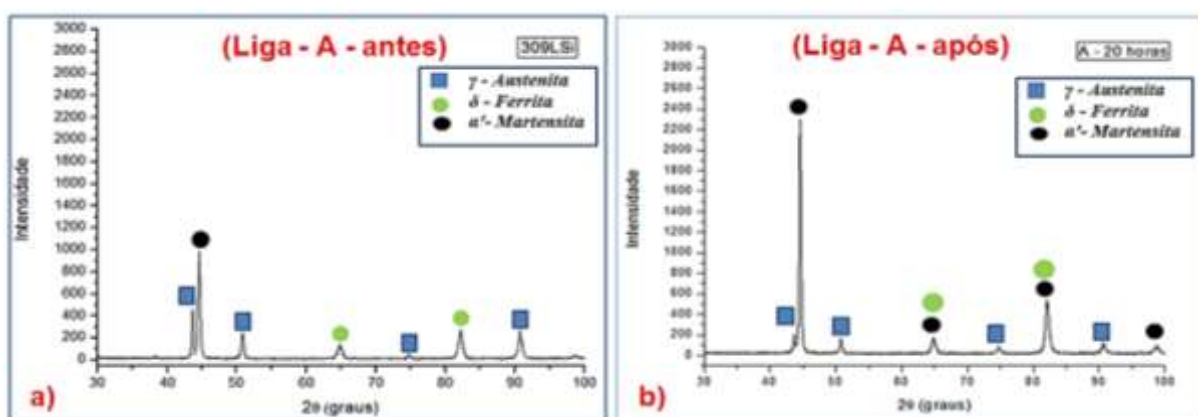


Figura 6.8 – Difratogramas DRX dos revestimentos de 309LSi ca (Liga A) antes e após o ensaio de cavitação

Na Figura 6.8(b) da amostra A, após o teste de cavitação, verificou-se o surgimento e aumento de sinais de martensita provocado pelo efeito da deformação durante a cavitação nesse material no período de 20 horas de exposição ao ensaio. Este resultado pode ser verificado também na tabela 6.3 do teor de ferrita, pois esta fase (δ), está conjugada com a martensita alfa. A intensidade dos raios para a austenita teve redução e houve o surgimento de raios característicos da presença de ferrita e martensita, sendo os sinais de (α') indicado por ferrita + α' martensita conforme afirmam Ribeiro (2007) e Will et al., (2010).

Nas Figuras 6.9 e 6.10, mostram os difratogramas das Ligas B e C depositadas pelo processo de soldagem GMAW-CW, sendo adicionado o Co (Stellite 21 ou 6) na forma de arame frio. Foram verificadas em ambas as ligas a presença de austenita, ferrita e martensita antes do ensaio de cavitação. Já após a perda de massa, Figuras 6.9(b) e 6.10(b), são observadas a redução do campo austenítico e aumento de intensidade de sinal da martensita representado pelos picos indicados por α' (martensita) com esta variação verificada na Tabela 6.3.

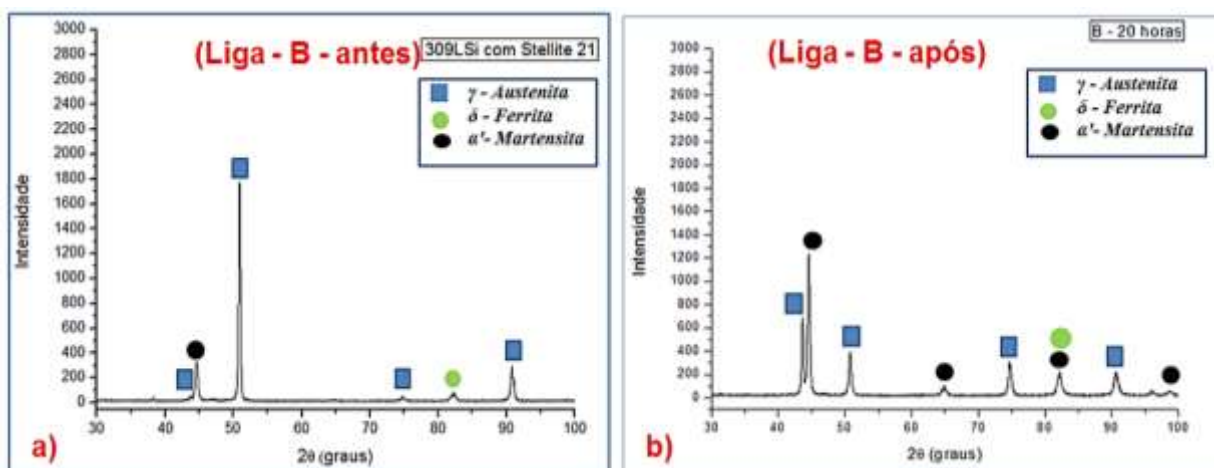


Figura 6.9 – Difratoograma DRX dos revestimentos de 309LSi com Stellite 21 ca (Liga B) antes e após o ensaio de cavitação

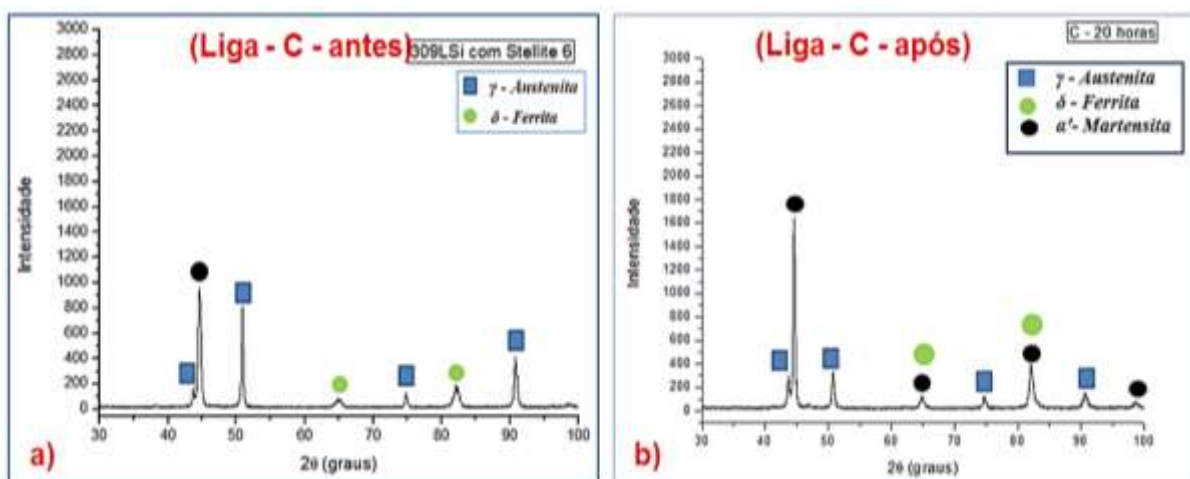


Figura 6.10 – Difratoograma DRX dos revestimentos de 309LSi com Stellite 6 ca (Liga C) antes e após o ensaio de cavitação

Nas Figuras 6.11, 6.12 e 6.13, são mostrados os picos de DRX para as Ligas D, E e F, antes e após o ensaio de cavitação, confeccionadas pelos arames austeníticos no eletrodo e Ligas de cobalto no arame frio depositados sobre o substrato de A-36, ou seja, sem amanteigamento.

Na liga D, depositada pelo processo de soldagem GMAW, Figura 6.11(a) são observadas as mesmas fases presentes caracterizadas por estruturas também com austenita, ferrita e martensita, confirmando as imagens das Figuras 5.16 (Item 5.82 no Capítulo 5) da análise microestrutural. O teor de ferrita, 4,06% foi decorrente do efeito da diluição do metal de adição e substrato de Fe-C. Nos difratogramas da Figura 6.11(b) observa-se a redução do campo austenítico, no entanto, pela análise por ferritoscópio o teor de ferrita apresentou uma redução chegando ao valor de 3,89% com presença da fase martensítica (ferrita + α').

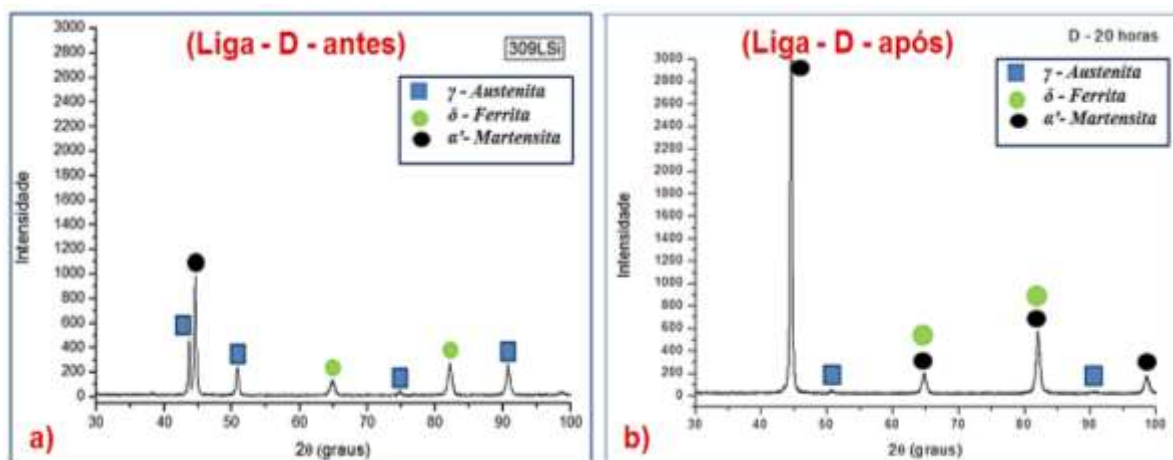


Figura 6.11 – Difratoograma DRX dos revestimentos de 309LSi sa (Liga D) antes e após o ensaio de cavitação

Os revestimentos confeccionados pelo processo GMAW-CW com arame eletrodo de 309LSi e arame frio com ligas de cobalto Stellite 21 e 6, representados pelas Ligas E e F apresentaram a mesma característica dos revestimentos de arame eletrodo 309LSi pelo processo GMAW com fases com variações de intensidades de picos de Raios-X observados nas Figuras 6.10 e 6.11 antes (a) e após (b) o teste de cavitação. Nas Figuras referentes a (b) após o ensaio de perda de massa foram observados o aumento do campo ferrítico e redução do austeníticos destas Ligas mesmo adicionando a liga de Co e sendo depositados sobre o substrato como forma de elevar a resistência a erosão.

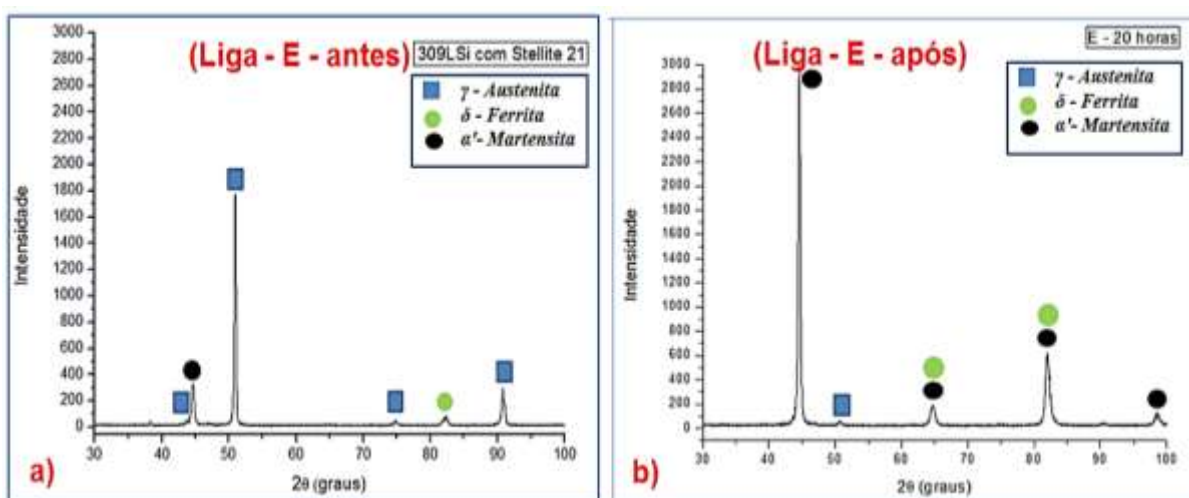


Figura 6.12 – Difratoograma DRX dos revestimentos de 309LSi com Stellite 21 sa (Liga E) antes e após o ensaio de cavitação

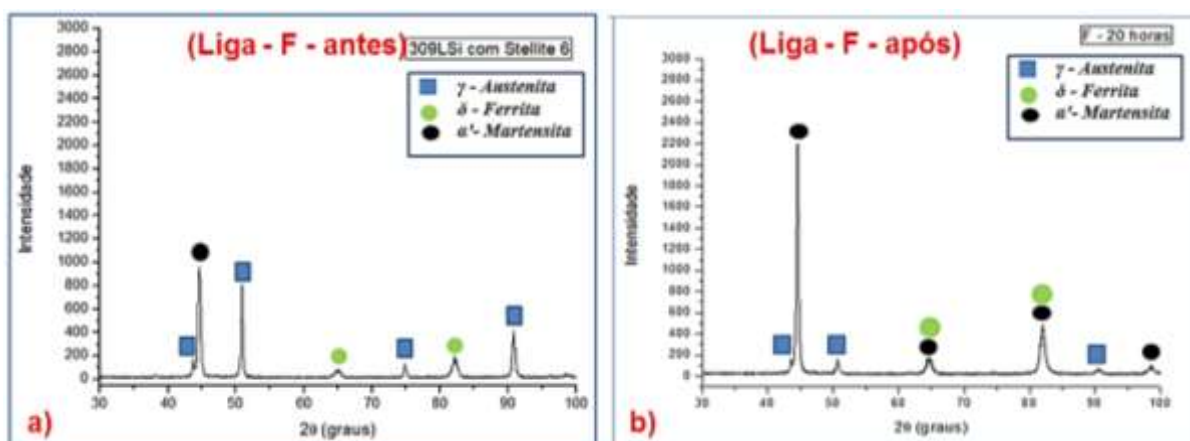


Figura 6.13 – Difratoograma DRX dos revestimentos de 309LSi com Stellite 6 sa (Liga F) antes e após o ensaio de cavitação

Nos difratogramas DRX dos revestimentos de arame eletrodo 309LSi confeccionados pelos processos GMAW e GMAW-CW com e sem amanteigamento, são notados que o campo austenítico reduziu e aumentou o campo α' -martensita (α'). Para Zandrahimi et al., (2007), essas fases são encontradas para materiais austeníticos submetidos à deformação decorrente da cavitação devido à presença de elementos de ligas austenizante as quais favorecem a transformação de fase.

De acordo com Park et al., (2011), o carbono tem mais influência no período de incubação do que na transformação de fases, são os casos da introdução da liga de Stellite 6 que apresenta maior teor de carbono que para a liga Stellite 21 e 309LSi, influenciando fortemente na formação de carbonetos e precipitados quando depositadas sobre o substrato de A-36. Estes resultados também estão em conformidade com ligas similares composição química utilizadas para o mesmo propósito foram relatadas nas pesquisas de Heathcock et al., (1982) e Hsieh et al., (2008).

6.5.2 - Ligas de Cobalto (Stellite 21 – G, H, I e J; Stellite 6 – L, M, N e O):

Para as ligas de cobalto, as Figuras de 6.14 a 6.17 representam as amostras de Stellite 21 (Ligas G, H, I e J), e as Figuras 6.18 a 6.21 para as amostras de Stellite 6 (Ligas L, M, N e O), todas mostradas antes e após o ensaio de perda de massa por cavitação.

A liga G mostrada na Figura 6.14(a) apresenta picos de intensidade de Raios-X característico de estrutura monofásica (γ -Co) antes da cavitação, em (b) após o teste, ocorreu a transformação de fase por deformação em duas formas de martensita, (ϵ) e (α'), com redução da intensidade de sinal de austenita, sendo a fase α' sendo por estabilizada em sua estrutura. Já nas Figuras 6.15 e 6.16 são mostrados os difratogramas das Ligas H e I, nestas observam-se as mesmas fases iniciais antes da cavitação, e ao término do teste após 40 horas, houve a transformação de (γ -Co) em martensita. Assim, afirma-se a respeito

das adições de elementos de liga pelo processo GMAW-CW teve mesma qualidade estrutural durante a transformação de fases por deformação. Estas fases estruturais provocam a redução da taxa de erosão ao comparar as ligas de cobalto com os revestimentos de 309LSi.

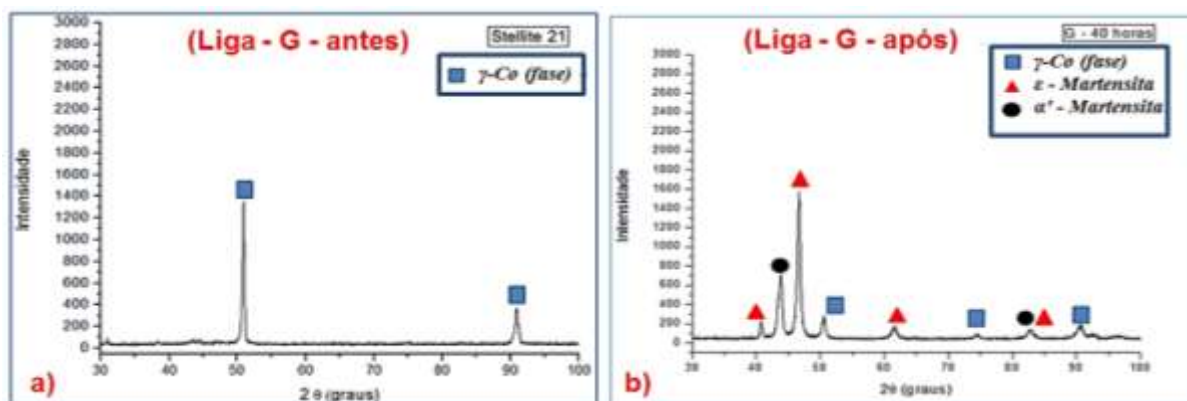


Figura 6.14 – Difratoograma DRX dos revestimentos de Stellite 21 ca (liga G) antes e após o ensaio de cavitação

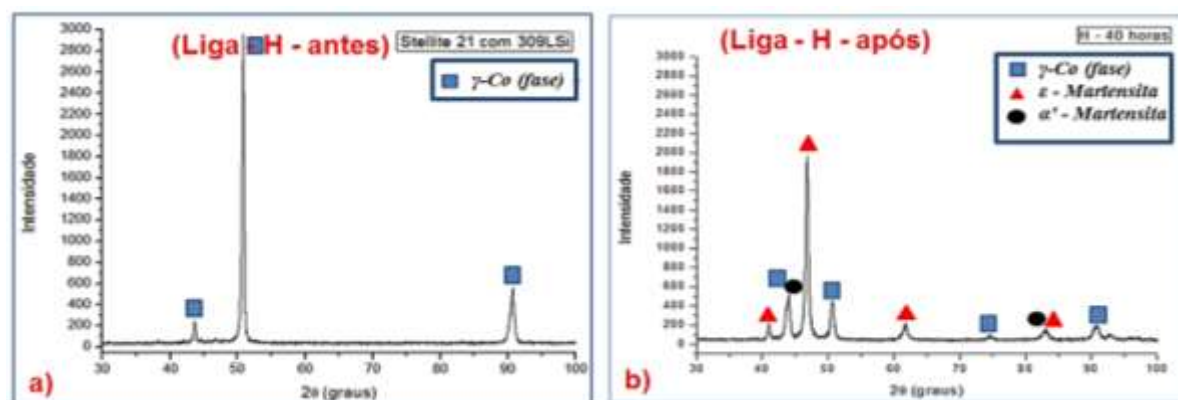


Figura 6.15 – Difratoograma DRX dos revestimentos de Stellite 21 com 309LSi ca (liga H) antes e após o ensaio de cavitação

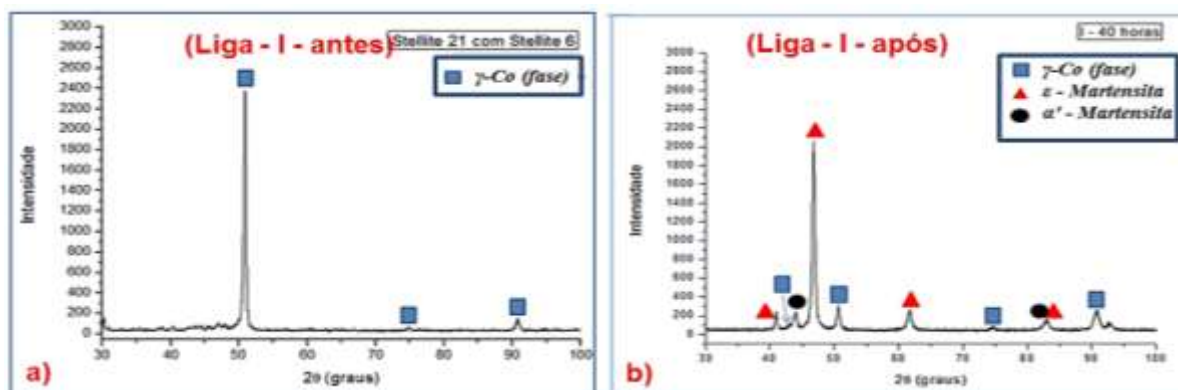


Figura 6.16 – Difratoograma DRX dos revestimentos de Stellite 21 com Stellite 6 ca (liga I) antes e após o ensaio de cavitação

Na análise da Liga J da Figura 6.17, composta por Stellite 21 depositada sobre o substrato, observa-se em (a) a estrutura monofásica (γ -Co), em (b) após a cavitação ocorreu o surgimento das fases martensíticas provenientes da deformação, com a redução do teor desta fase (γ -Co). Para tal amostra em (b), verifica-se a baixa taxa de erosão. Nas Ligas G, H, I e J após o teste de cavitação apresentaram mais picos característicos da fase (ϵ).

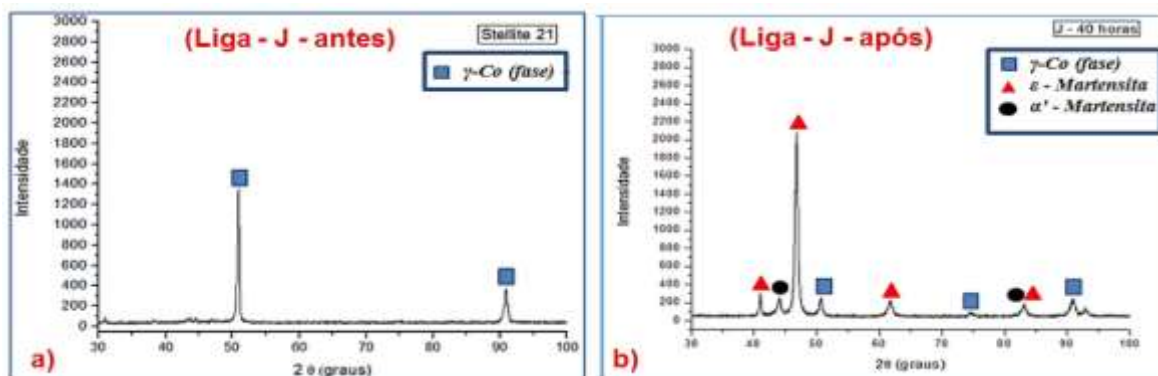


Figura 6.17 – Difratoograma DRX do revestimento de Stellite 21 sa (liga J) antes e após o ensaio de cavitação

Os revestimentos de Stellite 6, Ligas L, M, N e O, apresentam estruturas monofásica conforme mostram as Figuras 6.18(a), 6.19(a) e 6.20(a), e de fase (γ -Co) em todas as ligas.

Na Figura 6.18 da Liga Stellite 6 com amanteigamento são mostrados em (a) a predominância da fase (γ -Co) no revestimento antes da cavitação. Já na Figura 6.18(b), foram observadas as fases (α') e (ϵ) provenientes da transformação martensítica por deformação no período de 40 horas.

Nos DRX dos revestimentos das Ligas M e N representados pelas Figuras 6.19 e 6.20, respectivamente, verifica-se que a introdução de um arame frio pelo processo GMAW-CW, tiveram comportamento similares de fases estruturais no final do teste de cavitação conforme observado em (b). Este efeito similar proporcionou resultados de taxa de erosão também aproximados, sendo M com $0,16 \cdot 10^{-4}$.g/h (Tabela 6.1) e N a $0,21 \cdot 10^{-4}$.g/h. Entretanto em (a) dessas Figuras (6.19 e 6.20) para as Ligas M e N, observa-se as estruturas de característica monofásica pelo DRX.

Para o revestimento da liga O, apresentou comportamento semelhante às demais ligas, sendo a Figura 6.21(a) antes da cavitação mostrando estruturas do tipo monofásicas austenítica e em (b) após o teste, mostra estruturas (γ -Co) e martensítica decorrente da deformação. Nesta liga, a deposição sobre o substrato se apresenta em desvantagem, pois ocorreu um alto valor de taxa de erosão com relação às outras ligas de Stellite 6 (L, M e N).

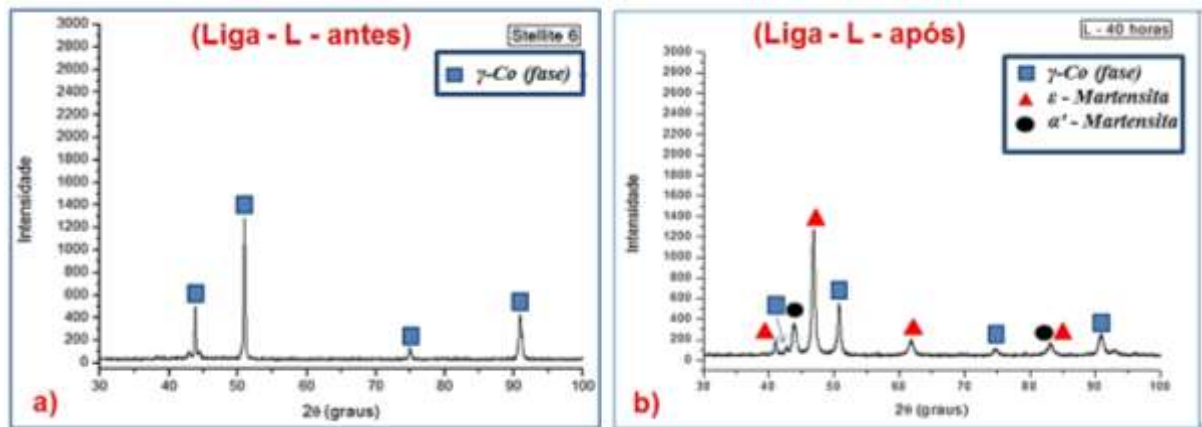


Figura 6.18 – Difratoograma DRX do revestimento de Stellite 6 ca (Liga L) antes e após o ensaio de cavitação

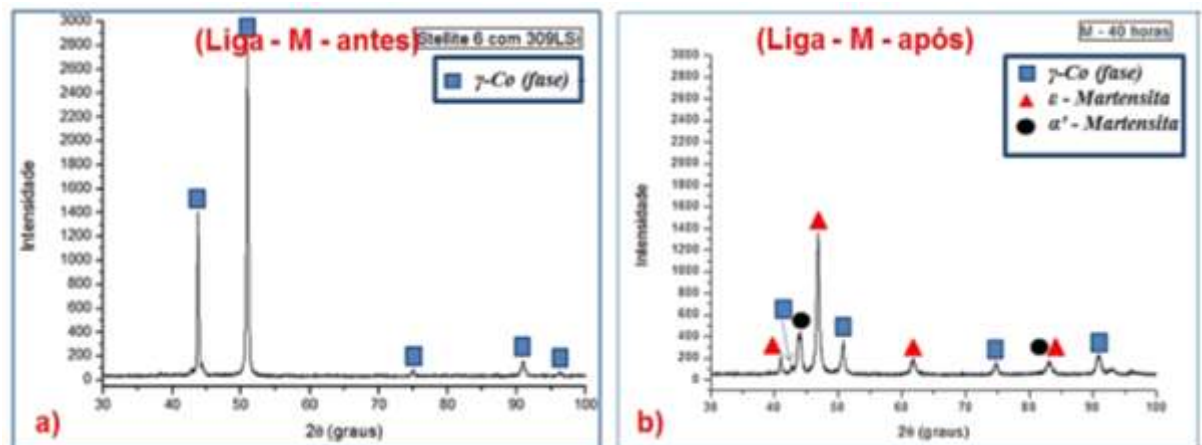


Figura 6.19 – Difratoograma DRX do revestimento de Stellite 6 com 309LSi ca (Liga M) antes e após o ensaio de cavitação

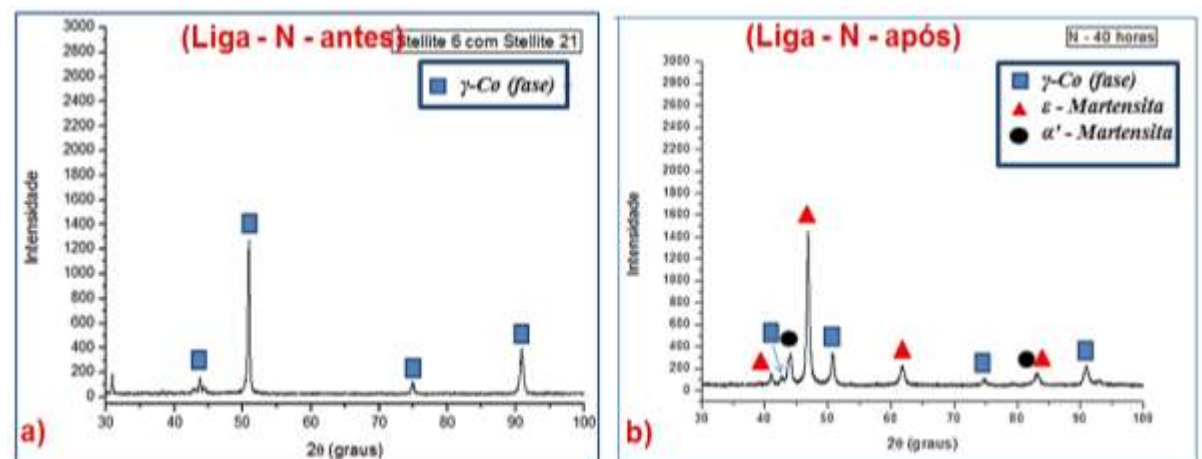


Figura 6.20 – Difratoograma DRX do revestimento de Stellite 6 com Stellite 21 ca (Liga N) antes e após o ensaio de cavitação

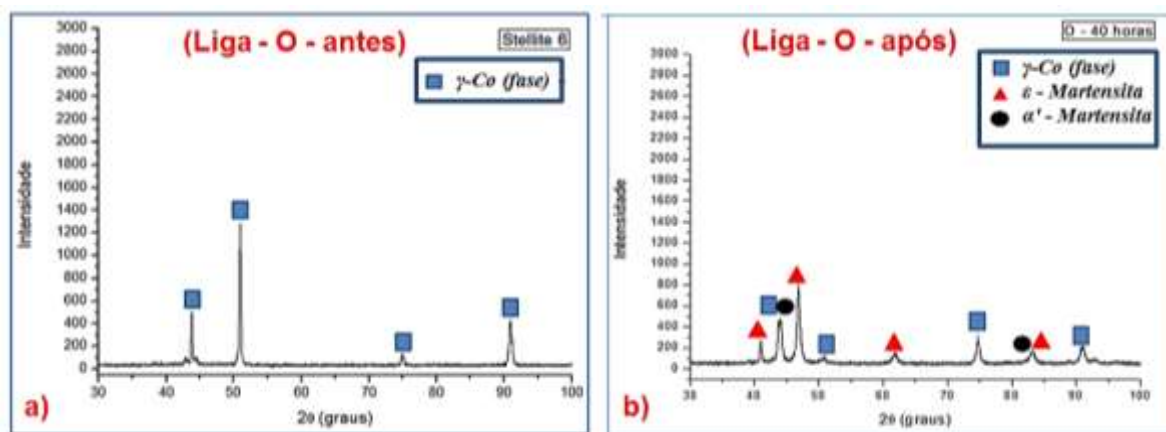


Figura 6.21 – Difratoograma DRX do revestimento de Stellite 6 sa (Liga O) antes e após o ensaio de cavitação

6.6 Análises Macrográfica da Superfície Desgastada

Na preparação das amostras para o ensaio de perda de massa por cavitação, os corpos-de-prova foram lixados até a lixa 1200 “mesh” para deixar a superfície com rugosidade linear inferior a 0,08 μm indicado pela norma G32.

A Figura 6.22 mostra as imagens dos corpos de prova após o ensaio de cavitação da superfície das amostras dos revestimentos de 309LSi pelo processo GMAW e GMAW-CW com e sem a camada de amanteigamento.

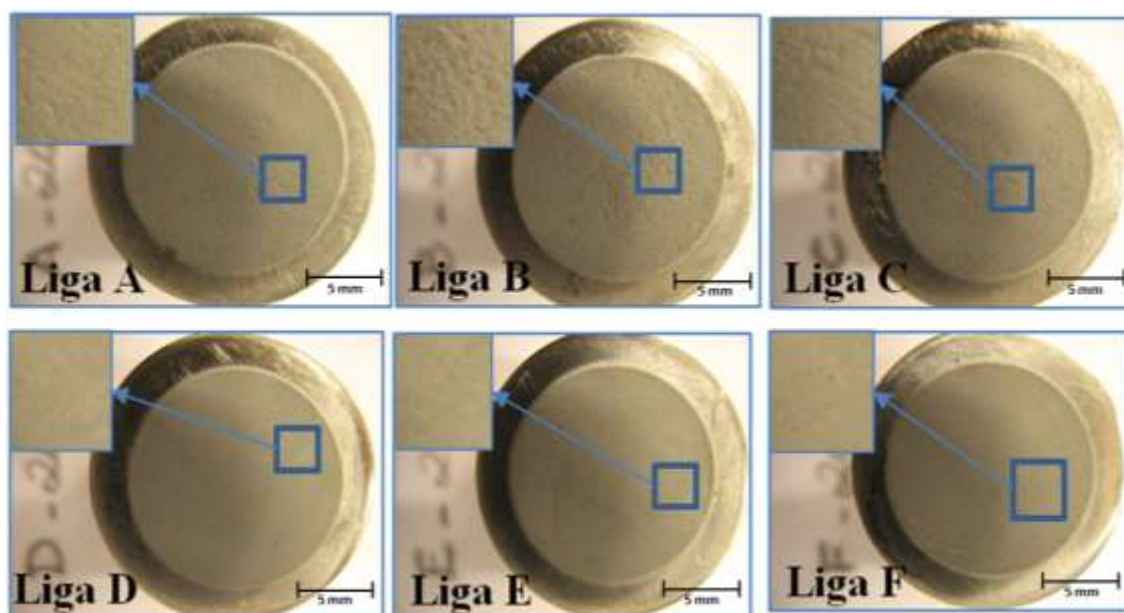


Figura 6.22 – Aspecto visual das amostras após 20 horas de ensaio de cavitação, sendo as Liga A (309LSi), B (309LSi com CoCrMo) e C (309LSi com CoCrW) com amanteigamento e D (309LSi), E (309LSi com CoCrMo) e F (309LSi com CoCrW) sem amanteigamento

As Ligas A e D de revestimentos de 309LSi com e sem amanteigamento, respectivamente, foram confeccionadas pelo processo GMAW. As demais Ligas foram confeccionadas por GMAW-CW sendo o 309LSi o arame eletrodo e os arames CoCrMo e CoCrW como os arames não energizados.

As Ligas de cobalto foram submetidas a 40 horas de ensaio de perda de massa por cavitação. Sendo as Ligas de qualidade CoCrMo, Stellite 21, mostradas as suas superfícies na Figura 6.24, apresentaram-se isentas de imperfeições na superfície e sem a observação das ranhuras iniciais do lixamento nas regiões centrais do teste. Não houve qualquer diferenciação por esta análise macrográfica entre as Ligas com ou sem amanteigamento.

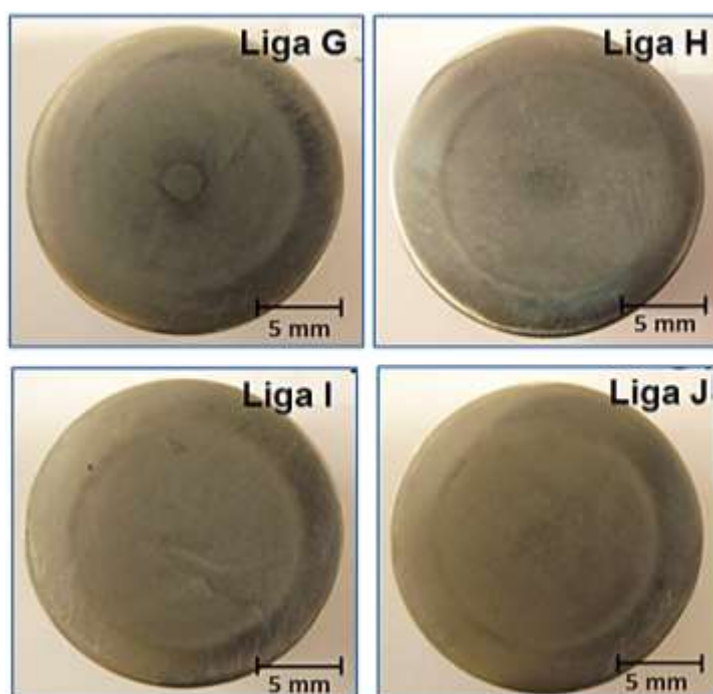


Figura 6.24 – Aspecto visual das ligas Stellite 21 pelos processos GMAW (Ligas G e J de CoCrMo) e GMAW-CW (Liga H com CoCrMo e 309LSi; Liga I com CoCrMo e Co CrW)

A Figura 6.25 mostram as imagens das amostras confeccionadas com o Stellite 6 (CoCrW), as quais se apresentam também isentas de imperfeições na superfícies perceptíveis ao exame visual. Estas imagens mostram mais nítidas as linhas de fusão entre os cordões de solda similar ao processo de corrosão, mas com o mesmo comportamento das ligas de CoCrMo. As verificações apresentadas neste item para as ligas de cobalto e correlacionando com a perda de massa, observa-se uma perda de material metálico na superfície, entretanto, com baixa taxa de erosão e baixo acúmulo de perda de massa.

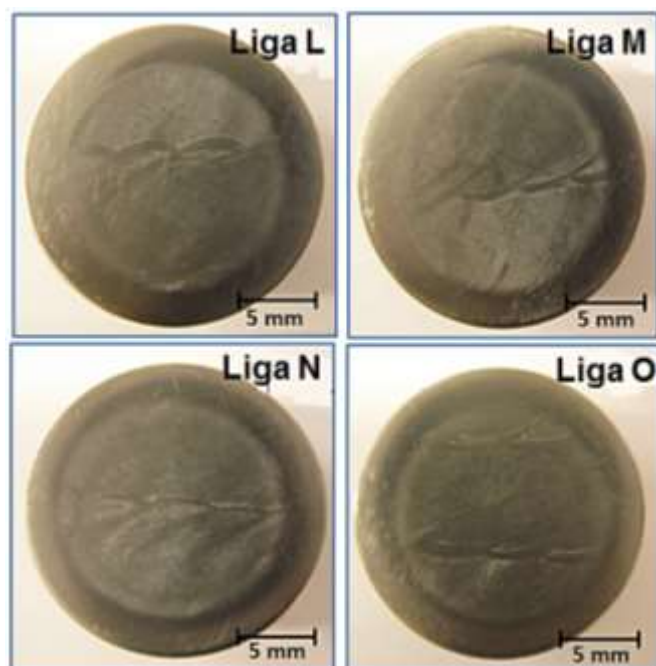


Figura 6.25 – Aspecto visual das Ligas Stellite 6 pelos processos GMAW (Ligas L e O com CoCrW) e GMAW-CW (Liga M com CoCrW e 309LSi; Liga N com CoCrW e CoCrMo)

6.7 Análises por Interferometria do Ensaio de Cavitação

6.7.1 Análise Topográfica dos Corpos-de-prova Antes do Ensaio de Cavitação

A Figura 6.26 mostra as imagens das superfícies obtidas com interferômetro a laser das amostras principais a cada grupo, similares a um escaneamento, obtidas antes do ensaio de cavitação. Nessas imagens se realizaram as primeiras análises da superfície que é o aspecto topográfico da região.

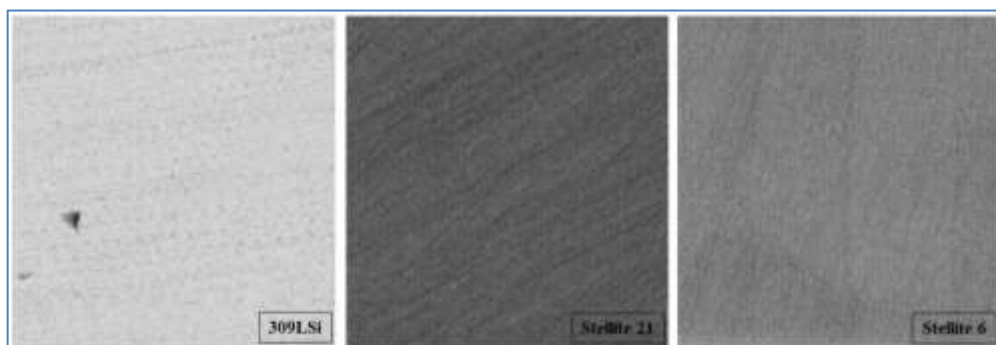


Figura 6.26 – Imagens das superfícies obtida por Interferometria a laser a serem analisadas antes do ensaio de cavitação para as Ligas principais, 309LSi, Stellite 21 e Stellite 6, Ligas A, G e L, respectivamente

Essas imagens foram retiradas na região central da superfície de cada amostra principal, sendo representadas pelos materiais 309LSi ca, Stellite 21 ca e Stellite 6, Ligas A, G e L, respectivamente. Nelas observa-se a orientação das linhas do lixamento e a distribuição das mesmas na superfície. Nota-se que as ligas de Stellite 21 e Stellite 6 apresentam maior nitidez das linhas em relação a Liga A de 309LSi.

Na Figura 6.27 são mostradas as topográficas da análise da superfície com escala de profundidade de camadas por cores. Verifica-se que as ligas de cobalto apresentam resultados próximos mesmo com cores diferentes, entretanto a escala confirma a similaridade das superfícies, observa-se que as escalas estão em 6 e 4 μm com duas cores, enquanto que a escala do 309LSi é de 16 μm com apenas uma cor predominante. Na topografia 2D apresentada, retiram-se informações das rugosidades da área e linear.

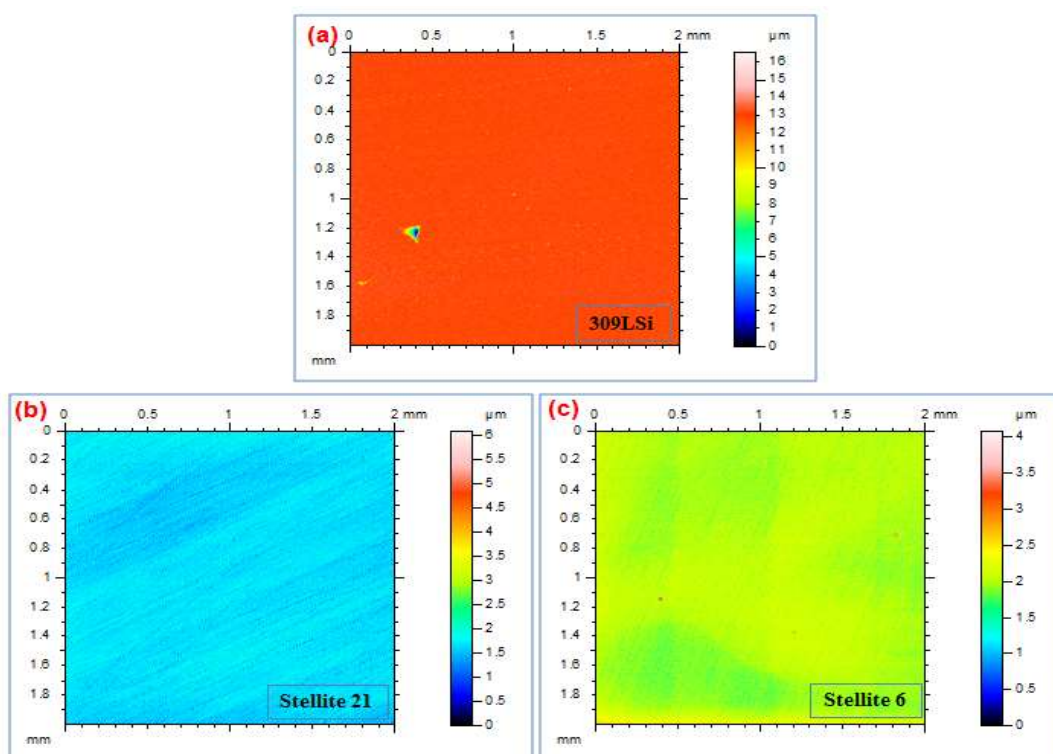


Figura 6.27 – Topografia 2D em escalas (μm) das superfícies iniciais para o ensaio de cavitação, representativas das principais Ligas: (a) 309LSi, (b) Stellite 21 e (c) Stellite 6, Ligas A, G e L, respectivamente

Na Figura 6.28 são mostradas imagens ilustrativas da topografia em 3D produzida também por interferometria a laser decorrente das topografias em 2D da Figura 6.27. Com o perfil da superfície foi possível obter informações dos parâmetros topográficos, sendo o S_a e S_q os parâmetros de rugosidade média e quadrática da superfície, respectivamente, e o R_a que é o parâmetro de rugosidade linear. Na Figura 6.28 são apresentados os resultados desses parâmetros dispostos em gráfico de colunas para melhor entendimento.

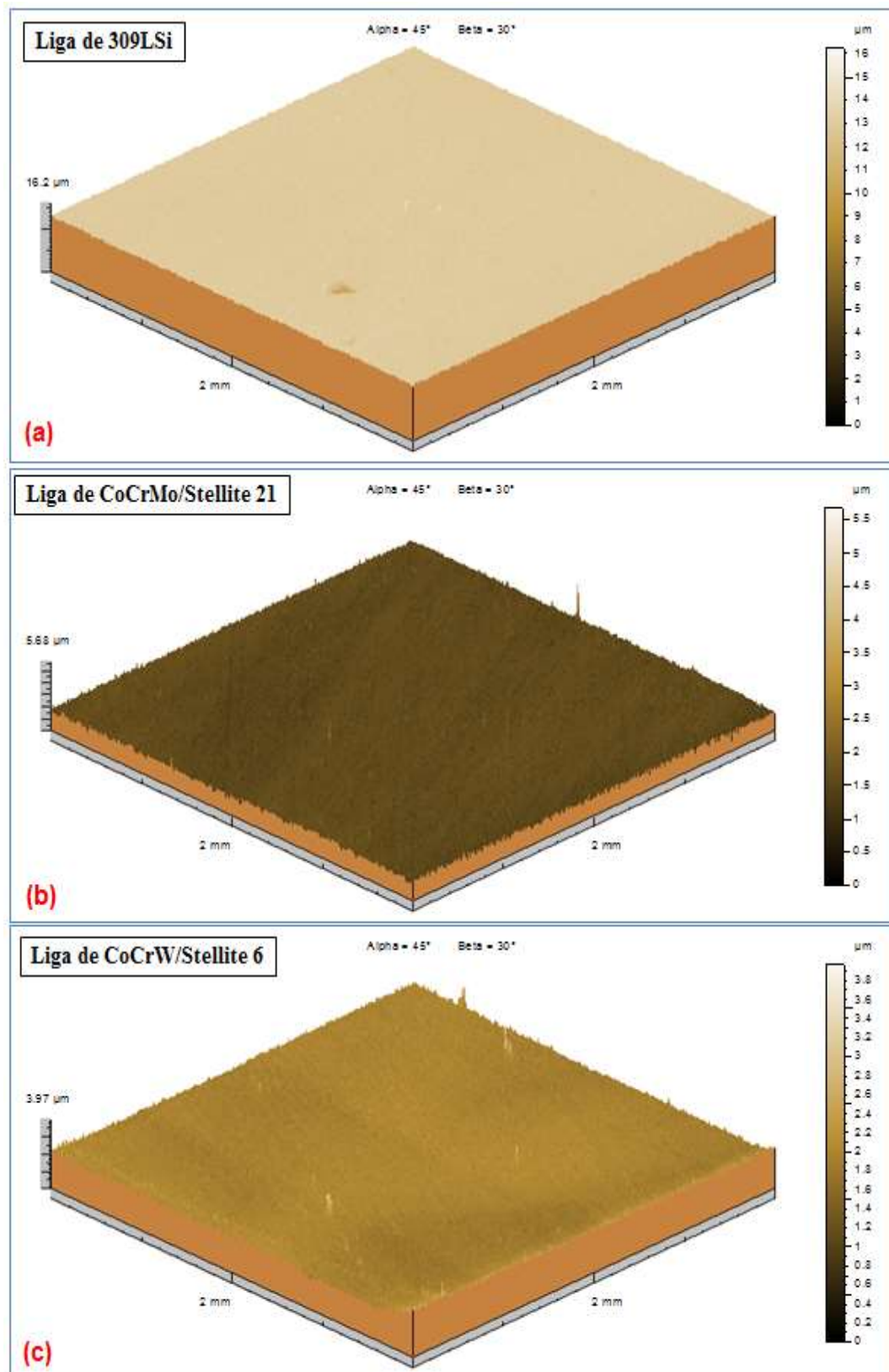


Figura 6.28 – Topografia em 3D das superfícies dos revestimentos (a) Liga 309LSi; (b) Liga Stellite 21/CoCrMo e (c) Liga Stellite 6/CoCrW

Observa-se na Figura 6.29 que as rugosidades médias da superfície (Sa) apresentaram resultados abaixo de $0,15\ \mu\text{m}$, enquanto que a média quadrática se mostra superior. A rugosidade linear (Ra) apresentou resultado inferior aos valores encontrados na rugosidade da superfície. De todas as amostras, a liga Stellite 6 teve os menores valores de rugosidade, entretanto, a liga de 309LSi tiveram os seus valores de rugosidade superior em todas as variantes, Sa, Sq e Ra.

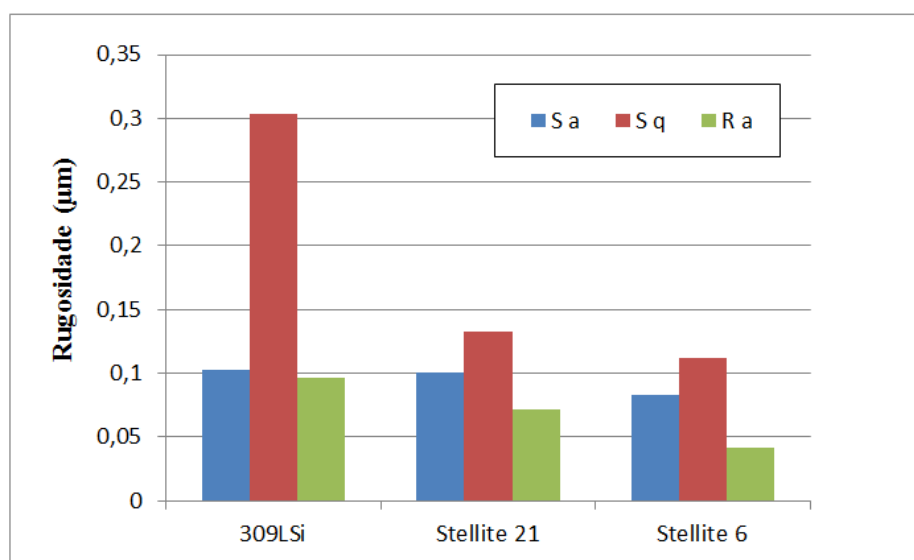


Figura 6.29 – Resultados de rugosidades, Sa, Sq e Ra das três amostras principais antes do ensaio de cavitação, 309LSi, Stellite 21 e Stellite 6

Os resultados de rugosidades mostram as amostras se adequando para serem submetidas ao ensaio de cavitação, tendo como base a norma ASTM G32 requerendo rugosidade linear Ra $\leq 0,8\ \mu\text{m}$ para início dos testes.

6.7.2 Análise Topográfica dos Corpos-de-prova Após o Ensaio de Cavitação

Após os testes de cavitação acelerada por gerador ultrassônico, as amostras foram submetidas à análise por interferômetro a laser, o qual foi realizado semelhante para as amostras iniciais, mapeou uma área de 2 mm X 2 mm na região central e apresentou as topografias 2D e 3D assim como as análises de superfície e de rugosidade.

A Figura 6.30(a) e 6.30(b) mostram as topografias em 3D dos revestimentos de 309LSi com e sem amanteigamento, Liga A e D, respectivamente. Nota-se que a Liga A apresenta-se mais erodida em comparação com a Liga D, a deposição sobre a camada de amanteigamento resultou numa maior perda de material em decorrência da alta taxa de erosão (como apresentado anteriormente) em relação à Liga A, aproximadamente 3 vezes maior.

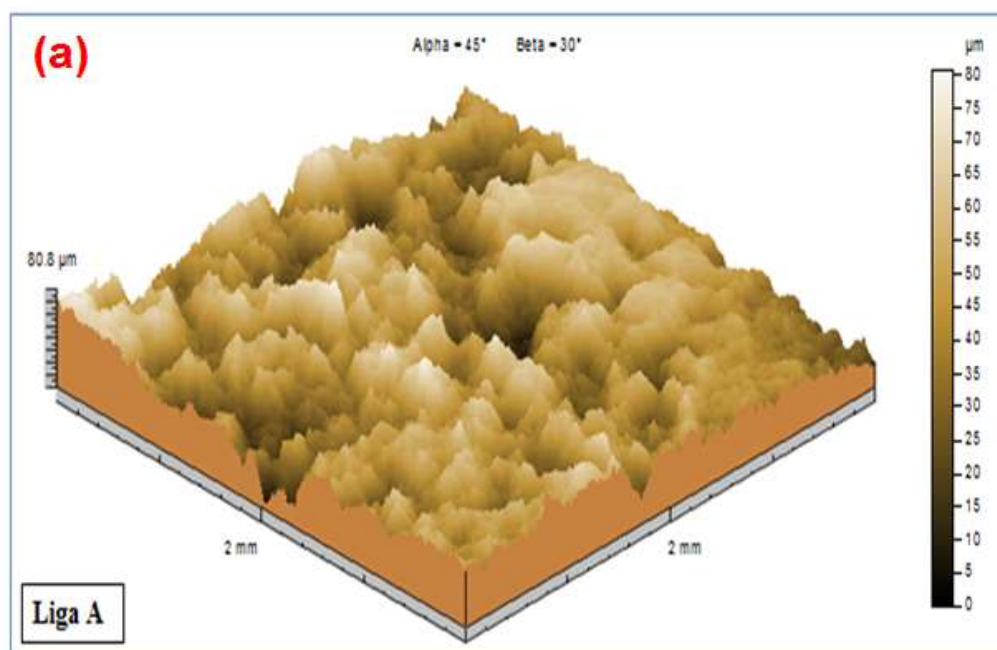


Figura 6.30(a) – Topografia em 3D das Ligas: A - 309LSi por GMAW com amanteigamento

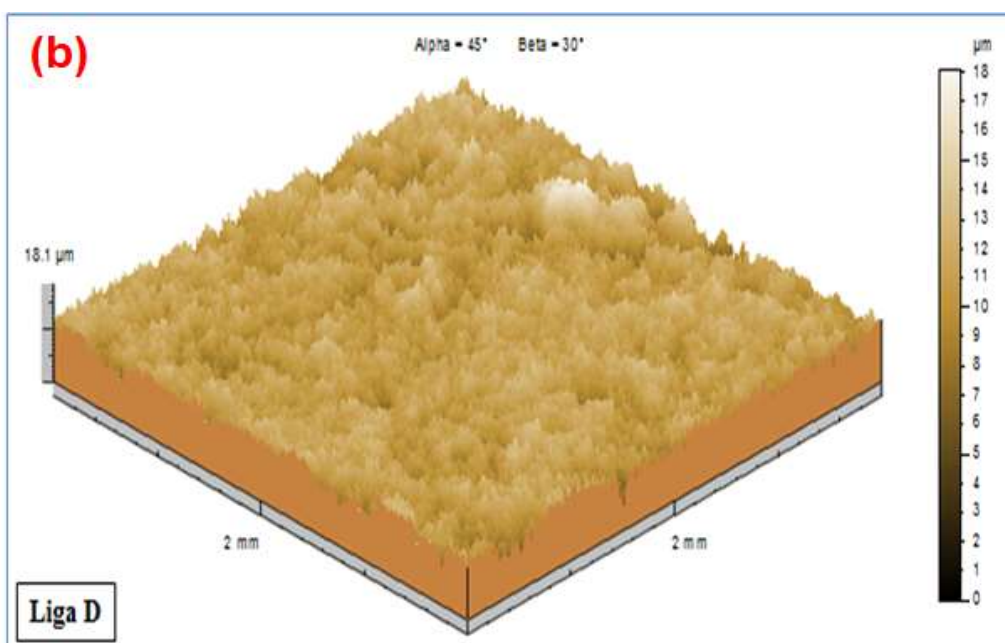


Figura 6.30(b) – Topografia em 3D das Ligas D – 309LSi por GMAW sem amanteigamento

As Ligas B, E e C e F, mostradas nas Figuras 6.31(a), 6.31(b) e 6.32, quando comparadas pelas mesmas qualidade dos depósitos, apresentaram comportamento similar aos encontrados nas Ligas A e D, ou seja, com influencia da camada de amanteigamento do substrato, os revestimentos aplicados sobre o substrato sem a camada de amanteigamento tiveram menor perda de massa devido a presença de do alto teor de ferro no metal que compõe a superfície.

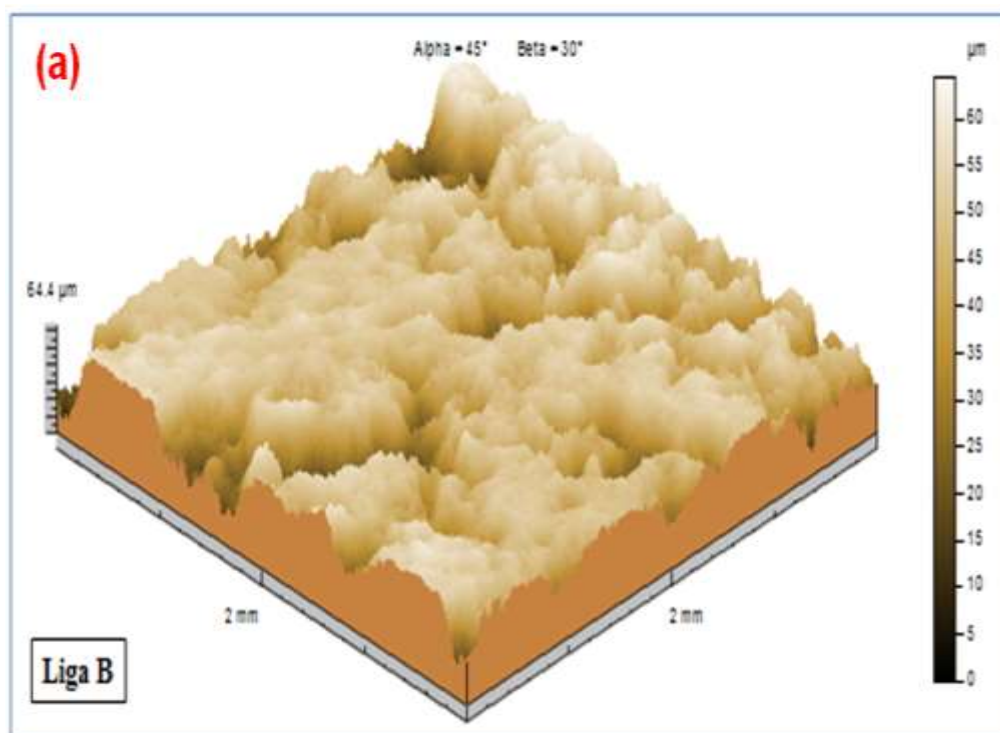


Figura 6.31(a) – Topografia em 3D das Ligas B, 309LSi com Stellite 21 por GMAW-CW, com amanteigamento

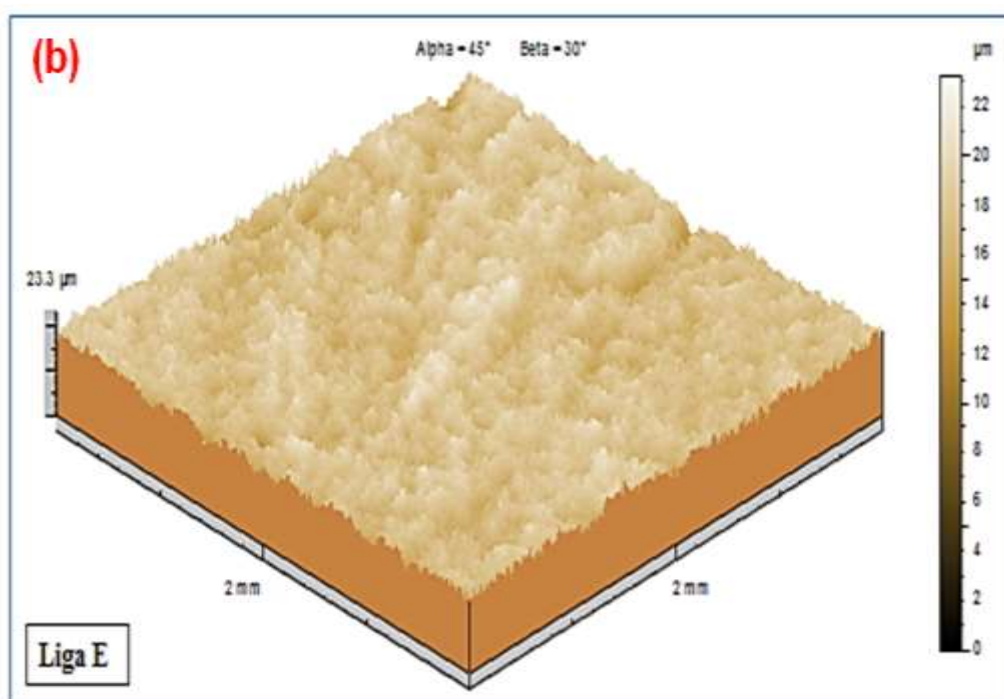


Figura 6.31(b) – Topografia em 3D das Ligas E, 309LSi com Stellite 21 por GMAW-CW, sem amanteigamento

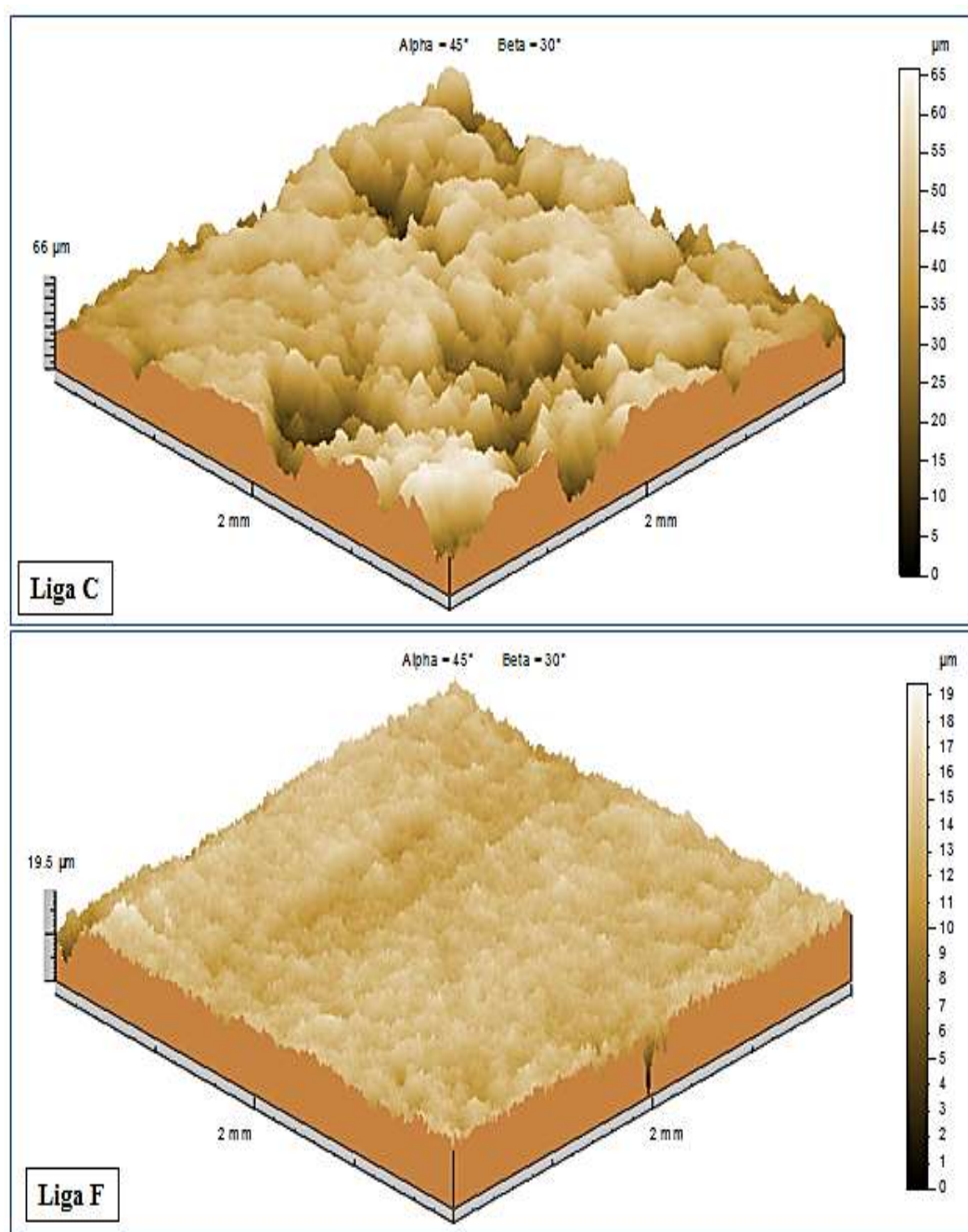


Figura 6.32 – Topografia em 3D das Ligas C e F, 309LSi com Stellite 6 por GMAW-CW, com e sem amanteigamento, respectivamente

Os resultados das rugosidades da superfície e linear são apresentados na Figura 6.33 em forma de gráfico de colunas mostrando todas as Ligas de 309LSi de A a F pelos processos GMAW e GMAW-CW. Assim como na análise do perfil topográfico em 3D, são notórias a maior resistência ao desgaste para os materiais sem a camada de amanteigamento do substrato. As rugosidades da superfície (S_a e S_q) apresentam maiores respostas do que a rugosidade linear (R_a), esses resultados são obtido a partir de análise estatística pelo próprio analisador auxiliar ao interferômetro.

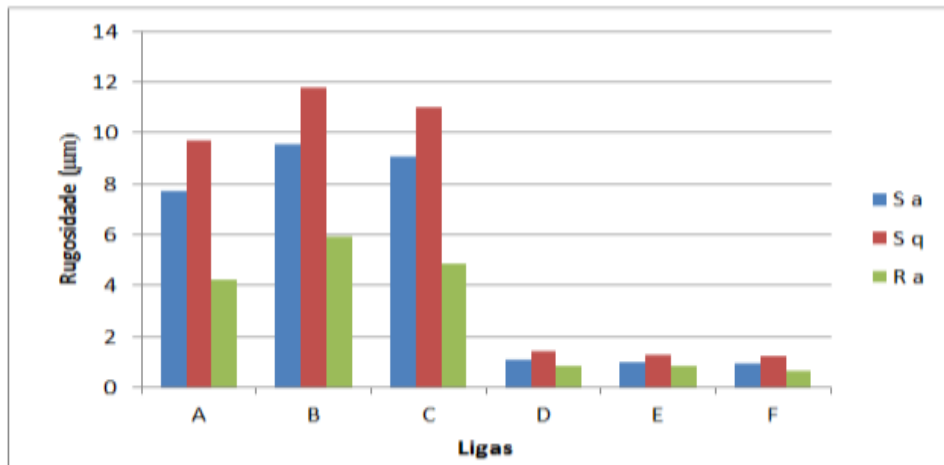


Figura 6.33 – Rugosidade das ligas confeccionadas por 309LSi por GMAW (A e D) e GMAW-CW (B, C, E e F), com e sem amanteigamento, onde Sa é a rugosidade média da área, Sq a rugosidade quadrática da área e Ra a rugosidade média linear

Na análise das imagens do perfil topográfico da superfície das ligas de Stellite 21, conforme mostrado nas Figuras 6.34(a, b, c e d), observa-se uma menor deformidade da superfície por erosão e perda de massa em comparação as ligas de 309LSi. Verifica-se que a alta concentração de cobalto nas ligas facilitou a transformação de fase reduzindo a erosão. Já o efeito da camada de amanteigamento se mostrou com menor resistência ao comparar as ligas Stellite 21 por GMAW com e sem amanteigamento, ou seja, este revestimento sem o recobrimento com 309 apresentou menor perda de massa na superfície.

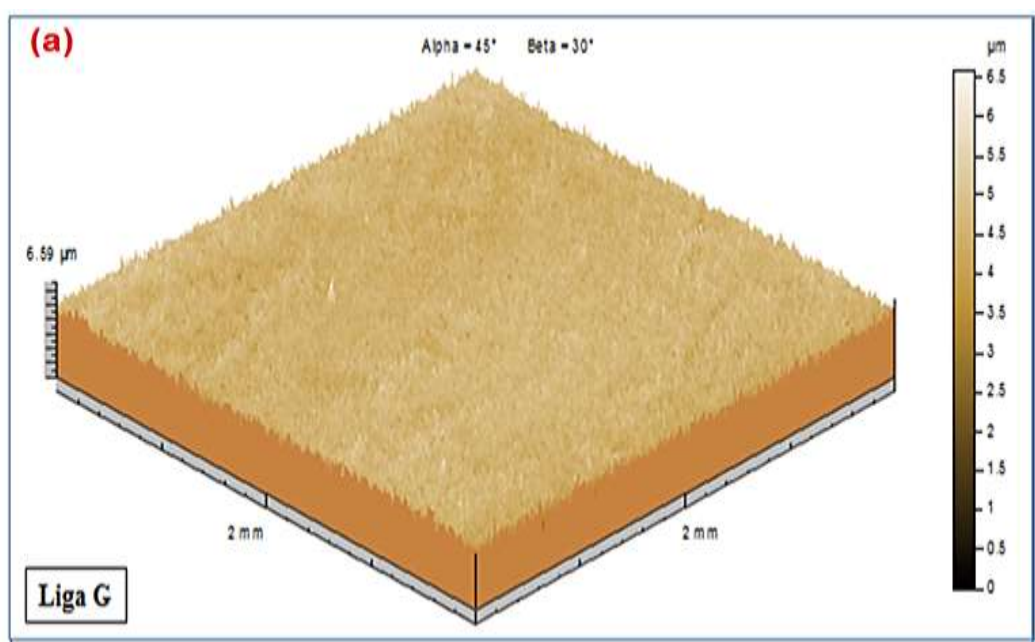


Figura 6.34(a) – Perfil topográfico em 3D da Liga G confeccionadas por Stellite 21 por GMAW com amanteigamento

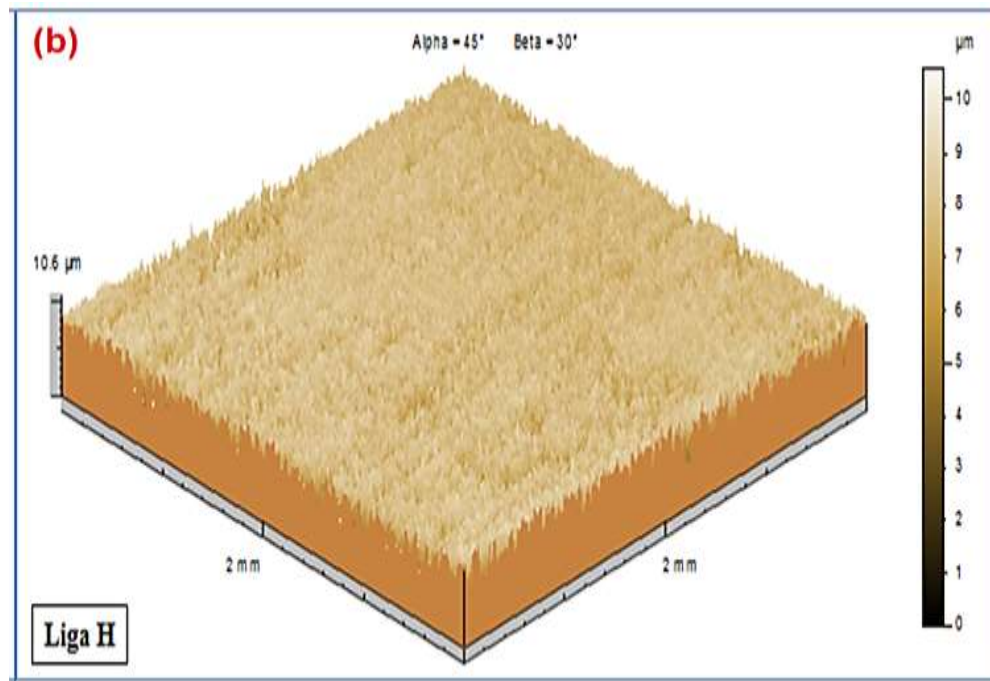


Figura 6.34(b) – Perfil topográfico em 3D da Liga H confeccionadas por Stellite 21 com 309LSi por GMAW-CW e com amanteigamento

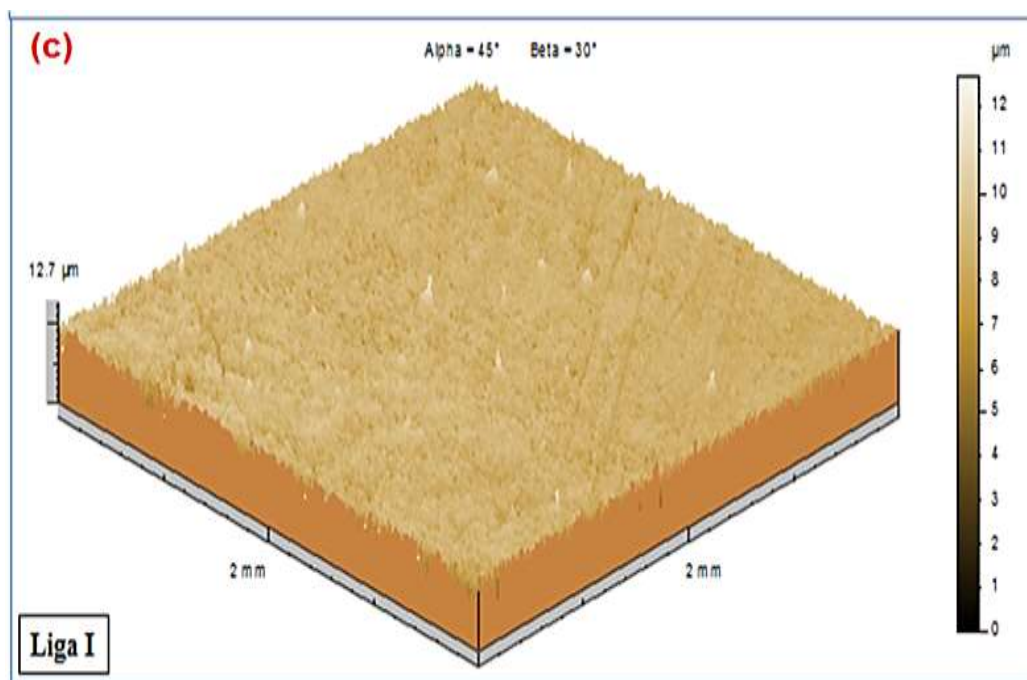


Figura 6.34(c) – Perfil topográfico em 3D da Liga I confeccionadas por Stellite 21 com Stellite 6 por GMAW-CW e com amanteigamento

A topografia da amostra da Liga J é referente ao revestimento depositado sobre o substrato sem a camada de amanteigamento. Sendo observada a boa qualidade dessa superfície com baixas irregularidades decorrentes da erosão por cavitação.

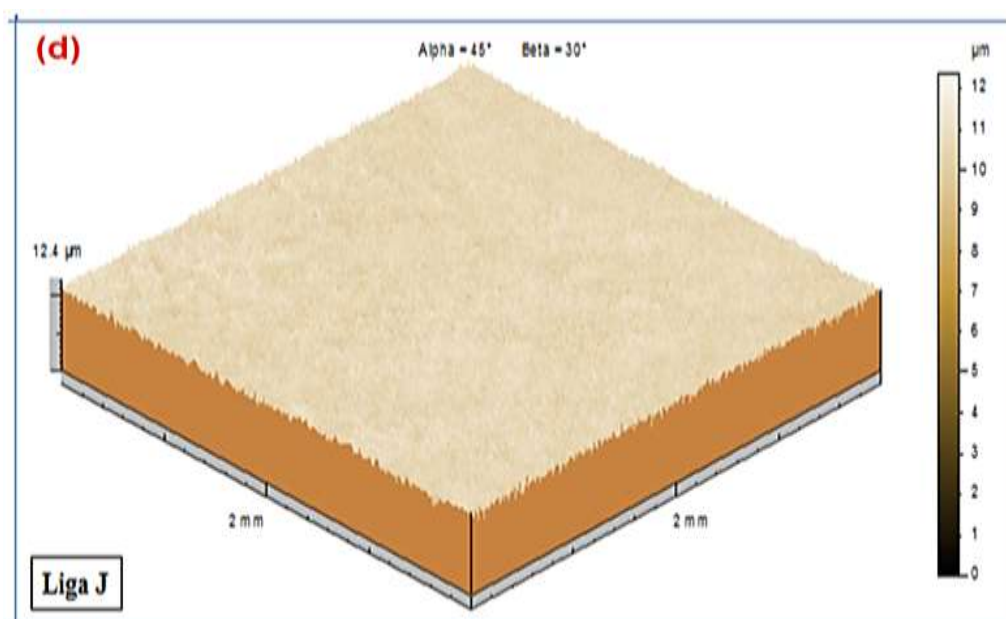


Figura 6.34(d) – Perfil topográfico em 3D da Liga J confeccionadas por Stellite 21 por GMAW sem amanteigamento

As Figuras 6.35(a, b, c e d) mostram os perfis topográficos dos revestimentos confeccionados com o arame eletrodo de cobalto Stellite 6 (CoCrW) pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-CW, os quais apresentaram deformações menos acentuadas na superfície analisada decorrentes da erosão por cavitação com retirada de material em determinadas regiões de desgaste preferencial de irregularidade na superfície.

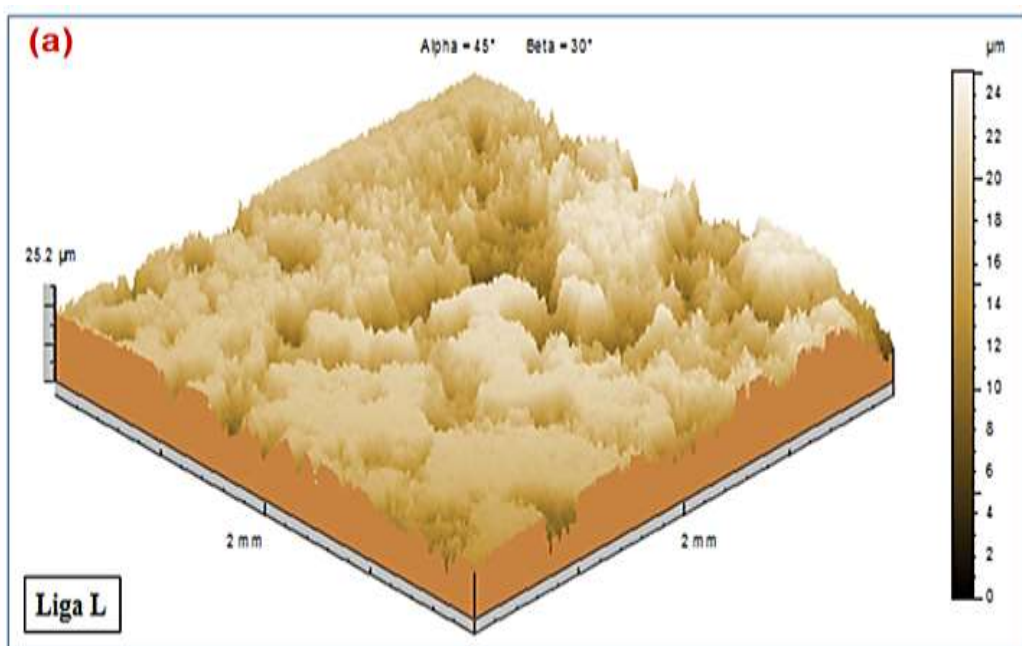


Figura 6.35(a) – Perfil topográfico em 3D da Liga L confeccionadas por Stellite 6 por GMAW com amanteigamento

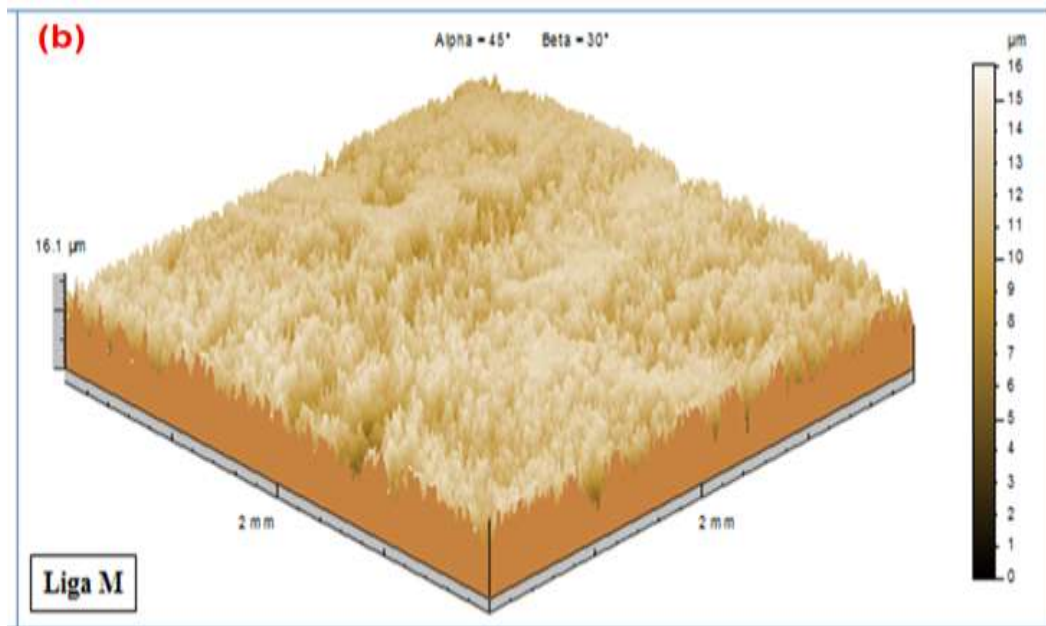


Figura 6.35(a) – Perfil topográfico em 3D da Liga M confeccionada por Stellite 6 com 309LSi por GMAW-CW e com amanteigamento

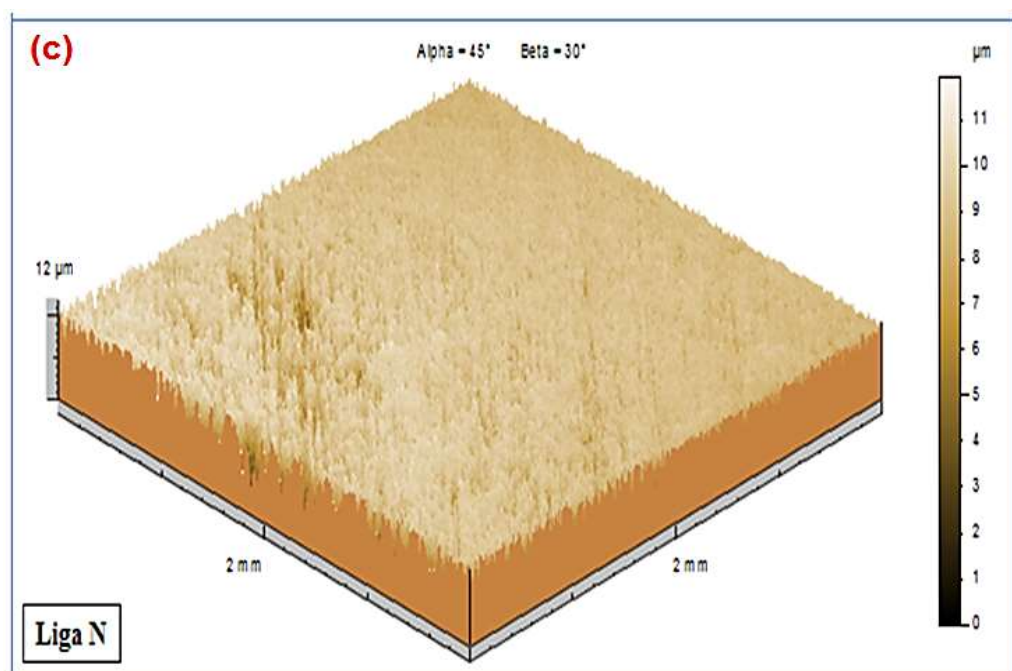


Figura 6.35(b) – Perfil topográfico em 3D das ligas confeccionadas por Stellite 6 por GMAW (L e O) e GMAW-CW (M e N), com e sem amanteigamento

Na Figura 6.35(d) é mostrada a topografia em 3D para a Liga O revestimento este confeccionado pelo processo GMAW-CW deposita sobre o substrato sem amanteigamento do metal de base.

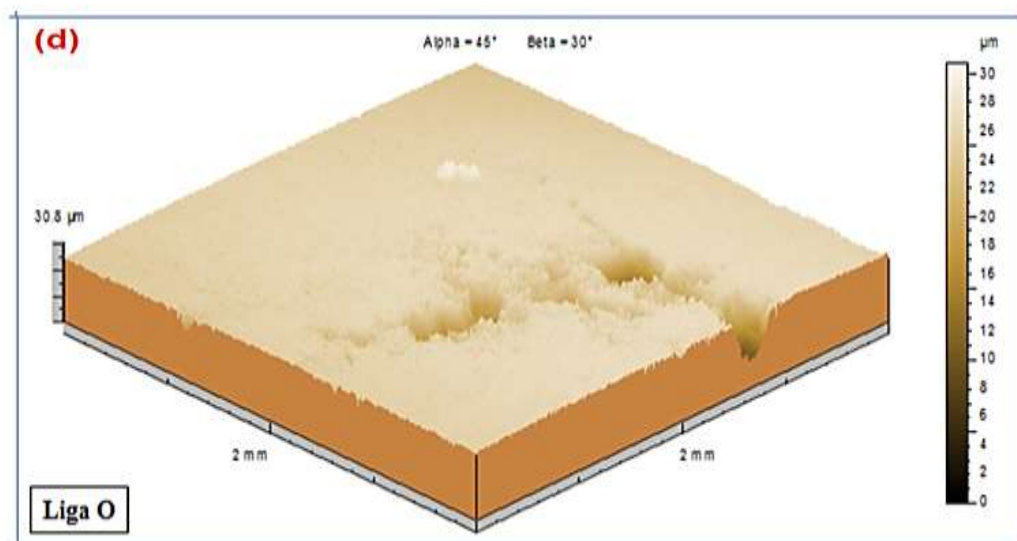


Figura 6.35(a) – Perfil topográfico em 3D das ligas confeccionadas por Stellite 6 por GMAW (L e O) e GMAW-CW (M e N), com e sem amanteigamento

Ainda com a superfície deformada, a Liga O, CoCrW sem amanteigamento, apresentou-se com melhor qualidade topográfica e o recobrimento com maior resistência ao desgaste em comparação as Ligas de CoCrW nas outras situações de igual comportamento com a Liga CoCrMo discutida anteriormente.

Na Figura 6.36 são apresentados os resultados em organograma das rugosidades analisadas para as Ligas de cobalto, Stellite 21 e Stellite 6, nesses observa-se as rugosidades foram maiores para as Ligas de CoCrW (L, M, N e O) ratificando o paragrafo anterior. Com a introdução de Mo na poça de fusão, como arame frio na Liga N, promoveu menores valores de rugosidade.

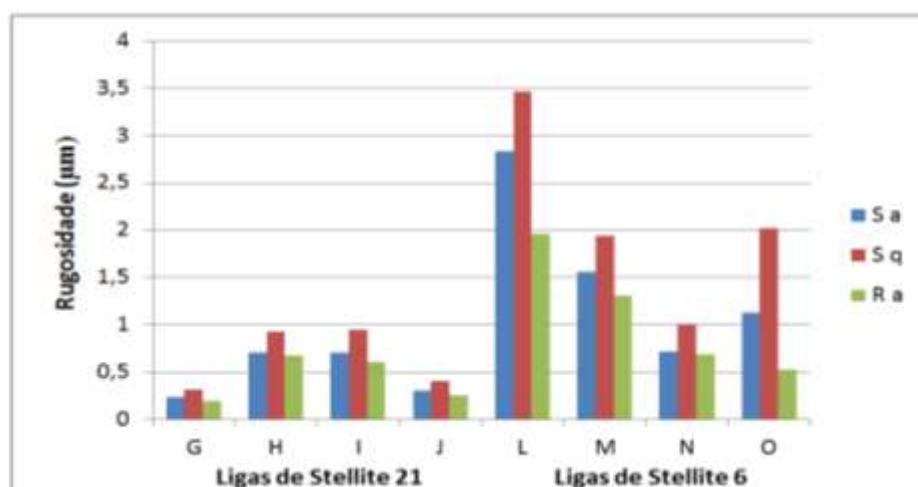


Figura 6.36 – Rugosidade das ligas de cobalto Stellite 21 e Stellite 6 confeccionadas por GMAW (G, J, L e O) e GMAW-CW (H, I, M e N), com e sem amanteigamento

Num comparativo geral das Ligas de cobalto correlacionadas com a rugosidade, verifica-se as Ligas de Stellite 6 (CoCrW) essas apresentaram maior deformidade na superfície, no entanto, a perda de massa deste material apresentou maior resistência ao desgaste erosivo. Isto nos induz a reafirmar que no caso do Co e W não se aplica a regra de maior rugosidade maior a perda de massa.

No geral, as ligas de cobalto tiveram os menores valores de rugosidade, sendo as ligas Stellite 21 com menor valor. No entanto, as ligas de Stellite 6 mesmo com altos resultados das rugosidades apresentaram as menores taxas de erosão por cavitação.

6.8 Análises por MEV-EDS das Superfícies Erodidas por Cavitação

6.8.1 Análise das amostras antes do ensaio de cavitação

Nas análises por MEV das superfícies foram observadas as imagens de melhor qualidade focal com várias resoluções nas configurações de topo, sombra ou composto. As Figuras 6.37, 6.38 e 6.39 apresentam as amostras iniciais antes do ensaio de cavitação para as Ligas A (309LSi ca), G (Stellite 21 ca) e Liga L (Stellite 6 ca), respectivamente. São apresentados dois aumentos ópticos, com 500X para verificar o perfil da superfície, e com 2000X para observação com mais detalhes a área a ser submetida a análise por EDS.

Na Figura 6.37, as imagens representam as Ligas de 309LSi, nas quais se observam as linhas marcantes na superfície devido ao lixamento. Nas Figuras 6.38 e 6.39, verificam-se as superfícies dos revestimentos de cobalto Stellite 21 e Stellite 6, nas quais foram possíveis identificar com baixa nitidez alguns constituintes microestruturais dos materiais bem como também se verificam as linhas do lixamento.

Na Figura 6.37(a e b) são mostradas as análises por EDS de uma região da amostra da Liga A constituída pelo arame 309LSi sobre o amanteigamento. Observa-se na Figura 6.37 (c) os picos referentes aos elementos ferro, cromo, níquel, manganês e silício característico ao material austenítico da série 300.

Na Tabela 6.3 são apresentados os percentuais de elementos químicos identificados na análise por EDS da área da amostra do material de 309LSi. Verifica-se o alto teor de ferro, cromo e níquel. A não verificação do teor de carbono foi devido a não especificação pontual da região a ser analisada, e este elemento pode ser encontrado na análise por EDS das fases estruturais desta amostra observadas na secção transversal ou nos pontos específicos no término do teste de cavitação.

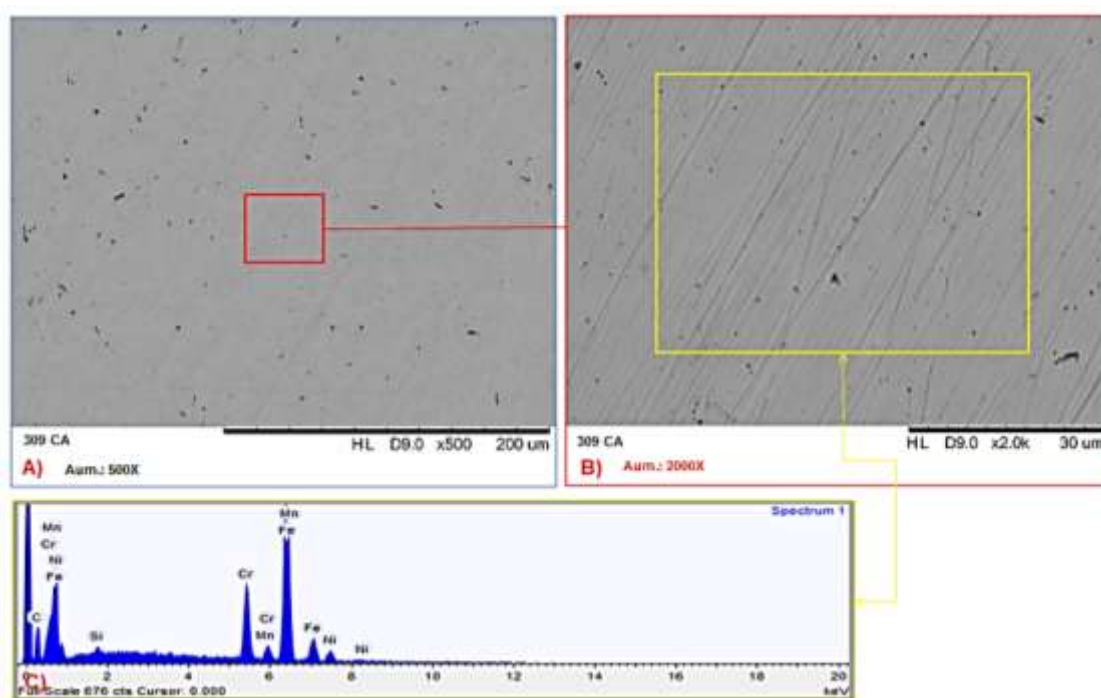


Figura 6.37 – MEV da superfície da amostra de 309LSi (Liga A), onde: A) aumento de 500X, B) 2000X e C) espectrograma da área indicada

Tabela 6.3 – Análise química por EDS da superfície lixada do material 309LSi (Liga A)

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
% na área	0,63	18,01	1,54	71,90	7,90

Ainda na Tabela 6.3, se verificam que os depósitos por soldagem mantiveram as concentrações relativas de elementos de Liga de alto teor de Fe e Cr, e presença de Ni, Mn e Si. Esta concentração de elementos, determinada por EDS, estão de acordo aos valores determinados por espectrometria atômica da análise química da superfície, presente na Tabela 5.7 do Item 5.10.3. As variações de composição de elementos de Ligas determinados neste momento, antes do ensaio de perda de massa em relação ao fornecido pelo fabricante, é devido a diluição do metal de adição (Tabela 3.3) sobre o substrato de diferentes percentuais em massa.

Na verificação da Figura 6.38 referente ao revestimento de cobalto do tipo Stellite 21 (CoCrMo), após lixamento, observa-se também as linhas marcantes do preparo da superfície por lixamento. No entanto, este material apresentou regiões claras em formas de ilhas dispersas na microestrutura do revestimento, sendo estas submetidas ao EDS para caracterização química e espectrograma apresentado também nesta figura. As percentagens dos elementos de liga do Stellite 21 obtidas por EDS são mostradas na Tabela 6.4 deste material.

Os elementos encontrados na Tabela 6.4, que apresentaram alto teor de cobalto, durante a soldagem, tiveram modificações percentuais de elementos de liga em decorrência da diluição do metal de adição com o substrato. Por esse efeito, a região clara indicada na Figura 6.38 (d) se apresentam ricas em Co, Cr e Mo, similar a área total na Figura 6.38 (c).

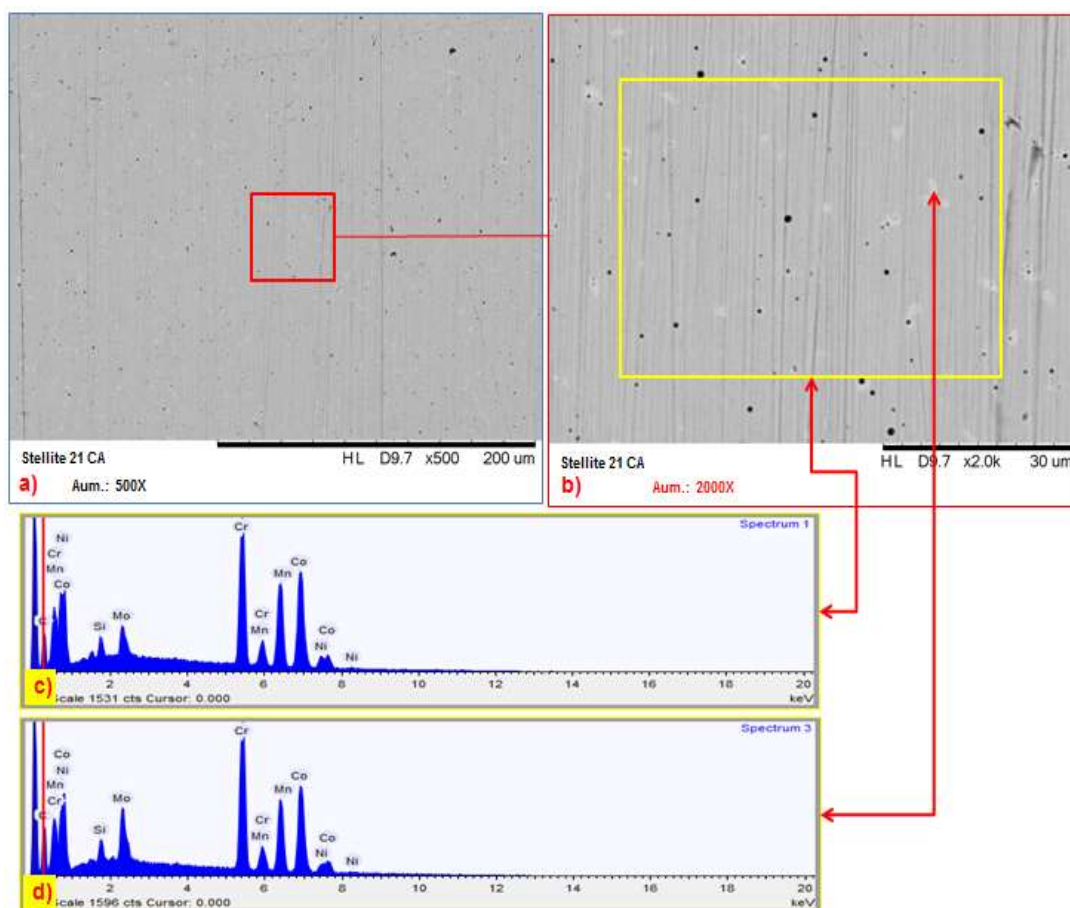


Figura 6.38 – MEV da superfície da amostra de Stellite 21 (Liga G), onde: (a) aumento de 500X, (b) 2000X, (c) Espectrômetro da área e (d) espectrômetro da região clara

Tabela 6.4 – Análise química do espectrograma da superfície do Stellite 21 (Liga G)

Elementos	Si	Cr	Mn	Co	Ni	Mo
% total da área	1,73	35,58	2,18	46,89	7,30	6,29
% região clara	1,88	36,24	2,23	43,23	5,60	10,80

Na Figura 6.39, são apresentadas as imagens da liga de Stellite 6 em uma área desta amostra e em dois aumentos focais. Nesta ultima foram realizadas as análises por EDS e observadas duas regiões, uma clara e a outra escura, as quais apresentaram espectrogramas semelhantes, mas de intensidades de raios diferentes. A Tabela 6.5 mostra os percentuais dos elementos químicos dessas análises por EDS referente às Figuras 6.39 (c) e (d) nas quais são verificadas regiões com a presença de cobalto, cromo e tungstênio,

diferindo-se em quantidades, sendo a região escura apresenta alto teor de carbono e manganês referentes às suas fases microestruturais.

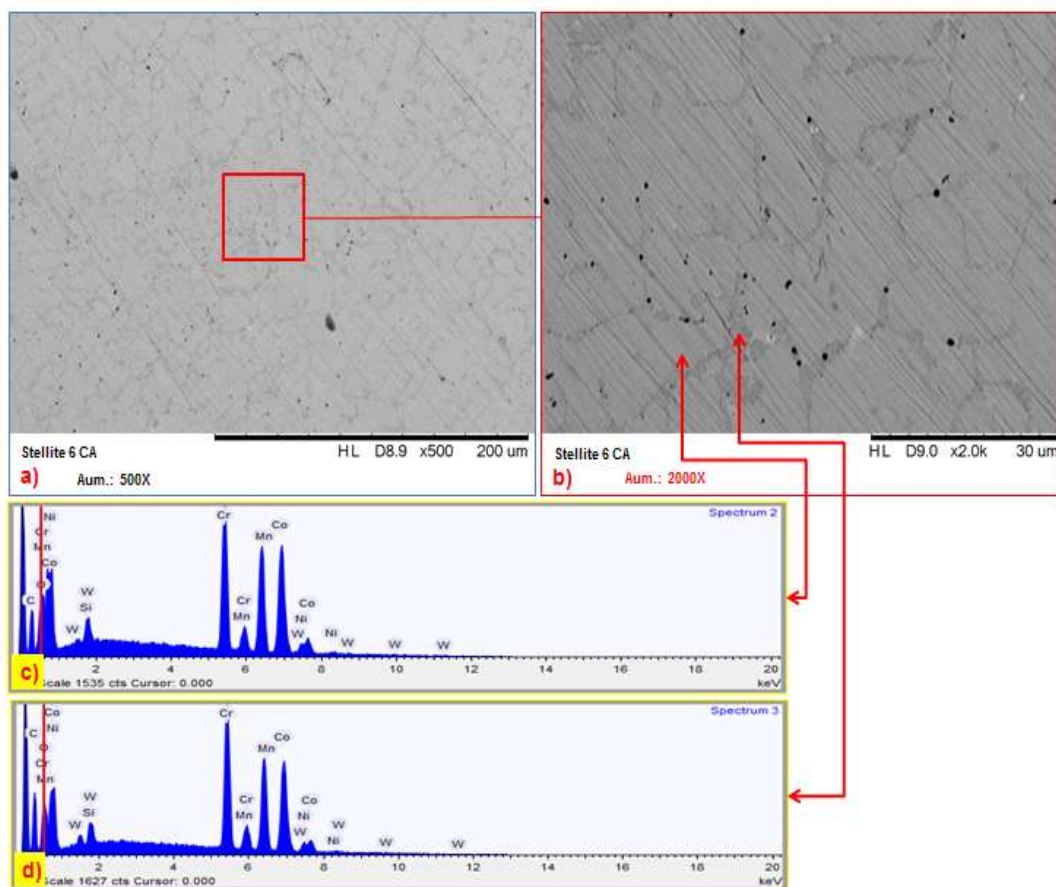


Figura 6.39 – MEV da superfície da amostra de Stellite 6 (Liga L), onde: A) aumento de 500X e B) 2000X, C) Espectrômetro da região clara e D) espectrômetro da região escura

Tabela 6.5 – Análise química do EDS na superfície lixada do Stellite 6 (Liga L)

Elementos	Si	Cr	Mn	Co	Ni	W	C
% região clara	1,33	34,36	1,97	50,38	5,82	3,07	0,83
% região escura	1,33	36,41	2,40	45,86	6,09	2,73	1,40

Malayoglu e Neville (2005), Podrez-Radziszewska et al., (2010) e Giacchi et al., (2011) citam que as ligas de cobalto do tipo Stellite se apresentam com maior resistência ao desgaste em decorrência do endurecimento por precipitação causada por carbonetos interdendríticos de elementos de liga. Entre estes carbonetos estão os tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C e MC com seus espectros característicos a cada um dependendo da concentração de elementos de liga adicionado a base de Co. De acordo com as análises por EDS desta pesquisa, mostradas nas Figuras 6.38 e 6.39, encontram-se coerentes com as pesquisas do autores citados acima.

6.8.2 Análise por MEV-EDS das amostras após o ensaio de perda de massa

Após o ensaio de erosão por cavitação, as amostras foram novamente submetidas à análise por MEV-EDS para observarem-se as possíveis variações da morfologia da superfície e análise de composição química. Nesse momento, estas análises foram realizadas para verificar o efeito do desgaste por cavitação sobre as superfícies de cada material analisada.

Devido ao desgaste elevado com alta deformidade da superfície das ligas confeccionadas com arame eletrodo de 309LSi, foi selecionado e apresentado apenas a análise da amostra A (309LSi com amanteigamento) representando as ligas austeníticas. Como esta escolha tem-se na Figura 6.2 de acúmulo de perda massa, mostrando a 309LSi (Liga A) como uma das ligas resistentes ao desgaste por cavitação, e dentre as demais Ligas B a F apresentaram valores acima de 0,005 g em um período de 20 horas de ensaio. A Figura 6.40 mostra as características da superfície representada para esses materiais e o efeito da cavitação sobre a morfologia do revestimento provocada pelo desgaste erosivo. As imagens foram apresentadas em três formatos: composto (H); topo (H T) e sombra (H S) em vários aumentos ópticos. Estes formatos mostram o relevo, vales, picos e características da rugosidade da superfície. No detalhe, especificado por EDS, é mostrada a região de análise química por área e/ou por pontos específicos.

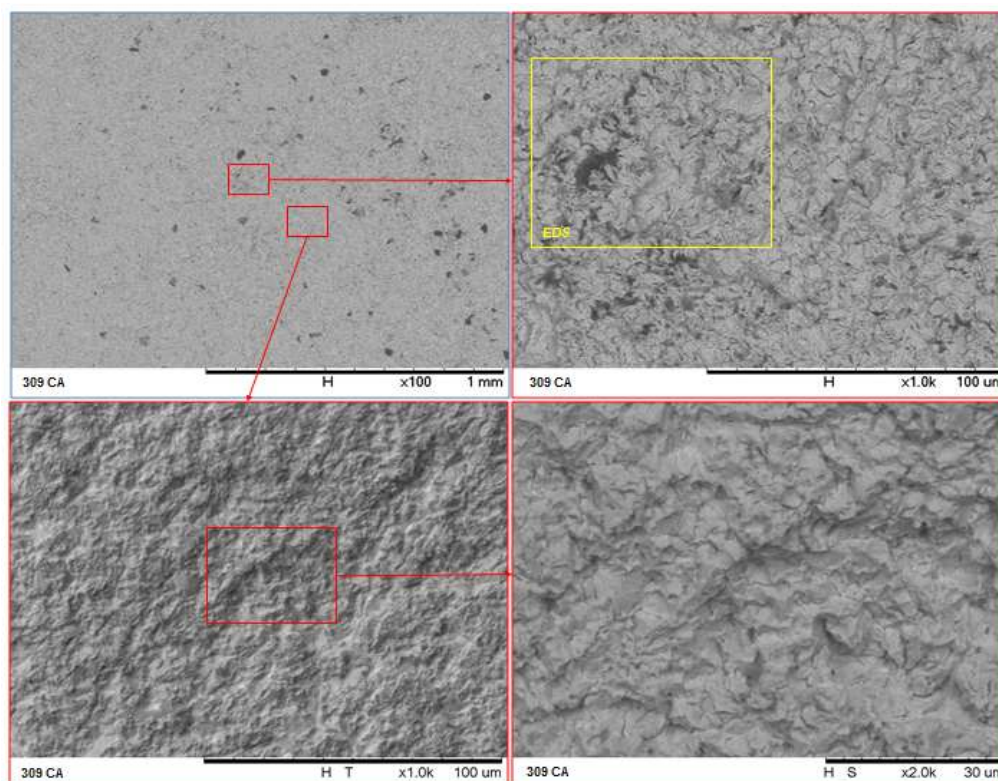


Figura 6.40 – Imagens por MEV para a Liga A, 309LSi com amanteigamento em três aumento: 100X (x100), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Na Figura 6.41 são apresentados os espectrogramas das análises por EDS dos pontos e área selecionada na imagem por MEV da Liga A. O Ponto 1, é referente a área mostrada na Figura 6.41 (a) e (b) o seu respectivo espectro, apresentando-se característico ao material e similar ao Ponto 3 (d) de pontos menos erodidos, nesses são mostrados os picos dos elementos Fe-Cr-Ni-Mn-Si. No espectro referente ao Ponto 2, (c), é mostrado o ponto no vale mais profundo o qual contém baixos teores de cromo, níquel e ferro com altos valores de silício e carbono conforme observado na Tabela 6.6. O Ponto 4 refere aos vales de média profundidade, foram observados altos teores de ferro na estrutura com elevada quantidade de níquel conforme verificado na tabela de composição química da imagem.

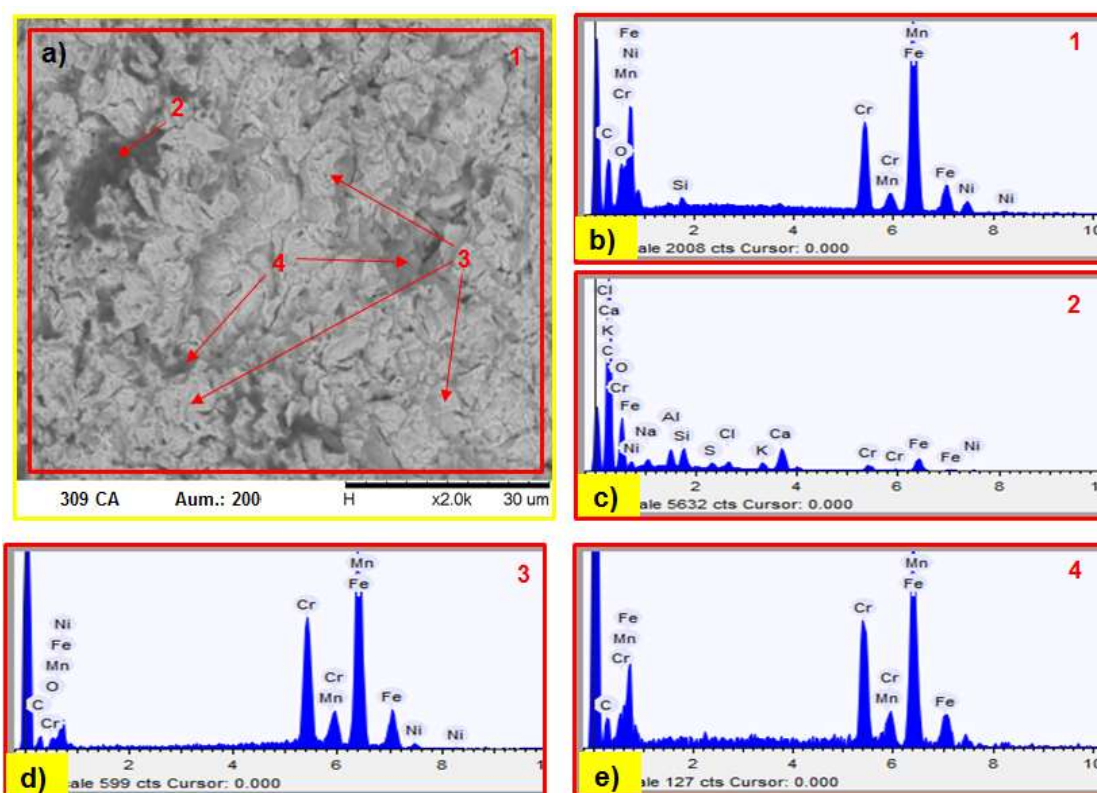


Figura 6.41 – Análise por MEV-EDS da Liga A (309LSi) após 20 horas, onde: a) imagem MEV; b) espectrograma da região 1; c), d) e e) espectrogramas das regiões 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.6 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 20 horas do material 309LSi

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	C
1	--	24,24	1,02	67,43	2,96	0,36
2	3,78	4,16	--	15,09	0,83	15,82
3	--	22,30	1,34	70,83	2,80	0,19
4	0,61	17,90	1,71	67,82	6,94	1,36

Na observação das ligas austeníticas representadas aqui pela Liga A (309LSi ca), a sua superfície totalmente erodida com deformidades foi decorrente da cavitação após o período de 20 horas. Sendo os aspectos visuais e de morfologia dessas deformidades semelhantes as demais superfícies observadas para as outras ligas revestidas pelo arame eletrodo 309LSi, Ligas de A a F, produzidos pelos processos GMAW e GMAW-CW com e sem amanteigamento, conforme apresentado no Apêndice IV, nos seus respectivos períodos de exposição ao ensaio. A concentração desses elementos de liga da área e regiões indicadas na Liga A, após ser submetida ao ensaio de perda de massa, apresentou variações em relação às regiões de análise da superfície observada antes do ensaio de cavitação. As variadas percentagens de valores da composição antes e após o ensaio de cavitação diferem-se dos valores encontrados nas Tabelas 3.1 (Item 3.1.1) e 5.7 (Item 5.10.3), do arame e da análise química realizada, respectivamente, entretanto, as análises por EDS foram pontuais ou em pequenas regiões que tenham os valores sido influenciado pelo processo de solidificação durante a formação das microestruturas em função da diluição com o substrato.

As Ligas de cobalto do tipo Stellite 21 são mostradas nas Figuras 6.42-49, sendo elas de alta resistência ao desgaste, observando-se regiões que não sofreram desgaste por cavitação.

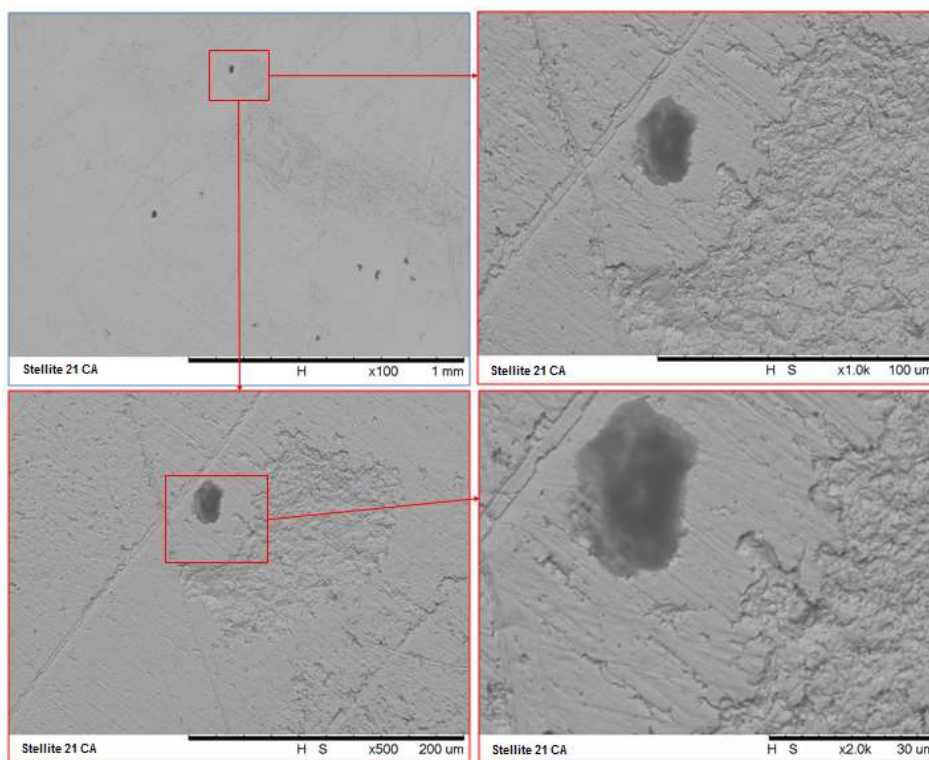


Figura 6.42 – Imagens por MEV para a Liga G, Stellite 21 com amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Kashani et al., (2007) e Podrez-Radziszewska et al., (2010) citam que as perdas de massa para as Ligas de Stellite 21 (CoCrMo) têm início pelos carbonetos interdendríticos ou em regiões de maior concentração dos mesmos devido da não homogeneidade do material levando a ter diferentes elementos químicos em diferentes regiões. A Figura 6.42 (referente à Liga G - Stellite 21 ca) mostram regiões afetadas pela cavitação, sendo uma com característica superficial da amostra inicial, outro com aspecto visual de elevada erosão, e a última por ser uma região escura podendo ser decorrente da alta deformidade provocada pelo intenso impacto por cavitação. Os vários aumentos focais mostram o perfil da superfície nessas regiões com o intuito de melhores perspectivas ao aspecto visual.

Na Figura 6.43 estão apresentados os espectrogramas por EDS das regiões selecionadas do revestimento de cobalto da Liga G, sobre o amateigamento. A região 1 é referente à área total da imagem da Figura (a) e seu espectro está presente na Figura (b), neste observa-se os picos característicos das Ligas Stellite 21 com a presença de Co, Cr, Mo com outros elementos químicos em menores percentagens mostradas na Tabela 6.7.

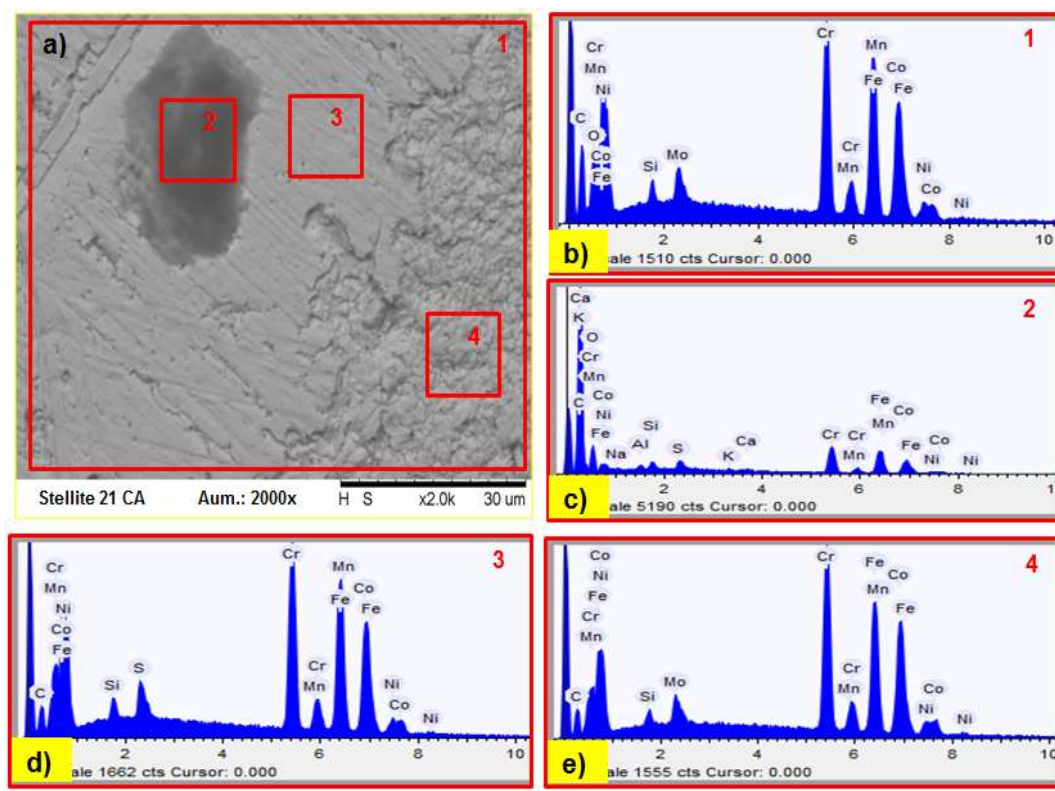


Figura 6.43 – Análise por MEV-EDS da Liga G após 40 horas de ensaio onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das regiões 1; 2, 3 e 4, respectivamente

A Área 2 referente as regiões deformadas, mostram picos com baixa intensidade de sinal de Co, Cr e Mo conforme mostra a Figura 6.43 (c) com verificação da Tabela 6.7. As

Áreas 3 e 4 representam as regiões do revestimento de menor e maior retirada de material da superfície, as quais constam espectros com picos semelhantes em intensidade, e as diferenciações estão na análise por EDS em (d) e (e) para as mesmas, respectivamente.

Tabela 6.7 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 21(Liga G) com amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	C
1	0,93	22,75	1,73	32,30	29,97	5,12	3,83	0,91
2	1,78	19,35	1,26	28,60	20,55	3,60	--	5,36
3	1,13	24,45	1,67	33,88	32,28	5,27	--	0,00
4	0,73	25,09	1,60	31,19	33,19	4,98	3,25	0,00

Nas imagens da Figura 6.44 são mostrados os perfis de desgaste erosivo para a Liga H confeccionada por Stellite 21 com 309LSi aplicados sobre o amanteigamento nos modos composto, sombra e topo.

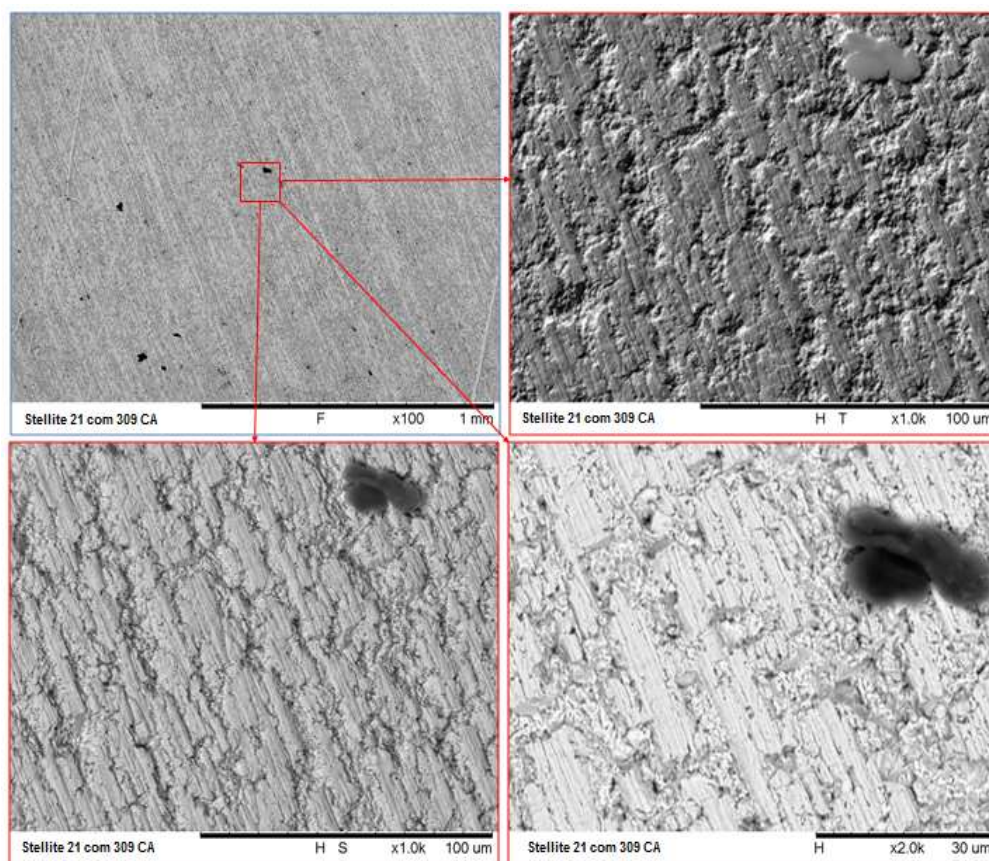


Figura 6.44 – Imagens por MEV para a Liga H, Stellite 21 com 309LSi sobre o amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 1000X (x1.0k, topo H T e sombra H S) e 2000X (x2.0k)

Observamos nestas figuras a retirada de material em preferencial na fase de menor percentual de cobalto e alto carbono. Verifica-se ainda o relevo da superfície provocado pela erosão e suas regiões de diferentes morfologias.

Na Figura 6.45 são apresentados os espectros do EDS das regiões selecionadas para a Liga H, no aumento de 2000X. A Área 1 em (a) é representada pelo espectro em (b) correspondente a toda a imagem, nota-se os picos de intensidade de raio característicos ao material do arame mestre de Stellite 21 no qual contem Co e Cr. Ainda neste espectro verifica-se a presença de Fe e Mn provenientes da diluição entre os arames eletrodo, frio e o amanteigamento de 309LSi e substrato de A-36. No espectro referente a Região 2 em (c) são verificadas as concentrações de elementos na Tabela 6.8, podendo ser considerada uma região de elevada deformação. As Áreas 3 e 4 são referentes as regiões da superfície com média e menor erosão por cavitação, respectivamente, nelas são observados os picos de iguais intensidades em (d) e (e), e são considerados de mesma composição com morfologia diferentes de acordo com os valores expostos na Tabela 6.8.

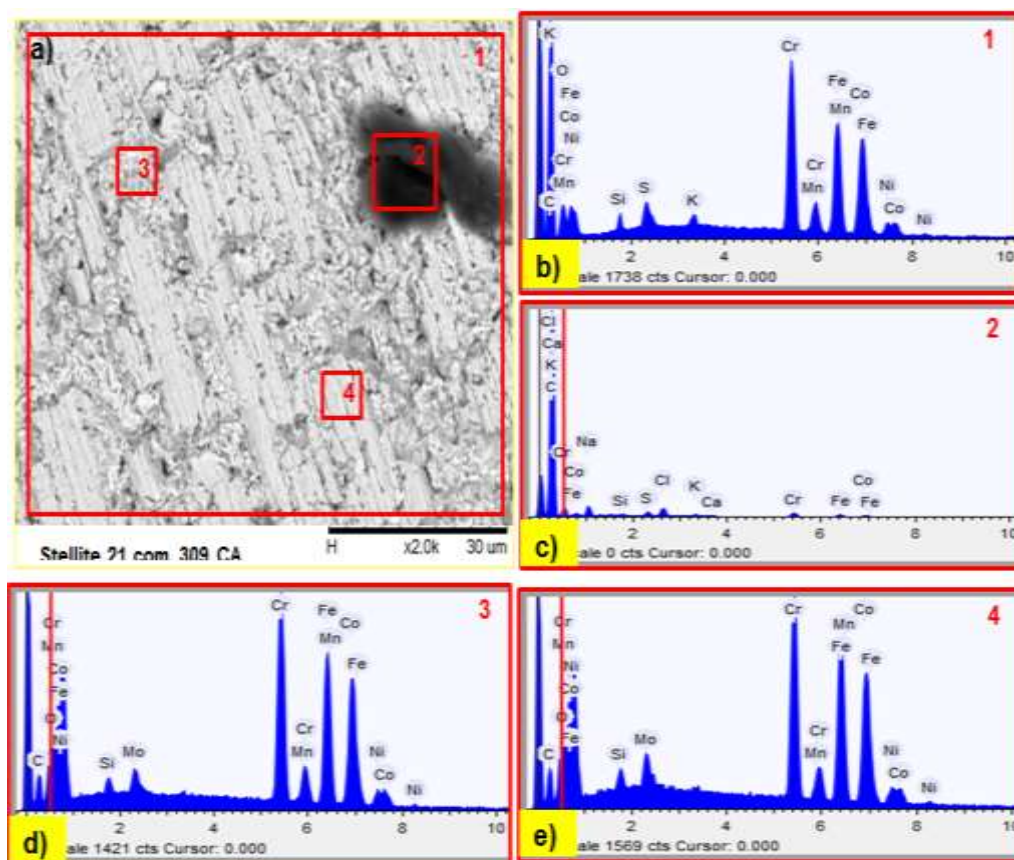


Figura 6.45 – Análise por MEV-EDS da Liga H após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das regiões 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.8 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 21 com 309LSi (Liga H) sobre o amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	C
1	0,80	26,02	1,79	28,90	32,29	4,95	--	0,95
2	1,86	17,58	--	18,21	16,35	--	--	1,10
3	0,76	24,56	1,94	30,75	32,53	5,22	2,57	0,44
4	0,85	23,52	1,37	31,01	32,29	5,28	3,43	0,60

A Figura 6.46 corresponde ao revestimento produzido pelo Stellite 21 com Stellite 6 aplicados sobre o amanteigamento de 309LSi (Liga I) submetida a análise por MEV. Nestas imagens são observadas as regiões que contêm as variadas morfologias encontradas na superfície após o período de 40 horas de ensaio de cavitação. Essas imagens estão dispostas nas formas composta e aumentos de 100X e 2000X, sombra em 500X e topo em 500X para observações da superfície e seu relevo. Verificam-se regiões totalmente erodidas com falhas profundas “em escuro” e sem partes características do início do ensaio.

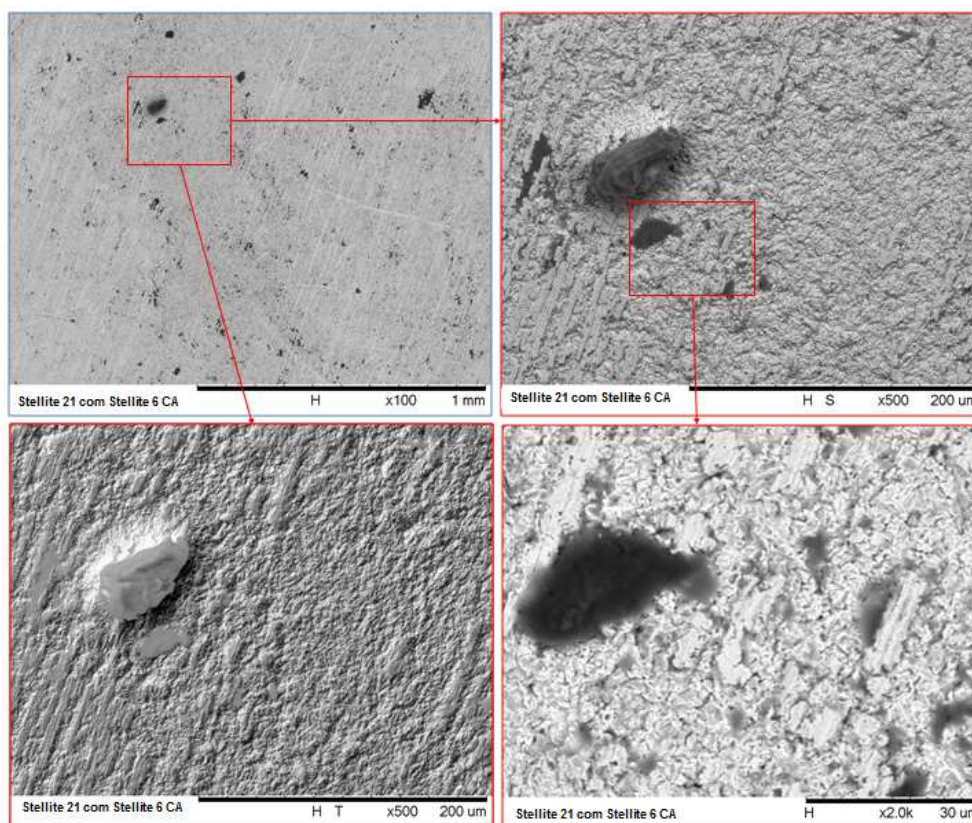


Figura 6.46 – Imagens por MEV para a Liga I, Stellite 21 com Stellite 6 sobre o amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (topo H T e sombra H S) e 2000X (x2.0k em composto)

Na Figura 6.47 da análise por EDS no aumento a 2000X da imagem da Liga I, foram observados a Área 1 em (b) e 2 em (c) as quais são verificados picos de intensidade de raio

semelhantes dos elementos, entretanto, a Tabela 6.9 apresenta a diferença nestas com a presença do Mo apenas na Área 2. Os Pontos 3 mostram as áreas com médio a baixo percentual de elementos de Liga conforme observado no espectro de (d). Já a Região 4, a se entende por ser de maior deformação ou de maior perda de material, apresenta os menores teores de elementos de Liga apresentam elevada quantidade de carbono na estrutura. A Tabela 6.9 apresenta as composições químicas por EDS das variações morfológicas de cada região encontrada na superfície da Liga I, pois podem ser fases e/ou microsegregados de solidificação ou até mesmo vazios na superfície da amostra.

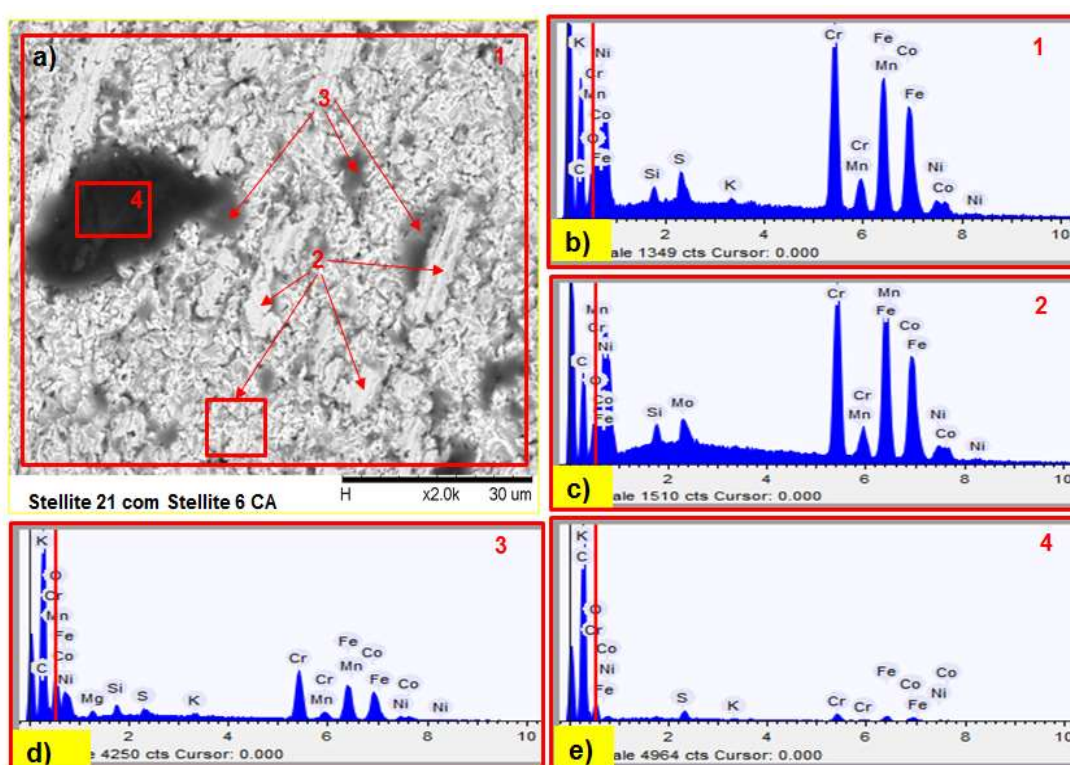


Figura 6.47 – Imagens por MEV para a Liga I após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das regiões/Pontos 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.9 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 21 com Stellite 6 (Liga I) sobre o amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	C
1	0,879	24,704	1,542	30,980	31,649	5,000	--	1,062
2	0,867	22,744	1,063	34,230	30,236	5,115	3,070	0,729
3	1,562	20,830	1,086	26,266	26,199	3,703	--	4,853
4	--	15,848	--	17,207	17,529	3,730	--	10,675

O revestimento da Liga J foi confeccionado pelo arame Stellite 21 depositado sobre o substrato de aço ao carbono A36 sem amanteigamento. A Figura 6.48 mostra as imagens obtidas por MEV na região central da superfície, apresentando em detalhes todas as

morfologias das superfícies encontradas após erosão. As regiões escuras observadas mostram-se com baixa erosão por cavitação e com áreas em formas de “ilhas” isoladas e são provenientes da deformação por impacto. Os aumentos impostos à análise, bem como os tipos de disposição da forma, foram utilizados para ratificar as observações das formas morfológicas.

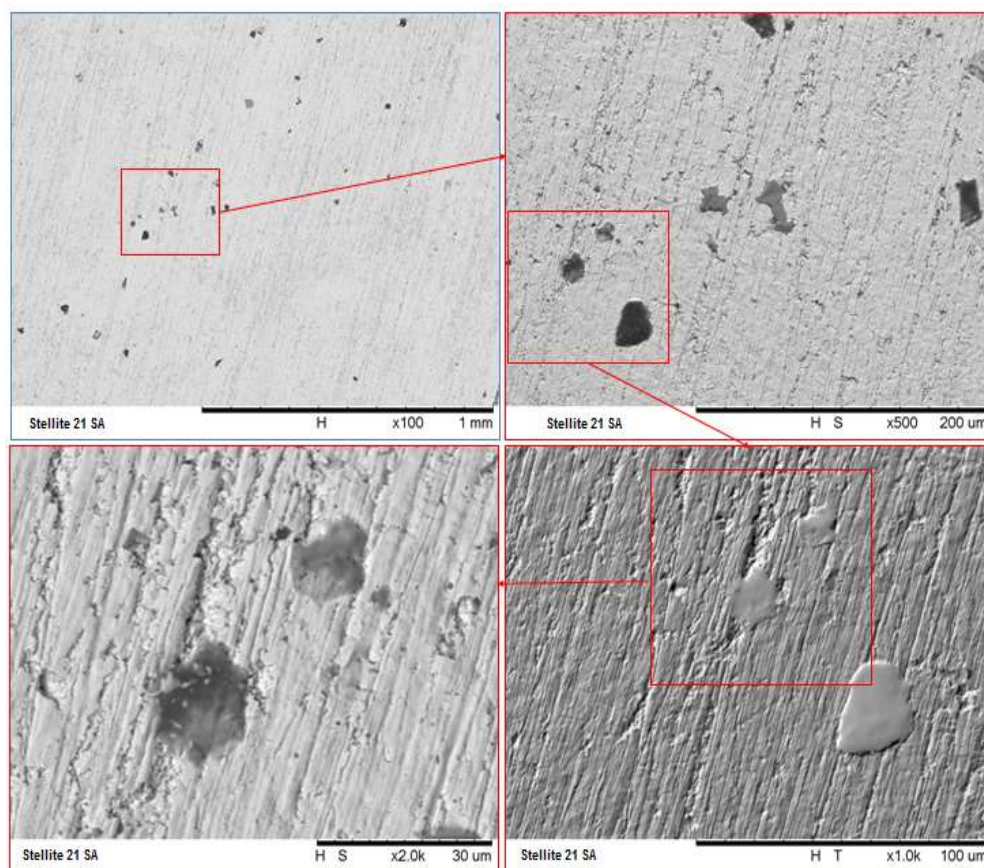


Figura 6.48 – Análise por MEV para a Liga J, Stellite 21 sem amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Nas análises por EDS na Figura 6.49 da Liga J observa-se a área total em (a) correspondente ao espectro em (b) contendo picos de intensidade de raio característicos da liga de Stellite. Ainda representando a área total da imagem, o Espectro 1 não apresentou o Mo em sua análise química por sensibilidade do equipamento, entretanto, este elemento pode ser observado nos Pontos e Espectros 3 e 4 correspondentes a superfície com baixa e média perda de material por erosão. Esta afirmação pode ser ratificada através da Tabela 6.10 da composição química das formas analisadas de cada espectro. Os Pontos 2 referem-se as regiões de alta profundidade identificadas na imagem pelas áreas escuras, estas apresentam espectros de baixos teores e de baixa intensidade de raio de Co e Cr e alto percentual de carbono conforme visto em (c).

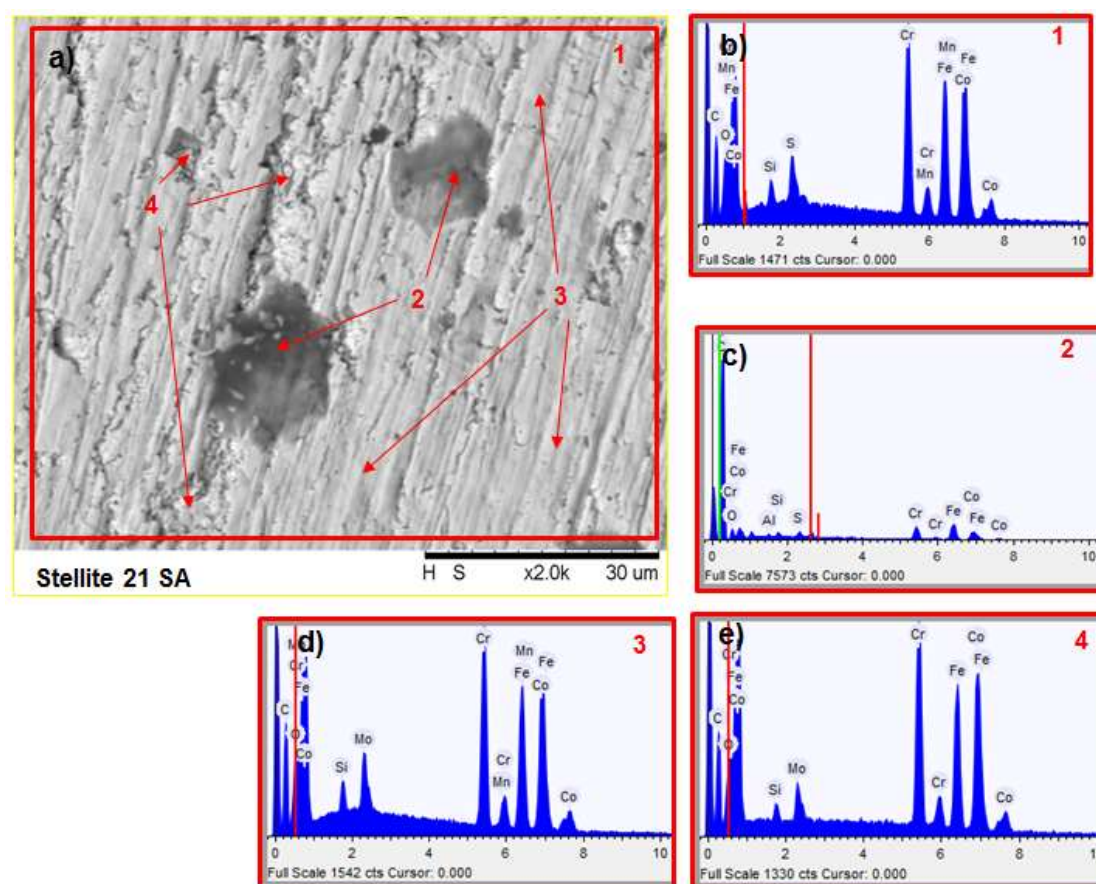


Figura 6.49 – Análise por EDS para a Liga J após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das Regiões/Pontos 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.10 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 21 (Liga J) sobre o substrato

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	C
1	1,07	23,88	1,14	29,49	40,21	--	--	0,70
2	2,31	17,75	--	38,22	25,20	--	--	3,70
3	1,28	22,95	1,03	27,53	38,32	--	6,02	0,77
4	0,82	24,44	--	28,60	40,53	--	3,78	0,49

As ligas de Stellite 6, Liga L, depositada sobre o amanteigamento de 309LSi submetidas a 40 horas de ensaio de perda de massa foi analisada por MEV para a verificação da superfície desgastada e de sua morfologia encontrada. Na Figura 6.50 são mostradas as imagens retiradas da região central da superfície e são apresentadas em três formas e aumentos focais distintos: H (composto, 100X e 2000X), H T (topo, 500X) e H S (sombra, 1000X), conforme apresentado nas análises dos materiais anteriores. Nestas imagens são observadas áreas de baixa, alta e elevada erosão por cavitação, regiões escuras correspondentes a “*crateras*” decorrentes da cavitação.

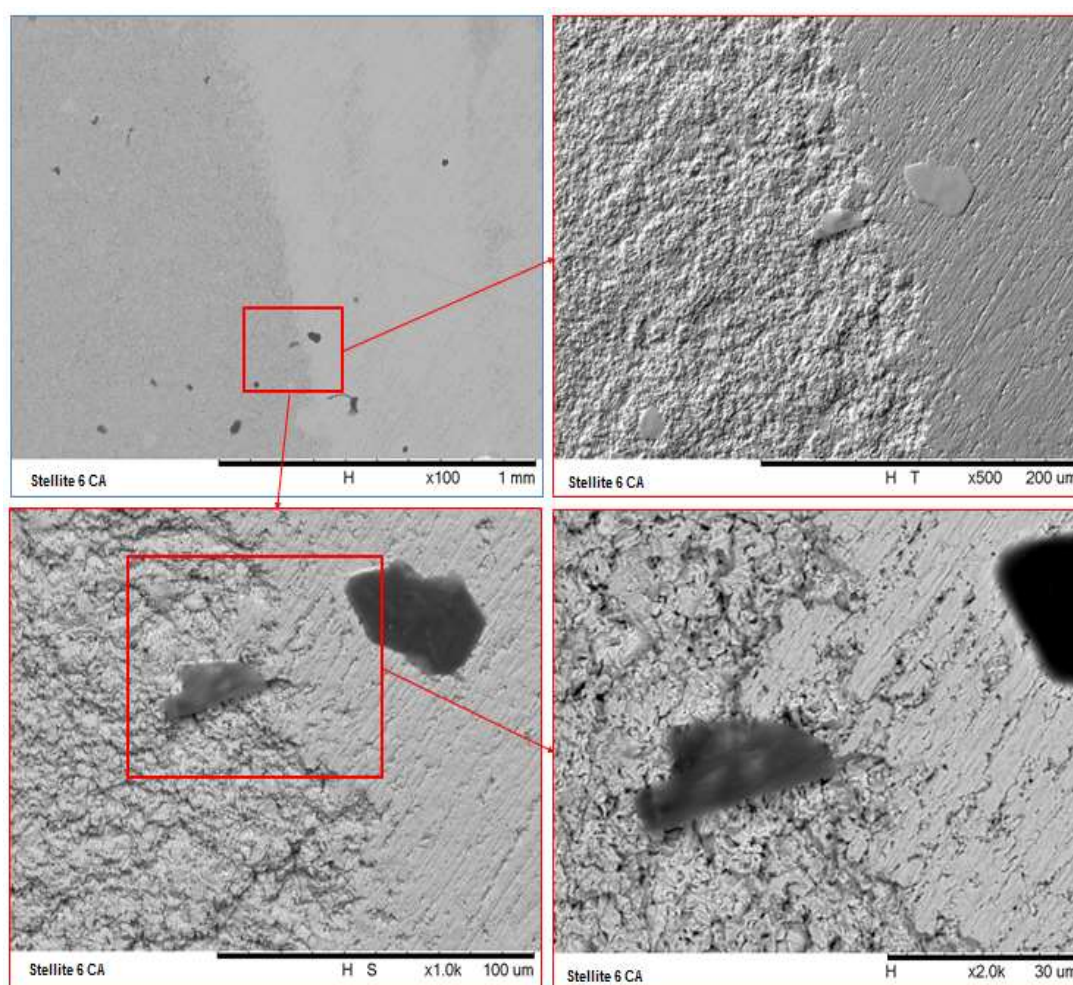


Figura 6.50 – Análise por MEV para a Liga L, Stellite 6 com amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Na Figura 6.51 são mostradas essas regiões a serem submetidas à análise por EDS e os seus respectivos espectrogramas. A Área 1 (a) corresponde ao total das regiões da imagem e seu espectro esta presente em (b), neste, observam-se os picos de intensidade de raio referentes ao material com a presença dos elementos Co, Cr e W em maiores percentuais conforme verificado na Tabela 6.12. A Região 3, no espectro em (d), são verificados os mesmos espectros encontrados em 1 com intensidades diferentes. Já nas Regiões 2 e 4 dos espectros (c) e (e), respectivamente, verificam-se áreas empobrecidas de elementos de Liga e de elevado teor de carbono na estrutura decorrente da erosão por cavitação atingindo principalmente os carbonetos e precipitados interdendrítico que não sofrem transformações ou de estruturas menos resistentes ao desgaste. A Tabela 6.11 mostra os percentuais químicos de cada região analisada na imagem e ratifica os espectrogramas expostos na Figura 6.51.

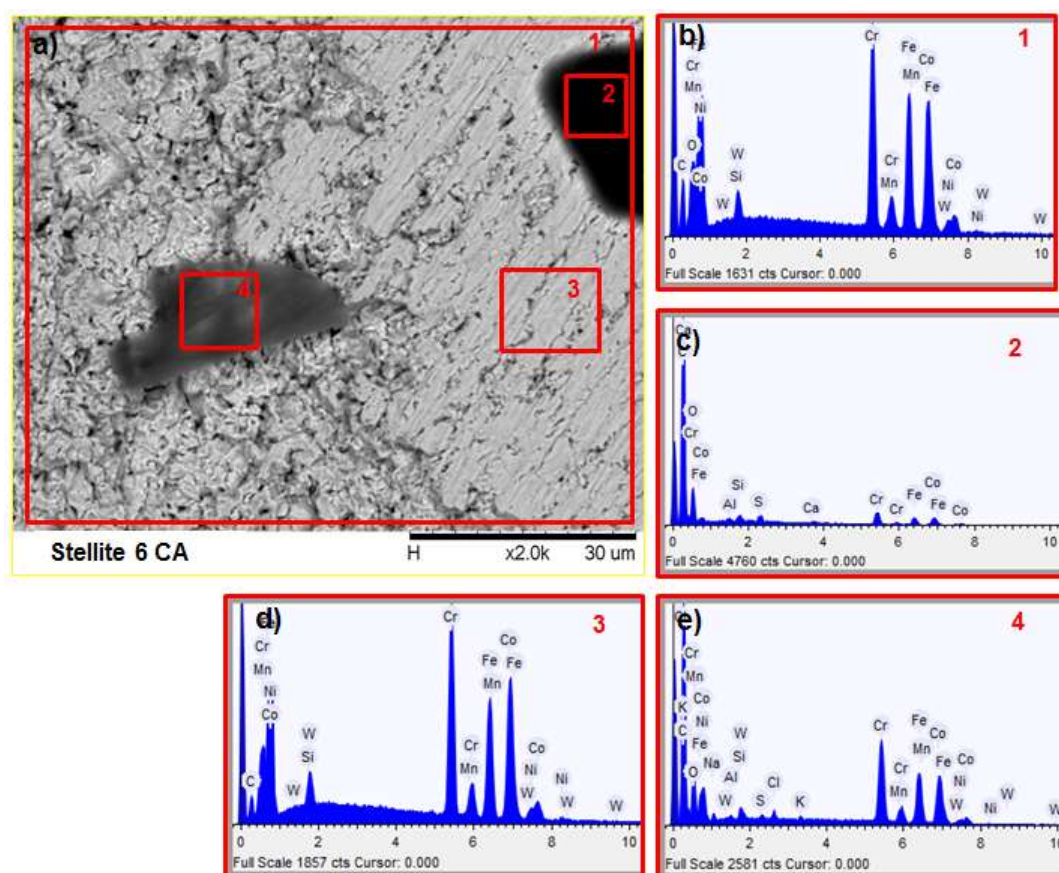


Figura 6.51 – Análise por EDS para a Liga L após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das regiões/Pontos 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.11– Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 6 (Liga L) sobre o amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	C
1	0,71	24,75	1,31	28,28	36,47	3,66	2,39	0,65
2	1,85	15,69	--	14,41	18,67	--	--	12,22
3	0,95	23,87	1,41	29,50	36,30	4,18	2,79	0,49
4	0,73	23,23	1,92	24,49	29,29	3,39	1,70	3,29

Com a introdução do arame frio do tipo 309LSi (CrNiMn) na matriz do arame de Stellite 6 (CoCrW) ocorreu a elevação de percentuais de cromo e níquel na massa fundida, além do aumento provocado pelo coalescimento do metal de adição com o amanteigamento também de 309LSi. Na Figura 6.52 são apresentadas as imagens obtidas por MEV desta liga, foram observadas regiões de semelhantes morfologias da superfície submetida ao ensaio de desgaste por cavitação. São verificadas as mesmas áreas das ligas anteriores, sendo essas de maior e menor erosão e de elevada profundidade com baixo percentual de elementos de liga. São apresentadas por três formas: composta, topo e sombra; em quatro aumentos focais: 100X, 500X, 1000X e 2000X.

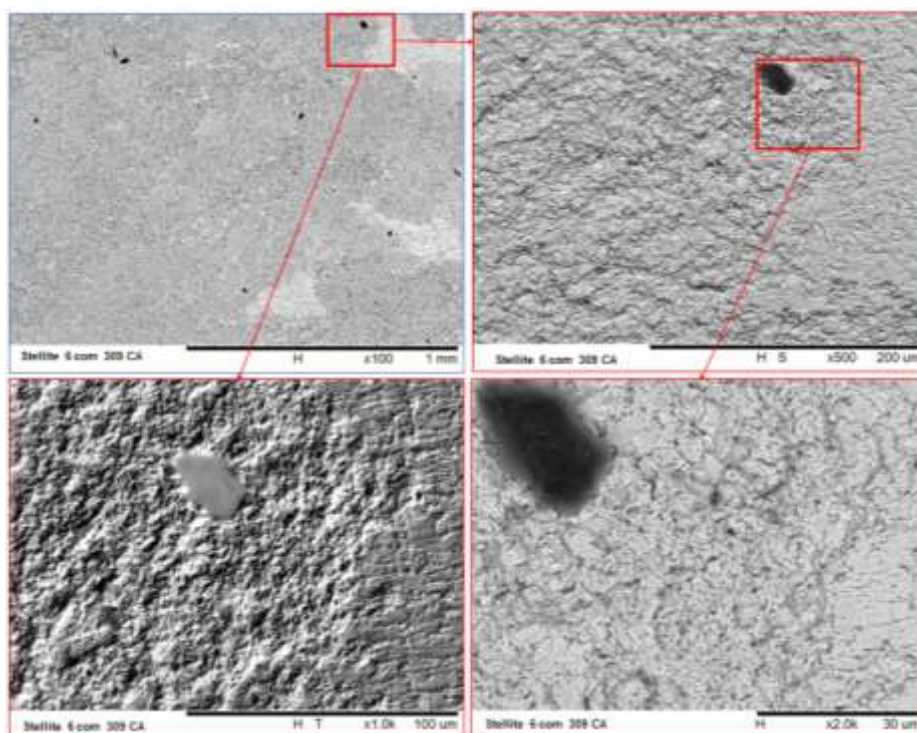


Figura 6.52 – Análise por MEV para a Liga M, Stellite 6 com 309LSi sobre o amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Na análise por EDS da Liga M, Figura 6.53, a Região 1 da área total da imagem (a), apresentou espectro semelhantes das Regiões 2 e 3, sendo também iguais as três áreas na quantificação dos percentuais químicos apresentados na Tabela 6.12.

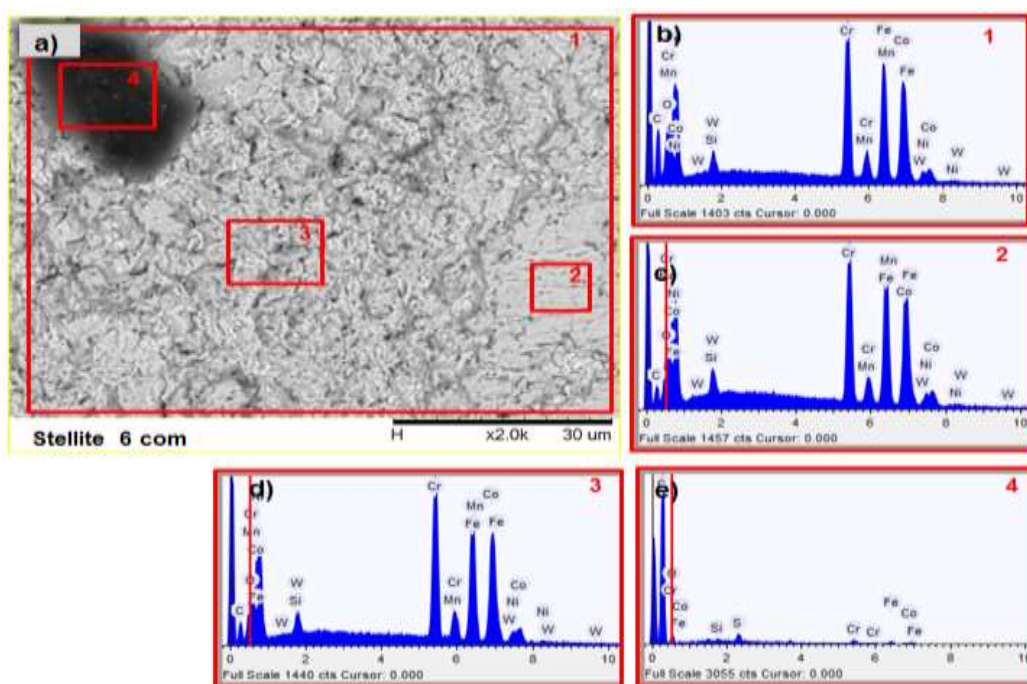


Figura 6.53 – Análise por EDS para a Liga M após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das regiões/Pontos 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Conforme observação, os valores encontrados são semelhantes para cada elemento de Liga. A Área 4 da imagem analisada mostra regiões de baixo percentual de elementos de liga do tipo cobalto, cromo e ferro e alto teor de carbono e silício. Ainda nesta região, verificou-se a isenção de Mo, Ni e Mn.

Tabela 6.12 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 6 com 309LSi (Liga M) sobre o amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	C
1	0,77	24,64	1,43	30,22	34,33	4,26	1,91	0,66
2	0,79	21,61	1,57	31,30	36,09	4,36	1,94	0,63
3	0,61	23,99	1,53	30,94	35,26	4,18	1,95	0,40
4	2,57	14,39	--	15,96	12,59	--	--	12,11

A análise por MEV e EDS para a Liga N não foi diferente das demais ligas de cobalto até aqui analisadas. Esta Liga N é formada pelos arames Stellite 6 como matriz e o Stellite 21 sendo o arame não energizado adicionado na proporção de 3:1. Verifica-se a morfologia da superfície similar as outras ligas de mesmo arame eletrodo.

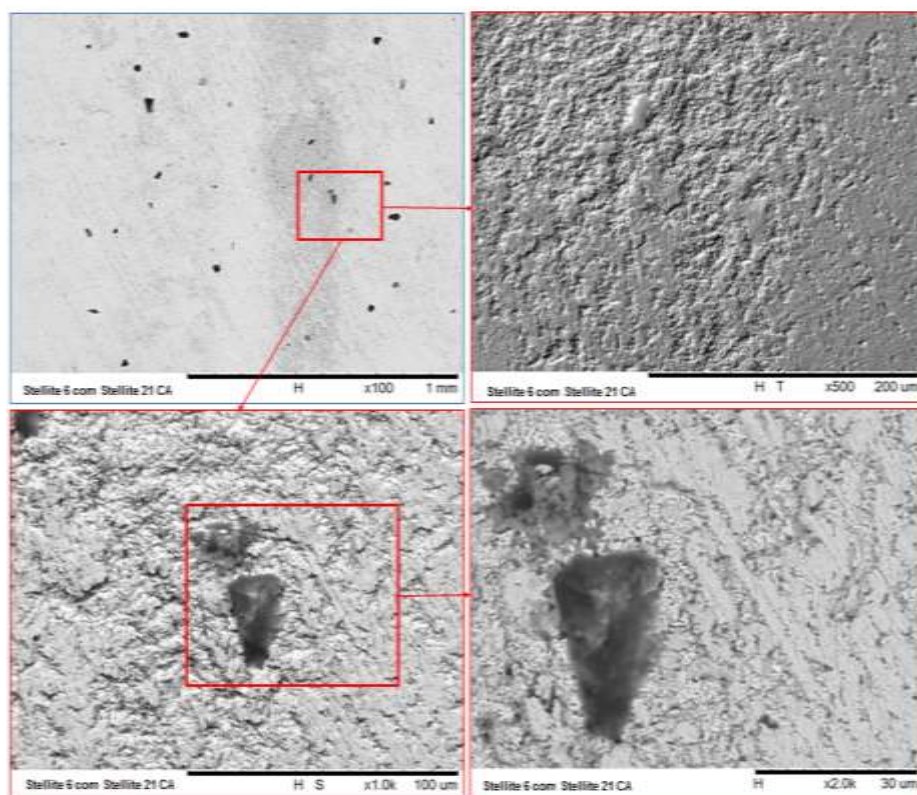


Figura 6.54 – Análise por MEV para a Liga N, Stellite 6 com Stellite 21 sobre o amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Para a Liga M, a mistura de materiais proporcionada pela introdução do Mo de baixo percentual na massa de Stellite 6 atribui maior resistência a corrosão do que o W conforme observado por Voort (2004). No entanto, essa superfície apresentou o mesmo comportamento das demais ligas de Stellite 6 (Ligas J, L e N) como são mostradas as imagens das superfícies que mostram regiões de alta e baixa erosão e áreas de media e alta profundidade de acordo com a Figura 6.54 dos tipos de formas e aumentos focais estabelecidos.

Na análise por EDS da Liga N, os elementos químicos das regiões escolhidas foram similares em qualidade das intensidades de raio dos espectros conforme observado na Figura 6.55 nas imagens (b), (c) e (d), das Regiões/Pontos total 1, 2 e 3.

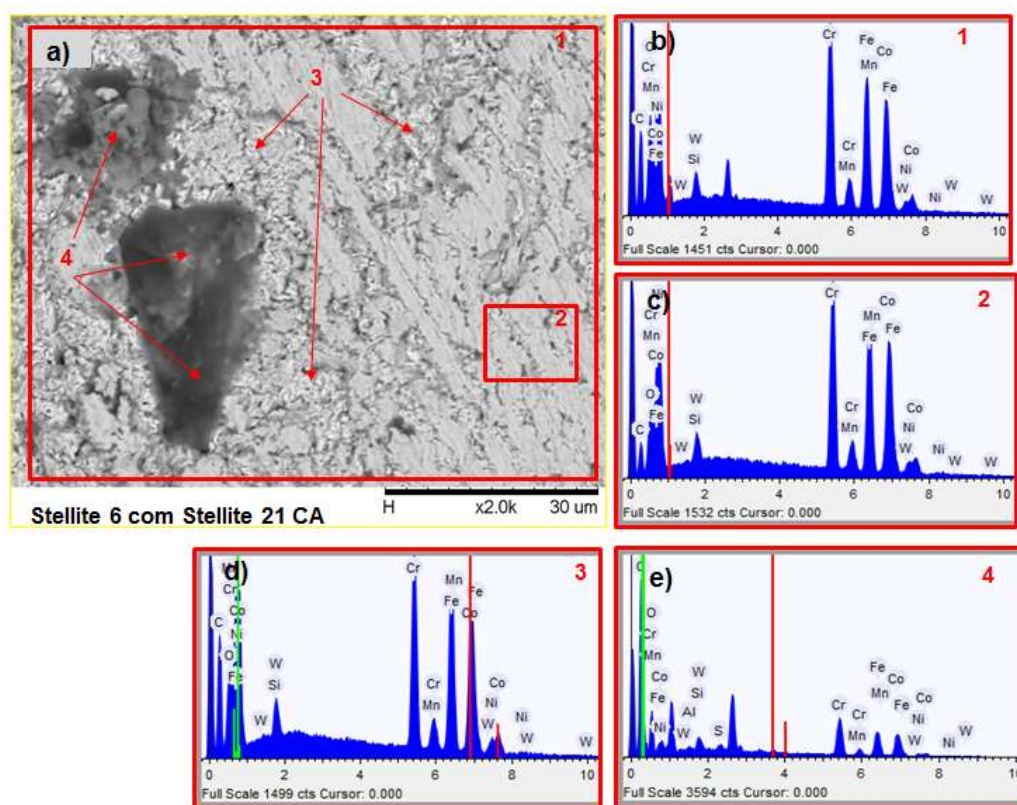


Figura 6.55 – Análise por EDS para a Liga N após 40 horas de ensaio, onde: a) imagem MEV; b), c), d) e e) são os espectrogramas das Regiões/Pontos 1; 2, 3 e 4, respectivamente

Na Área 4, correspondente ao espectro da imagem (e) referente às regiões escuras da Figura são consideradas áreas de elevada perda de massa. Na Tabela 6.13 são apresentados os percentuais químicos das regiões analisadas, nos quais verificam a similaridade entre as Regiões 1, 2 e 3 dos mesmos elementos de liga. Já a Área 4, de acordo com as análises das Ligas anteriores, são regiões de baixo teor dos principais elementos de liga, Co e Cr, e elevado percentual de carbono na estrutura.

Tabela 6.13 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 6 com Stellite 21 (Liga N) sobre o amanteigamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	C
1	0,77	24,58	1,15	29,49	31,80	3,46	1,96	1,84
2	0,67	23,36	1,19	30,75	35,79	4,23	1,96	0,59
3	0,90	22,20	1,09	31,38	35,84	4,07	2,30	0,60
4	1,66	20,06	1,31	21,52	26,27	3,23	2,71	5,92

As Ligas de cobalto depositadas sobre o substrato apresentaram maior resistência ao desgaste erosivo durante os ensaios de cavitação. A Liga O, confeccionada pelo arame CoCrW (Stellite 6) está entre as Ligas de maior resistência ao fenômeno de cavitação conforme os testes realizados. Na Figura 6.56, são mostradas as análises por MEV da superfície da amostra após o ensaio de perda de massa. Observam-se regiões com média e baixa erosão por cavitação e regiões escuras que correspondem ao alto desgaste do material.

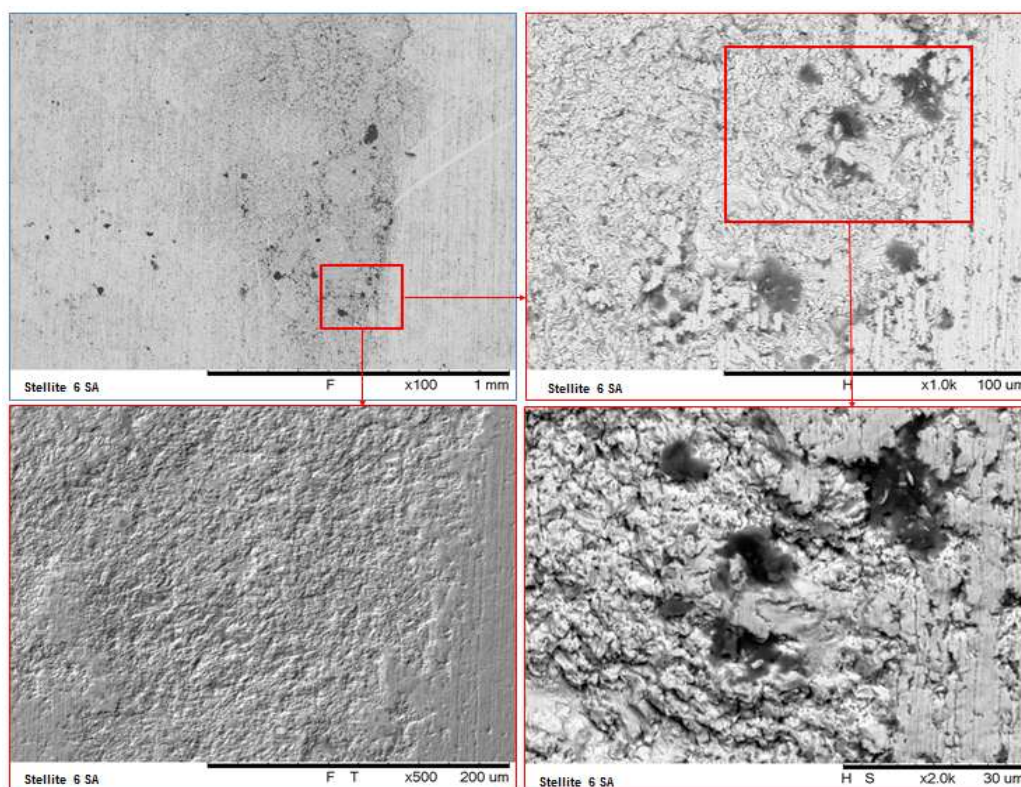


Figura 6.56 – Análise por MEV para a Liga O, Stellite 6 sem amanteigamento nos aumentos: 100X (x100), 500X (x500), 1000X (x1.0k) e 2000X (x2.0k)

Pela análise por EDS na Liga O, a Figura 6.57 mostra as Regiões e Pontos de submissão à investigação. Similar ao observado nas Ligas de Stellite 6 anteriores, verifica-se o mesmo comportamento para as regiões e Pontos 1, 2 e 3 da imagem (a) e espectros em (b), (c) e (d). Esta Liga apresentou regiões de deformações sem elevadas

profundidades, quando comparado as imagens da Figura 6.56 no “modo topo - F T”, com baixa perda de massa, onde foram observadas pelos espectros e percentuais das concentrações de elementos dispostas na Tabela 6.14.

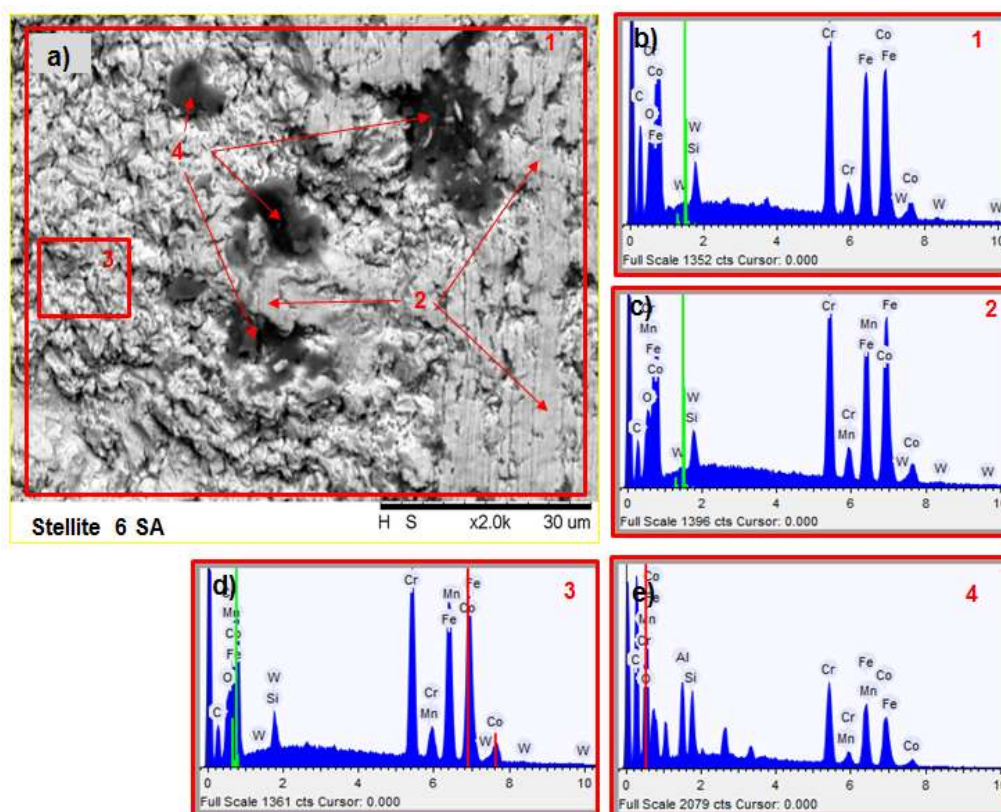


Figura 6.57 – Análise por EDS da Liga O, Stellite 6 sem amantejamento após 40 horas de ensaio de cavitação, onde: a) MEV; b), c) d) e e) são os espectrogramas das regiões/áreas 1, 2, 3 e 4, respectivamente

Tabela 6.14 – Análise química dos espectrogramas da superfície erodida por cavitação por 40 horas do material Stellite 6 (Liga O) sem amantejamento

Elementos	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	W	C
1	0,91	23,50	--	29,94	38,09	--	2,59	1,35
2	0,90	22,10	1,58	28,76	40,74	--	2,57	0,90
3	0,83	21,55	1,11	31,77	40,51	--	2,39	0,49
4	3,87	15,42	0,83	19,88	20,69	--	--	9,46

Numa análise geral dos revestimentos confeccionados pelas ligas de cobalto, de G a O, Stellite 21 e Stellite 6, foram verificadas as morfologias de iguais formas em todas as amostras submetidas ao ensaio de cavitação. As análises por MEV das estruturas na superfície foram uteis para identificar as regiões de maior ou menor perda de massa, assim como, anomalias encontradas. Os espectros obtidos por EDS foram característicos de cada material matriz, e os percentuais químicos dos elementos das novas ligas ratificam as intensidades de raio. Observou-se que os percentuais de elementos químicos das Ligas

depositadas sobre o substrato (A36) não tiveram grandes variações de valores, no entanto, neste caso não foram verificados qualquer valor de níquel nas estruturas analisadas. O percentual de cobalto se manteve entre 29 e 37% nas estruturas com isenção dos valores encontrados nas regiões escuras de elevada profundidade e de alto teor de carbono.

6.9 Comentários Finais

Foi possível realizar os ensaios de perda de massa simulando o fenômeno de erosão por cavitação em laboratório, através de um gerador ultrassônico do tipo sonotrodo e ponteiros de sacrifício pelo método indireto segundo a norma ASTM G32. As amostras foram usinadas em função das ponteiros para se alcançar a máxima eficiência da técnica do ensaio.

Os resultados de perda de massa das 14 amostras submetidas ao ensaio, foram de acordo com o tipo de material do revestimento. As ligas austeníticas de 309LSi tiveram valores acima de 0,01 g em perda de massa no período de 20 horas, enquanto as ligas de cobalto foram mais resistentes ao desgaste erosivo por cavitação com valores abaixo de 0,005 g em 40 horas. De acordo com estas análises, as ligas de cobalto, Stellite 21 e 6, tiveram melhor desempenho em resultados de perda de massa com relação às ligas de 309LSi. As ligas confeccionadas pelo processo de soldagem GMAW-CW apresentaram características bastante semelhantes às ligas fabricadas pelo modo de soldagem convencional, GMAW. Entretanto, a introdução da liga 309LSi na forma de arame frio sobre o eletrodo de Stellite promoveu uma redução do percentual de arame de cobalto pela relação de alimentação de arames, ou seja, indicando uma menor quantidade de cobalto com a mesma qualidade dos revestimento produzidos pelo modo convencional.

As transformações de fases foram determinadas por DRX e resultaram na confirmação da presença de martensita após o ensaio de cavitação, o qual provocou a deformação do material na superfície proveniente da fase γ -Co ou austenita encontrada nas amostras antes dos testes.

No exame macrográfico das amostras antes e após o teste de cavitação, possibilitou observar o aspecto da superfície, no qual foram identificadas as amostras de maior e de menor desgaste, sendo as ligas de 309LSi como as de maior erosão em relação às ligas de Stellite 21 e 6.

Na análise da dureza e microdureza antes e após os ensaios de cavitação, foram verificados para as ligas de 309LSi ocorreu à elevação dos valores de HRC e HV em baixo valores decorrente da transformação de fases e pelo baixo teor de elementos de liga de Co

(3 a 7% adicionado) pelo processo GMAW-CW durante o fenômeno de desgaste presente a este material. Observa-se para estas ligas austeníticas pelo GMAW-CW, a adição de arame frio (Stellite) atribuiu a elevação da dureza do material quando comparadas com as ligas depositadas pelo GMAW mesmo para as ligas aplicadas sem amanteigamento, pois estas tiveram menores valores de taxa de erosão. Já as ligas de cobalto, tiveram melhor desempenho quanto aos aumentos de valores de dureza. Os resultados de HRC e HV confirmam a ocorrência a mudança de fases para as ligas de Co.

A análise por interferometria da superfície fornecem os resultados em topografia em 3D assim como os tratamentos estatísticos dos valores dos coeficientes de rugosidade linear e de área. As ligas de 309LSi tiveram resultados de valores elevados em Ra, Sa e Sq em comparação as ligas de cobalto, e as imagens em 3D mostram esses resultados claramente. Através dessa análise foi possível obter os coeficientes de rugosidade da superfície de maior confiabilidade, e nestes verificou-se que as ligas de 309LSi com amanteigamento tiveram valores 5 vezes maior que os revestimentos de 309LSi sobre o substrato sem amanteigamento. Comportamento semelhante foi observado para as ligas de cobalto, sendo os coeficientes de rugosidade para as ligas de Stellite 21 foram 5 vezes menores que os valores encontrados nas ligas de Stellite 6.

Pela análise das imagens por MEV foi possível identificar as morfologias das estruturas encontradas antes e após o ensaio de cavitação com a observação das formas e relevos da superfície detalhada. As ligas de 309LSi tiveram uma superfície de maior aspecto totalmente erodida por cavitação. Já as ligas de cobalto, mesmo com as menores taxas de erosão, apresentaram em sua superfície quatro regiões distintas em morfologia e em alguns casos de semelhantes percentuais de elementos químicos ou revestimentos mais homogêneos de elementos de liga. Estas regiões descrevem o comportamento da superfície da liga diante ao fenômeno de erosão por cavitação. Mesmo submetida ao dobro do período de exposição ao ensaio, as ligas de cobalto tiveram os melhores resultados.

CAPITULO VII

CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizadas diferentes etapas e metodologias abordando os fatores que influenciam o efeito da técnica de soldagem GMAW e GMAW-CW sobre as características metalúrgicas da resistência a perda de massa por cavitação. Baseado na literatura e nos resultados obtidos pode-se concluir que:

- As etapas iniciais de seleção, ajustes e obtenção dos parâmetros de soldagem dos dois processos utilizados (GMAW e GMAW-CW) apresentaram como parte fundamental para o bom andamento desta pesquisa. Os parâmetros de soldagem obtidos garantiram uma qualidade adequada aos cordões de solda dos revestimentos;
- Os revestimentos obtidos, independente da liga e do processo de soldagem, resultaram em depósitos com boa integridade metalúrgica, sem trincas e com molhabilidade e acabamentos superficiais adequados;
- As características econômicas mostraram que o processo GMAW-CW é favorável a aplicação de revestimentos, pois tiveram resultados iguais aos encontrados para os revestimentos confeccionados pelo processo GMAW convencional;
- As análises geométricas e de microdurezas revelaram a boa qualidade metalúrgica dos depósitos confeccionados. Os valores de microdureza estão de acordo com o tipo de liga utilizado, sendo as de 309LSi com valores aproximados ou iguais a 200 HV, enquanto para as ligas de Stellite 21 e Stellite 6 esses valores chegam a aproximadamente 300 HV e 350 HV, respectivamente;
- Foram observadas nos cordões depositados antes do ensaio de cavitação, utilizando o MEV-EDS e a micrografia óptica, as fases e morfologias das microestruturas presentes em cada material analisado. Nas ligas austeníticas foram possíveis observar duas fases, sendo a matriz austenítica com a presença de ferrita em forma de espinhas ou ripas. Para as ligas

de cobalto, observou-se a matriz na forma de dendrita com a presença de carbonetos interdendríticos e de contorno de grão;

- As ligas de cobalto (arame energizado) apresentaram menores taxas e perdas de massa acumuladas com melhor desempenho de resistência à cavitação em relação às ligas austeníticas 309LSi (arame energizado);

- O processo GMAW-CW, para ambas as ligas, teve bom desempenho em relação aos revestimentos produzidos por GMAW em decorrência de apresentarem valores próximos da taxa de erosão no comparativo com os mesmos arames eletrodos;

- As ligas austeníticas de 309LSi depositadas sem amanteigamento tiveram melhor desempenho em relação à resistência ao desgaste por perda de massa em relação aos depósitos com amanteigamento. As ligas de cobalto, de mesmo processo de deposição, tiveram baixas taxas de perda de massa para os revestimentos sem amanteigamento;

- Correlacionando os processos de soldagem GMAW e GMAW-CW com a resistência a cavitação na análise das ligas de cobalto, observa-se as Ligas H (Stellite 21 com 309LSi) e M (Stellite 6 com 309LSi) depositadas pelo processo GMAW-CW tiveram desempenho melhor e/ou semelhantes às Ligas G (Stellite 21 ca) e L (Stellite 6), respectivamente, aplicadas pelo processo GMAW. Isto indica que a utilização do processo GMAW-CW pode reduzir o custo de produção sem alterações na resistência a erosão por cavitação ao adicionar um arame não energizado de menor valor comercial (309LSi) ao arame eletrodo de cobalto (Stellite 21 e Stellite 6);

- As análises de dureza antes e após o teste de cavitação indicaram que durante o ensaio de perda de massa ocorrem transformações de fases austenita (γ -Co) para martensita (ϵ e α') das estruturas provocando o aumento dos valores de dureza característico de cada fase. Estas fases foram confirmadas pelas análises de DRX e MEV-EDS;

- Pelas análises por Interferômetro a Laser foram verificados que o desgaste provocou o aumento da rugosidade do revestimento, sendo mais acentuado para as ligas de aços inoxidáveis (309LSi no arame eletrodo) e as imagens em 3D, assim como as macrografias ratificam tais conclusões;

- Nas análises por MEV foi verificadas as diferentes formas das superfícies após os ensaios de perda de massa por cavitação, sendo as ligas de aço austenítico às de aspecto mais desgastado, confirmando assim o bom desempenho dos revestimentos confeccionados pelas ligas de cobalto.

CAPITULO VIII

TRABALHOS FUTUROS

O trabalho realizado abriu novas perspectivas de estudos que possam melhorar a aplicação da técnica de soldagem GMAW-CW na confecção de revestimentos resistentes a erosão por cavitação. É sugerido explorar e ampliar o trabalho e/ou inovar as pesquisas tecnológicas sobre este tema. Assim, pretende-se:

- Realizar o estudo detalhado do processo de soldagem com adição de arame frio, explorando os modos de transferência metálica e correlacionando as análises metalúrgicas pelo desgaste por cavitação;
- Realizar o estudo estatístico das variáveis de influência e de respostas do processo GMAW-CW, indicando possíveis tendências de melhorias de parâmetros de soldagem e de aplicação dos cordões;
- Estudar outros fenômenos de desgastes utilizando as ligas confeccionadas com os materiais de 309LSi e de Cobalto (Stellite 21 e 6) através do processo de soldagem GMAW-CW;
- Avaliar a resistência à cavitação das ligas Stellites, confeccionadas por GMAW-CW, variando a relação entre as velocidades de alimentação de arames eletrodos e arames não energizados;

- Avaliar o desempenho de outras ligas a base de Co-Cr e comerciais resistentes ao desgaste erosivo produzido por GMAW-CW quanto à resistência por cavitação;
- Realizar o estudo de custo de operação e de produção, para as ligas de melhores resultados encontradas;
- Realizar o planejamento experimental do procedimento de confecção dos revestimentos por soldagem, correlacionando ao procedimento realizado em campo, apontando a viabilidade de aplicação do processo GMAW-CW;
- Aplicar a deposição dos cordões por soldagem fora de posição, adequando aos parâmetros já estabelecidos, avaliando a qualidade das superfícies;
- Realização de testes de campo com a técnica sugerida.

CAPITULO IX

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

ADVANI, A. H.; MURR, L. E.; MATLOCK, D. J. ET AL., **Deformation-induced microstructure and martensite effects on transgranular carbide precipitation in type 304 stainless steels**. Acta metall. Mater. Vol. 41, n° 9, 2589-2600, 1993.

AKSELSEN, O. M.; RORVIK, G.; KVAALE, P. E.; EIJK, V. D. **Microstructure-Property Relationships in HAZ of New 13% Cr Martensitic Stainless Steels**. Welding Research, Welding Journal 83 N° 5, 2004.

ALORAIER, A.; IBRAHIM, R. and THOMSON, P. **FCAW process to avoid the use of post weld heat treatment**. International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, 394–398, 2006.

AL-SHAMARAI, A. R. A.; AHMAD, K. R. and AL-DOURI, Y. **Effect of roughness of hypo-and hyper-eutectic Al-Si piston alloys on wear characteristics under lubrication**. Procedia Engineering 53, 616-623, 2013.

American Society of Testing and Materials. **ASTM G32-03: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus**, 1998.

ANDERSSON, J.; ALMQVIST, A.; LARSSON, R. **Numerical simulation of a wear experimente**. Wear 271, 2011.

AOH, J-N. and CHEN, J-C. **On the wear characteristics of cobalt-based hardfacing layer after thermal fatigue and oxidation**. Wear 250, 611-620, 2001.

ASM International Handbook Committee. **Friction, Lubrication, and Wear Technology**, Vol. 18, 1992.

ASM International Handbook Committee. **Metallography and Microstructures 2004**, Vol. 9, 2004.

ASM International Handbook Committee. **Metallography and Microstructures**, Vol. 9, 1985.

ASM International Handbook Committee. **Surface Engineering**, Vol. 5, 1994a.

BAIXO, C. E. I. e DUTRA, J. C.; **Efeito do gás de proteção e do modo de transferência na aplicação da liga 625 em aço carbono**. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 14, Nº. 4, out/dez 2009.

BARRA, S. R. **Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto**. Dissertação de Mestrado. UFCS, 1998.

BEILER, D. R. **Influência das condições de processo sobre as descontinuidades e resistência à cavitação de revestimentos soldados sobre aço CA-6NM**. Dissertação de Mestrado, UFSC, 2012.

BOCCANERA, L. F.; BARRA, S. R; BUSCHINELL, A. J. A.; **Resistência à erosão por cavitação de revestimentos soldados**. X Congresso Argentino de Soldadura e VI Congresso Iberoamericano de Soldadura, 2008.

BOCCANERA, L. F.; BARRA, S. R; BUSCHINELL, A. J. A.; SANTOS, J. V. **Influencia do acabamento superficial, porosidade e diluição sobre a resistencia à cavitação de revestimentos soldados**. Infosolda - O Portal Brasileiro da Soldagem. Disponível em: www.infosolda.com.br Acesso em: 2010.

BONACORSO, N. G.; **Automatização dos processos de medição de superfícies e de deposição por soldagem visando à recuperação de rotores de turbinas hidráulicas de grande porte**, Tese de doutorado, Universidade Federal de Santa Catarina, UFSC, Florianópolis, 2004.

BREGLIOZZI, G.; A. DI SCHINO, A. D.; AHMED, S. I. U; KENNY, J. M.; HAEFKE, H. **Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes**, Wear 258, pg 503–510, (2005).

BRUNATTO, S. F.; ALLENSTEIN, A. N.; ALLENSTEIN, C. L. M. and BUSCHINELLI, A. J. A. **Cavitation erosion behaviour of niobium**. Wear 274-275, 2012.

CABRAL, T. S.; CRUZ Jr, L. P. S.; SILVA, F. G.; BRAGA, E. M. **Desenvolvimento e estudo da viabilidade de um injetor de arame adicional para o processo de soldagem MIG/MAG e FCAW**, 6º COBEF, Caxias do Sul, RS, Brasil, 2011.

CALAINHO, J. A. L.; HORTA, C. A.; GONÇALVES, C.; LOMÔNACO, F. G. **Cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis e Kaplan no Brasil**. XV SNPTEE – Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica, Paraná, Outubro de 1999.

CARDOSO, R. L.; PRADO, E. M.; OKIMOTO, P. C.; **Avaliação da Influência de Gases Proteção Contendo Diferentes Teores de CO₂ nas Características dos Revestimentos Soldados Visando o Reparo de Turbinas Erodidas por Cavitação**, Soldagem & Inspeção, Ano 8, No. 2, Jun., 2003.

CARVALHO, R. S.; KINDERMANN, R. M.; DUTRA, J. C. e BONACORSO, N. G. **Estudo sobre a influencia da frequência de tecimento nas características dos cordões em operações de revestimento de modo automatizado**. 6º COBEF, Caxias do Sul, RS, 2011.

ÇELIK, H. and KAPLAN, M. **Effects of silicon on the wear behaviour of cobalt-based alloys at elevated temperature**. Wear 257, 606–611, 2004.

CHATTOPADHYAY, R. **High silt wear of hydroturbine runners**. Wear 162-164, 1040-1044, 1993.

CHIU, K. Y.; CHENG, F. T.; MAN, H. C.; **Evolution of surface roughness of some metallic materials in cavitation erosion**, Ultrasonics 43, pg 713–716, (2005).

CORREA, C. A. **Aço inoxidável martensítico aplicado em revestimento pelo processo MIG pulsado e convencional**. Dissertação de Mestrado, UNICAMP, 2000.

CRUZ Jr, L. P. S. C.; CABRAL, T. S.; MENDONÇA, E. A. M.; CASTRO, D. J. R.; BARBOZA F, L. S.; BRAGA, E. M.; FERRARESI, V. A. **Influência da Variação do Tecimento, Ângulo de Ataque e Velocidade de Alimentação sobre a Geometria de Cordões de Revestimento pelo Processo MIG-DWOA**, 6º COBEF, Caxias do Sul, RS, 2011.

CUPPARI, M. G. DI. V.; SINATORA, A.; WISCHNOWSKI, F.; TANAKA, D. K. **Correlation between microstructure and cavitation-erosion resistance of high-chromium cast steel - preliminary results**. Wear 225-229, 517-522, 1999.

CUPPARI, M. G. DI. V.; SOUZA, R. M.; SINATORA, A.: **Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe–Cr–Ni–C alloys**. Wear 258 (2005) 596–603.

DA SILVA, W. M. and DE MELLO, J. D. B. **Simulação de desgaste abrasivo via eventos múltiplos**. Ciência e Tecnologia dos Materiais, vol. 18, nº 1/2, 2006.

DE MELLO, J. D. B.; GONÇALVES Jr, J. L. and COSTA, H. L. **Influence of surface texturing and hard chromium coating on the wear of steels used in cold rolling mill rolls**. Wear 302, 1295-1309, 2013.

DESALE, G. R.; PAUL, C. P.; GANDHI, B. K.; JAIN, S. C. **Erosion wear behavior of laser clad surfaces of low carbon austenitic steel**, Wear 266 (2009) 975–98.

DIAZ, E.; AMADO, J. M.; MONTERO, J.; TOBAR, M. J.; YANEZ, A. **Comparative study of Co-based alloys in repairing low Cr-Mo steel components by laser cladding**. Physics Procedia 39, 368-375, 2012.

DIAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; BUSCHINELLI, A. J. A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. **Resistencia a Erosão por Cavitação de Revestimentos Depositados pelo Processo de Soldagem a Plasma com Arco Transferido**. Soldagem Inspeção, São Paulo, Vol. 13, No.1, p.011-018, 2008.

ESPITIA, L. A.; A. TORO, A.: **Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components**. Tribology International 43 (2010) 2037–2045.

ESPITIA, L. A.; VARELA, L.; PINEDO, C. E.; TSCHIPTSCHIN, A. P. **Cavitation erosion resistance of low temperature plasma nitrided martensitic stainless steel**. Wear 301, 449-456, 2013.

FARNIA, A.; GHAINI, F. M.; RAO, J. C.; OCELIK, V.; De HOSSON, J. Th. M. **Effect of Ta on the microstructure and hardness of Stellite 6 coating deposited by low power pulse laser treatments**. Surface & Coatings Technology 213, 278–284, 2012.

FELIZARDO, I e BRACARENSE, A. Q.; **Influencia do ângulo da tocha e do sentido de soldagem no crescimento colunar e na penetração de cordões de solda realizados com o processo GMAW robotizado**. 2º COBEF, 2003.

FERREIRA, R. B e VENTRELLA, V. A.; **Influência da camada de revestimento na recuperação por soldagem de turbinas hidráulicas danificadas por erosão**

cavitacional. XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica - 22 a 26 de agosto de 2005.

FERRENO, D.; ALVAREZ, J. A.; RUIZ, E.; MENDEZ, D.; RODRIGUEZ, L.; HERNANDEZ, D. **Failure analysis of Pelton turbine manufactured in soft martensitic stainless steel casting**, Engineering Failure Analysis (2010).

FOUILLAND, L.; EL MANSORI, M. and GERLAND, M. **Role of welding process energy on the microstructural variations in a cobalt base superalloy hardfacing**. Surface & Coatings Technology 201, 6445–6451, 2007.

FRANCIS, J. A.; BEDNARZ, B. and BEE, J. V. **Prediction of steady state dilution in multipass hardfacing overlays deposited by self shielded flux cored arc welding**. Science and Technology of Welding and Joining, vol. 7, n° 2, 2002.

FRATARI, R. Q.; SCHVARTZMAN, M. M. A. M e SCOTTI, A. **Otimização dos parametros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapa de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L**. Soldagem e Inspeção, vol. 15, n° 3, 209-217, 2010.

FRENK, A. and KURZ, W. **Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt based alloy**. Wear 174, 81-91, 1994.

GANESH, P.; MOITRA, A.; TIWARI, P.; SATHYANARAYANAN, S.; KUMAR, H.; RAI, S. K.; KAUL, R.; PAUL, C. P.; PRASAD, R. C.; KUKREJA, L. M. **Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel**. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 3748–3756.

GARCIA, D. B. C.; FERRARESI, V. A.; **Influência da técnica de soldagem e do tipo de metal de adição na resistência ao desgaste de revestimento duro**, 20º POSMEC – Simpósio do Programa de Pós-graduação, UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA - UFU, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2010.

GEORGIEVICH, S. V.; **Turboatom – Harkovskij turbinnyj zavod, OAO**, Ucrânia. Disponível em: www.ua.all.biz/pt. Acesso em: agosto de 2012;

GHOLIPOUR, A.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. **Microstructure and wear behavior of stellite 6 cladding on 17-4 PH stainless steel**. Journal of Alloys and Compounds 509 (2011) 4905–4909.

GIACCHI, J. V.; MORANDO, C. N.; FORNARO, O. and PALACIO, H. A.; **Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co-Cr-Mo alloys**. Materials Characterization vol. 62, pg. 53-61, 2011.

GOMES, J. H. F.; DA COSTA, S. C.; PAIVA, A. P.; BALESTRASSI, P. P.. **Otimização de Múltiplos Objetivos na Soldagem de Revestimento de Chapas de Aço Carbono ABNT 1020 Utilizando Arame Tubular Inoxidável Austenítico**. Soldag. insp. São Paulo, Vol.16, No. 3, p.232-242, Jul/Set 2011.

GOMES, R.; HENKE, S.; D'OLIVEIRA, A. S. **Microstructural Control of Co-based PTA Coatings**. Materials Research. 2012; 15(5): 796-800.

GONÇALVES, B. H. B.; **Estudo Comparativo da Resistência a Erosão por Cavitação do Metal de Solda Depositado por um Arame Tubular Tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo e do Aço Fundido ASTM A 743 CA-6NM**, Dissertação de Mestrado, UFMG, 2007.

GULER, M.; GULER, E.; KAHVECI, N.; **Aspects of thermal martensite in a FeNiMnCo alloy**, Micron 41, pg 537–539, (2010).

GUPTA, K. P. **Section II: Phase Diagram Evaluations**. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. Vol. 26. Nº1, 2005.

GUPTA, K. P. **Section II: Phase Diagram Evaluations**. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. Vol. 27. Nº2, 2006.

HACKER, H. T. M.; **Hacker Industrial Ltda – Turbinas Hidráulicas, Francis, História**. Brasil. Disponível em: www.hacker.ind.br. Acesso em: junho de 2011.

HATTORI, S.; ISHIKURA, R.; **Revision of cavitation erosion database and of stainless steel data**, Wear 268 (2010) 109-116.

HATTORI, S.; MIKAMI, N.; **Cavitation erosion resistance of satellite alloys weld overlays**, Wear 267, 1954-1960, 2009.

HEATHCOCK, C. J.; PROTHEROE; B. E.; BALL, A. **Cavitation erosion of stainless steels**. *Wear*, 81 (1982) 311 – 327.

HENKE, S. L.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CORRÊA, J. A.; **Especificação de Procedimentos de Reparo por Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios sem Tratamento Térmico Posterior**, XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da

Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Íbero-Americano de Soldagem, Fortaleza - Ceará, 1998.

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

HSIEH, C-C; LIN, D-Y.; CHANG, T-C.; **Microstructural evolution during the $\alpha/\gamma/\epsilon$ phase transformation of the SUS 309LSi stainless steel after aging under various nitrogen atmospheric ratios.** Materials Science and Engineering A 475 (2008).

HUTLI, E. A. F.; NEDELJKOVIC, M. S.; RADOVIC, N. A. **Mechanics of submerged jet cavitating action: material properties, exposure time and temperature effects on erosion.** Arch Appl Mech (2008) 78: 329–341.

JESHVAGHANI, R. A.; SHAMANIAN, M.; JABERZADEH, M. **Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6.** Materials and Design 32 (2011) 2028–2033.

JI, S.; ZHANG, L.; LIU, X.; YANG, J.; **Effect of welding technologies on decreasing welding residual stress of francis turbine runner,** J. Mater. Sci. Technol., 2010, 26(10), 951-956.

KAÇAR, R.; BAYLAN, O. **An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels.** Materials and Design 25 (2004) 317–329.

KARIMI, A.; LEO, W. R. **Phenomenological Model for Cavitation Erosion Rate Computation.** Materials Science and Engineering, 95 (1987) 1-14.

KASHANI, H.; AMADEH, A.; GHASEMI, H. M. **Room and high temperature wear behaviors of nickel and cobalt base weld overlay coatings on hot forging dies.** Wear 262 (2007) 800–806.

KASHANI, H.; LARIDJANI, M. S.; AMADEH, A. **The influence of volumetric dilution on the strain induced $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in GTAW processed Co–Cr–Mo alloy.** Materials Science and Engineering A 478 (2008) 38–42.

KATSICH, C.; BADISCH, E.; ROY, M.; HEATH, G. R.; FRANEK, F. **Erosive wear of hardfaced Fe–Cr–C alloys at elevated temperature,** Wear 267 (2009) 1856-1864.

KENNAMETAL, Kennametal Stellite Ltda - Stellite alloys. Disponível em: www.stellite.com. Acesso em: janeiro de 2014.

KESAVAN, D.; KAMARAJ, M. **Influence of aging treatment on microstructure, wear and corrosion behavior of a nickel base hardfaced coating.** Wear 272 (2011) 7– 17.

KHURANA, S.; NAVTEJ; SINGH, H. **Effect of cavitation on hydraulic turbines- A review.** International Journal of Current Engineering and Technology, Vol.2, No.1 (2012).

KIM, J. H.: **The effects of Mn and B on the cavitation erosion resistance of austenitic Fe-base hardfacing alloys.** Materials Science and Engineering A 477 (2008) 204–207.

KIM, J. H.; NA, K. S.; KIM, G. G.; YOON, C. S.; KIM, S. J. **Effect of manganese on the cavitation erosion resistance of iron–chromium–carbon–silicon alloys for replacing cobalt-base Stellite.** Journal of Nuclear Materials 352 (2006) 85–89.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2nd Ed. Wiley-Interscience. 2002.

KRELLA, A.; CZYZNIEWSKI, A. **Cavitation erosion resistance of Cr–N coating deposited on stainless steel.** Wear 260 (2006) 1324–1332.

KUMAR, A.; BOY, J.; ZATORSKI, R.; STEPHENSON, L. D.; **Thermal Spray and Weld Repair Alloys for the Repair of Cavitation Damage in Turbines and Pumps: A Technical Note,** Journal of Thermal Spray Technology, Volume 14(2) June 2005.

KUMAR, P.; SAINI, R. P.: **Study of cavitation in hydro turbines—A review.** Renewable and Sustainable Energy Reviews 14 (2010) 374–383.

KWOK, C. T.; CHENG, F. T.; MAN, H. C. **Laser-fabricated Fe-Ni-Co-Cr-B austenitic alloy on steels. Part I. Microstructures and cavitation erosion behaviour.** Surface and Coatings Technology 145 (2001). 194_205.

LAGUNA-CAMACHO, J.R.; R.LEWIS, R.; VITE-TORRES, M.; MENDEZ-MENDEZ, J. V. **A study of cavitation erosion on engineering materials.** Wear 301 (2013) 467–476.

LEVIN, B. F.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. **Weld overlay coatings for erosion control.** Wear 181-183 (1995) 810-820.

LI, S. **Cavitation enhancement of silt erosion — Na envisaged micro model.** Wear 260 (2006) 1145–1150.

LIANG, Q. W.; RODRÍGUEZ, C. G.; EGUSQUIZA, E.; ESCALER, X.; FARHAT, M.; AVELLAN, F. **Numerical simulation of fluid added mass effect on a francis turbine runner.** Computers & Fluids 36 (2007) 1106–1118.

LIN, W.C.; CHEN, C. **Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding.** Surface & Coatings Technology 200 (2006) 4557 – 4563.

LIPPOLD, J. C.; KOTECHI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** A Wiley-Intersciences publication, 2005.

LIU, R.; XI, S. Q.; KAPOOR, S.; WU, X. J.: **Effects of chemical composition on solidification, microstructure and hardness of CO-CR-W-NI and CO-CR-MO-NI alloy systems.** ijrras 5 (2), november 2010.

LO, K. H.; CHENG, F. T.; KWOK, C. T.; MAN, H. C. **Laser transformation hardening of AISI 440C martensitic stainless steel for higher cavitation erosion resistance,** Surface and Coatings Technology 173 (2003) 96–104.

LUO, F.; COCKBURN, A.; LUPOI, R.; SPARKES, M.; O'NEILL, W. **Performance comparison of Stellite 6® deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding.** Surface & Coatings Technology 212 (2012) 119–127.

MACHADO, O. **Consumo de energia elétrica no país crescerá 4,8% ao ano até 2020,** INFORME À IMPRENSA - Demanda de energia elétrica – 10 anos, Empresa de Pesquisa Energética – EPE, Rio de Janeiro. Disponível em: www.blogbelomonte.com.br/category/setor-energetico e www.epe.gov.br. Acesso em: julho de 2011.

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 510 (2012) 71– 77.

MADADI, F.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. **Cladding of stellite composite on carbon steel by gas tungsten arc welding (gtaw).** international journal of issi, vol.6 (2009), no. 2, pp.34-37.

MADADI, F.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. **Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process.** surface & coatings technology 205 (2011) 4320–4328.

MALAYOGLU, U.; NEVILLE, A. **Mo and W as alloying elements in Co-based alloys—their effects on erosion–corrosion resistance.** Wear 259 (2005) 219–229.

MALDONADO, S. G.; MISCHLER, S.; CANTONI, M.; CHITTY, W. J.; FALCAND, C.; HERTZ, D. **Mechanical and chemical mechanisms in the tribocorrosion of a stellite type alloy.** Wear, 2013.

MARQUES, P. V.; TREVISAN, R. E. **An sem-based method for the evaluation of the cavitation erosion behavior of materials.** materials characterization 41:193–200 (1998).

MENDONÇA, N. B. **uma contribuição ao estudo do desenvolvimento da soldagem fcaw com arame frio.** Trabalho de Tonclusão de Turso, UFPA, 2007.

MINGXIA, L.; YIZHU, H.; GUOXIONG, S. **Microstructure and wear resistance of laser clad cobalt-based alloy multi-layer coatings.** Applied Surface Science 230 (2004) 201–206.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis.** Coleção Tecnologia da Soldagem Vol. 1, SENAI-SP, 2001.

MULLER, G. M. **Despacho de máquinas e geração de usina hidrelétrica individualizada utilizando algoritmos genéricos.** Dissertação de Mestrado. COPPE-RJ, 2010.

MUSARDO, G. B.: **Análise Microestrutural de Revestimentos Usados no Reparo de Turbinas Hidráulicas Danificadas pela Cavitação.** Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, 2006.

MUSARDO, G. B.; ARAÚJO, M. R. V.; YAMAKAMI, W. J.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGOS, J. **Recuperação de turbinas hidráulicas cavitadas por deposição de revestimentos a base de cobalto – aspectos microestruturais.** 60º congresso anual da associação brasileira de metalurgia e materiais. 2005.

NATSUME, M.; HAYASHI, Y.; AKEBONO, H.; KATO, M.; SUGETA, A. **Fatigue properties and crack propagation behavior of stainless cast steel for turbine runner of hydraulic power generation**, Procedia Engineering 2 (2010) 1273-1281.

OKADA, T.; HATTORI, S.; SHIMIZU, M. **Relation between impact load and the damage produced by cavitation bubble collaps**, Wear 184 (1995) 231-239.

OKAMOTO, H. **Supplemental literature review: Section III - Co-Fe (Cobalt-Iron)**. Journal of Phase Equilibria and Diffusion Vol. 29 No. 4, 2008.

OLIVEIRA, A. R. F. **Desenvolvimento de um microscópio confocal de varredura laser para caracterização topográfica de superfícies**. Dissertação de Mestrado, UFU. 2012.

OLIVEIRA, C. J.; PALMA, E. S. **Análise da interação dinâmica entre irregularidades superficiais e desvios de formas na geração ruído em components mecânicos**. Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecânica, Vol. 17, Nº.1, pp. 89-110, 2013.

OZOLS, A.; SIRKIN, H. R.; VICENTE, E. E. **Segregation in Stellite powders produced by the plasma rotating electrode process**. Materials Science and Engineering A262 (1999) 64–69.

PADHY, M. K.; SAINI, R. P. **A review on silt erosion in hydro turbines**. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 12 (2008), 1974-1987.

PARK, M. C.; KIM, K. N.; SHIN, G. S.; KIM, S. J. **Effects of strain induced martensitic transformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of Fe-Cr-Ni-C alloys**, Wear, 2011.

PATELLA, R. F.; CHOFFAT, T.; REBOUD, J-R.; REBOUD, J-L.; ARCHER, A. **Mass loss simulation in cavitation erosion: Fatigue criterion approach**. Wear 300 (2013) 205–215.

PAYRI, R.; SALVADOR, F. J.; GIMENO, J.; MORENA, J. de L. **Study of cavitation phenomena based on a technique for visualizing bubbles in a liquid pressurized chamber**, International Journal of Heat and Fluid Flow 30 (2009) 768-777.

PESSOA, A. R. P.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P.; AGUIAR, W. M.; ASSIS, F. **Seleção de Parâmetros Através do Método Taguchi para Soldagem de Revestimento com**

Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG. Soldag. insp. São Paulo, Vol. 15, No. 4, p.317-324, Out/Dez 2010.

PODREZ-RADZISZEWSKA, M.; HAIMANN, K.; DUDZIŃSKI, W.; MORAWSKA-SOŁTYSIK, S. **Characteristic of intermetallic phases in cast dental CoCrMo alloy.** Archives of foundry engineering volume 10, issue 3/2010, 51-56.

PRADO, E. M. **Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo.** Dissertação de Mestrado, UFPN, Curitiba-PN, 2004.

PROCOPIAK, L. A.J.; DE SOUZA, N. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C.; XIAOJUN, Z. **Efeito dos processos de modificação superficial na resistência a erosão de cavitação.** Programa de P&D COPEL/ANEEL, 2000.

PUGSLEY, V. A.; ALLEN, C. **Microstructureproperty relationships in the cavitation erosion of tungsten carbide–cobalto.** Wear 233–235, (1999), 93–103.

PUKASIEWICS, A.; CAPRA, A. R.; PAREDES, R. S. C.; CHANDELIER, J. L. **Influência dos Parâmetros de Processo na Resistência à Cavitação de uma Liga Inoxidável com Cobalto Aspergida a Arco.** 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006.

RADU, I.; LI, D. Y.; LLEWELLYN, R. **Tribological behavior of Stellite 21 modified with yttrium.** Wear 257 (2004) 1154-1166.

RAO K. P.; DAMODARAM, R.; RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; REDDY, G. M.; NAGALAKSHMI, R. **Friction surfaced Stellite 6 coating.** Materials Characterization 70 (2012) 111-116.

RAO, N. V.; REDDY, G. M.; NAGARJUNA, S.; **Weld overlay cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel – Structure and properties,** Materials and Design 32 (2011) 2496–2506.

RASOOL, G.; STACK, M. M. **Wear maps for TiC composite based coatings deposited on 303 stainless steel.** Tribology International 74 (2014) 93–102.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de Ligas para Revestimentos por PTA Resistentes à Cavitação.** Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, 2007.

RIBEIRO, H. O.; BUSCHINELLI, A. J. A.; DUTRA, J. C.: **Resistência à Erosão por Cavitação de Aços Inoxidáveis Austeníticos CrMnSiN Depositados por PTA.** Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.121-129, Abr/Jun 2010.

RICHMAN, R. H.; e MCNAUGHTON, W. P. **Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals.** *Wear*, 140 (1990) 63-82.

RODRIGUES, C. E. A. L. **Caracterização do metal de solda de eletrodos inoxidáveis austeníticos da classe AWS E309.** Dissertação de Mestrado, UFC, Fortaleza-CE, 2002.

ROMO, S. A.; SANTA, J. F.; GIRALDO, J. E.; TORO, A. **Cavitation and high-velocity slurry erosion resistance of welded Stellite 6 alloy,** *Tribology International*, 2011.

ROSALBINO, F.; SCAVINO, G. **Corrosion behavior assessment of cast and HIPed Stellite 6 alloys in a chloride-containing environment.** *Electrochimica Acta*, 2013.

SÁBIO, A. D., **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo MAG com Arame Frio.** Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Pará, Pará, 2007.

SAEED, R. A.; GALYBIN, A. N.; POPOV, V. **Modelling of flow-induced stresses in a Francis turbine runner.** *Advances in Engineering Software* 41 (2010) 1245–1255.

SANTA, J. F.; BLANCO, J. A.; GIRALDO, J. E.; TORO, A.: **Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coating,** *Wear* 271, 2011.

SANTA, J. F.; ESPITIA, L. A.; BLANCO, J. A.; ROMO, S. A.; TORO, A. **Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings,** *Wear* 267 (2009) 160-167.

SANTOS, J. F.; GARZON, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P. **Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding.** *Materials Science and Engineering A* 382 (2004) 378–386.

SASIKALA, G.; **Kinetics of transformation of delta ferrite during creep in a type 316(N) stainless steel weld metal.** *Materials and Engineering A* 359 (2003) 86-90.

SCOTTI, A., PONOMAREV, V.; **Soldagem MIG/MAG,** Livro, ArtLiber, 2008.

SHARIFITABAR, M.; HALVAEE, A.; **Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels,** *Materials and Desing* 31 (2010) 3044-3050.

SHIN, J-C.; DOH, J-M.; YOON, J-K.; LEE, J-K.; KIM, J-S. **Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt-base Stellite hardfacing alloys.** Surface and Coatings Technology 166 (2003) 117–126.

SHIVAMURTHY, R. C.; KAMARAJ, M.; NAGARAJAN, R.; SHARIFF, S. M.; PADMANABHAM, G. **Influence of microstructure on slurry erosive wear characteristics of laser surface alloyed 13Cr-4Ni steel,** Wear 267 (2009) 204-212.

SILVA, F. G.: **Estudo da Viabilidade do Processo de Soldagem FCAW com Adição de Arame Frio, Aplicado a Indústria Naval.** Dissertação de Mestrado, UFPA, Belém, 2010.

SILVA, F. G.; FERRARESI, V. A.; BRAGA, E. M. **Influencia da Técnica de Soldagem GMAW com Adição de Arame Frio com Oscilação da Tocha nas Características de Qualidade dos Revestimentos do Aço Inoxidável Austenítico.** XXXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 2012.

SILVA, F. G.; FERRARESI, V. A.; BRAGA, E. M.; **Adequação do processo de soldagem MIG/MAG com adição de arame frio na qualidade do revestimento com aço inoxidável austenítico sobre um aço ao carbono comercial,** 21º - Simpósio do Programa de Pós-graduação, Universidade Federal de Uberlândia - UFU, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2011.

SILVA, F. G.; MENDONÇA, E. A. M.; BRAGA, E. M.; **Análise da Soldagem FCAW com a Adição de Arame Frio Aplicado a Indústria Naval,** VI CONEM, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

SINGH, R.; TIWARI, S. K.; MISHRA, S. K.; **Cavitation erosion in hydraulic turbine components and mitigation by coatings: corrent status and future needs,** Journal of Materials Engineering and Performance, October, 2011.

SPENCER, K.; EMBURY, J. D.; CONLON, K. T.; VERON, M.; BRECHET, Y. **Strengthening via the formation of strain-induced martensite in stainless steels,** Materials Science and Engineering A, 387-389 (2004) 873-881.

STROBEL, E. F.: **Efeito do Tratamento Térmico na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM em Meio Marinho Sintético,** Dissertação de Mestrado, Universidade São Francisco, 2005.

THIBAUT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M.; GHARGHOURI, M.; COTE, M. **Residual stress characterization in low transformation temperature 13%Cr-4%Ni stainless steel weld by neutron diffraction and the contour method**, Materials Science and Engineering A, 527 (2010) 6205-6210.

VAZ, C. T.: **Avaliação da Resistência à Erosão por Cavitação do Metal de Soldas Produzidas com Consumíveis Tipo 13%Cr4%Ni0,4%Mo**, Dissertação de Mestrado, UFMG, 2004.

VERA, M. A.; SAENZ, J. A. O.; RODRIGUEZ, M. A. L. H. **A study of the wear performance in a hip simulator of a metal-metal Co-Cr alloy with different boron additions**. Wear 301 (2013) 175–181.

VOORT, G. F. V. **Metallography and Microstructures of Cobalt and Cobalt Alloys**, Metallography and Microstructures, Vol 9, ASM Handbook, ASM International, p. 762–774, 2004.

WANG, L.; LI, D. Y. **Effects of yttrium on microstructure, mechanical properties and high-temperature wear behavior of cast Stellite 6 alloy**. Wear 255 (2003) 535–544.

WANG, P.; LU, S. P.; XIAO, N. M.; LI, D. Z.; LI, Y. Y. **Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel**. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 3210–3216.

WANG, Z.; ZHU, J. **Correlation of martensitic transformation and surface mechanical behavior with cavitation erosion resistance for some iron-based alloys**. Wear 256 (2004) 1208–1213.

WEI, M. X.; WANG, S. Q.; CUI, X. H. **Comparative research on wear characteristics of spheroidal graphite cast iron and carbon steel**. Wear, 2011.

WILL, C. R.: **Ligas Inoxidáveis Resistentes à Cavitação Depositadas por Plasma – PTA – Arame**. Dissertação de Mestrado, UFPR, 2008.

WILL, C. R.; CAPRA, A. R.; PUKASIEWICZ, A. G. M.; CHANDELIER, J. G.; PAREDES, R. S. C. **Estudo comparativo de três ligas austeníticas com cobalto resistentes à cavitação depositadas por plasma pulsado térmico**, Soldagem Inspeção, São Paulo, Vol. 15, Nº. 1, 2010.

XU, G.; KUTSUNA, M.; LIU, Z.; SUN, L. **Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding with powder mixture of Stellite-6 and tungsten carbide.** Surface & Coatings Technology 201 (2006) 3385–3392.

YAO, M. X.; WU, J. B. C.; XIE, Y. **Wear, corrosion and cracking resistance of some W- or Mo-containing Stellite hardfacing alloys.** Materials Science and Engineering A 407 (2005) 234–244.




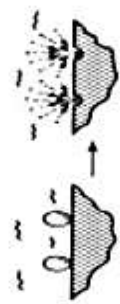
ZANDRAHIMI, M.; BATENI, M. R.; POLADI, A.; SZUPUNAR, A. **The formation of martensite during wear of AISI 304 stainless steel.** Wear 264 (2007) 674-678.

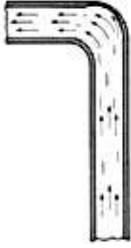
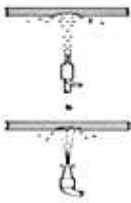
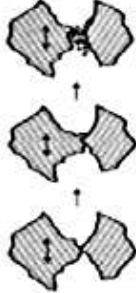
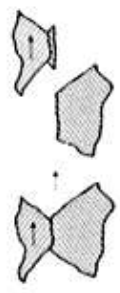
ZHONG, M.; LIU, W.; YAO, K.; GOUSSAIN, J-C.; MAYER, C.; BECKER, A. **Microstructural evolution in high power laser cladding of Stellite 6+WC layers.** Surface and Coatings Technology 157 (2002) 128–137.


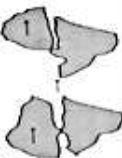

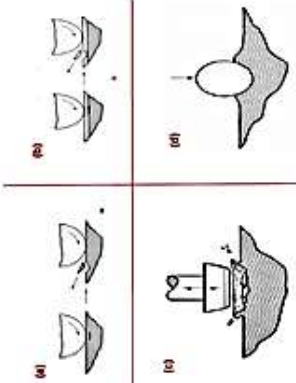
ANEXO I

MECANISMOS BÁSICOS DE DESGASTE

Tabela AN.1 - Mecanismos de Desgaste, tipos, descrições, ilustrações e exemplos

Tipo	Descrição	Imagem	Exemplos
Abrasão em baixa tensão	A superfície apresenta-se ranhurada (como arada). Partículas duras e agudas ou uma outra superfície aguda e dura como que fresa (ou ara) material para formar canais profundos. Neste tipo de desgaste pode-se estabelecer o critério que as forças devem ser baixas o suficiente para não causar a trituração do abrasivo.		Exemplos desse tipo de desgaste por abrasão são os mancais de deslizamento quando atuam em ambientes sujos, roscas transportadoras, equipamentos de mineração, equipamentos da indústria de cimento, peças de máquinas agrícolas, etc.
Abrasão à altas tensões	O desgaste por abrasão com altas tensões caracteriza-se pelo arranhamento, deformação plástica e crateras (buracos ou "pits") marcados na superfície. Normalmente desse tipo de desgaste é mais severo e produz deformações plásticas e ranhuras profundas na direção do movimento.		
Erosão por Choque de Sólido	Erosão por Choque de sólido (Solid Particle impingement) Continua sucessão de impactos de partículas sólidas sobre uma superfície. As partículas impactantes são muito menores do que a superfície submetida à erosão.		O exemplo mais severo desse tipo de desgaste é o jateamento erosivo.
Erosão por Cavitação	Cavitação é a perda progressiva de material de um sólido devido à ação de bolhas em um líquido colapsando próximo a superfície deste sólido. Cria jatos de líquidos muito pequenos para preencher o espaço vazio. Pode causar a remoção de camadas passivas levando a um mecanismo combinado de corrosão.		Exemplos. Qualquer sistema de bombeamento ou propulsor. Propulsores de navios, tubulações, sistemas de mistura, agitadores ultrassônicos.

Erosão por lodo (slurry erosion)	Ação de uma mistura de partículas sólidas em um líquido (lodo) em movimento com respeito a superfície sólida. A corrosão, se presente, gera partículas abrasiva e mais corrosão pela abrasão de filmes protetores. As partículas devem estar em suspensão. Normalmente seus tamanhos variam entre 10µm até vários milímetros. Muitas vezes é necessário se utilizar partes substituíveis em curvas.		Exemplos: tubulações de bombeamento, bombas, sistemas de flotação mineral, agitadores, equipamento de manuseio com cimento.
Erosão por Jatos Líquidos	Remoção de material progressiva pela ação de impacto de um fluido contra uma superfície. Mecanismo similar à erosão sólida. Dependem do tamanho das gotas, velocidade, ângulo e fluxo. Se o fluxo é de baixa velocidade o mecanismo principal pode ser somente corrosão, mas quando a velocidade aumenta há efeito erosivo com remoção de possíveis camadas passivas protetoras.		Exemplo: Gotas de chuva contra aeronaves, ventiladores para exaustão de gotas líquidas, dispositivos hipersônicos guiando líquidos, palhetas de turbina.
Adesão - Fretting Fatigue	Movimento oscilatório de pequena amplitude entre duas superfícies. É usualmente tangencial e não intencional. Geralmente ocorre entre peças para as quais não há previsão de movimento relativo. O desgaste inicia-se por adesão microscópica. Uma vez que a superfície é piorada o desgaste progride por formação de "pitting". Geralmente é desconsiderado, mas torna-se importante quando o pitting gera uma falha por fadiga.		
Adesão - Fretting corrosion	As junções fraturadas reagem com o oxigênio ou ambiente para formar óxidos ou outros compostos, aumentando taxas de desgaste.		Exemplos: Engrenagens presas a eixos, rolamentos presos a eixos, peças de metal vibrando em trânsito.
Adesão - Desgaste Adesivo	Devido a junção localizada entre superfícies sólidas em contato, levando a transferência de material entre as duas superfícies ou perda de uma delas. O desgaste adesivo ocorre quanto as junções formadas neste processo deformam-se plasticamente, transferem-se ou fraturam.		Exemplos: Engrenagens, cames, pistões, parafusos, etc.

Adesão - Emperramento (Seizure)	Soldagem local em estado sólido pode ser parte do mecanismo. A causa mais frequente é a perda de folga para deslizamento por erro de projeto (dilações) ou por crescimento de partícula de desgaste entre elas.		Exemplos, pistões em cilindros, válvulas, mecanismos deslizante que são usados muito raramente.
Adesão - Galling	Dano a um ou ambos membros em um sistema sólido – sólido, causado por deformação plástica macroscópica da área aparente de contato, levando a formação de excrescência por transferência ou adesão.		Exemplos: Peças deslizantes ajustadas, Válvulas plug, válvulas gaveta, membros de sistemas deslizantes não lubrificados altamente carregados.
Adesão - Desgaste Oxidativo	Superfícies deslizantes reagem com seu ambiente para formar filmes de óxidos que separam as superfícies e mantêm a taxa de desgaste baixa. Observado comumente entre aços num sistema não lubrificado e com baixa carga.		Exemplos. Sistemas deslizantes secos, partes deslizantes em máquinas ferramenta, partes deslizantes em fornos, componentes difíceis de lubrificar, etc.
Fadiga Superficial: (a) Desgaste por Cratera (pitting wear) Pitting; (b) Lascamentos (Spalling); (c) Desgaste por Impacto; (d) Brinelling.	(a) Esforços repetitivos por deslizamento ou rolamento causam trincas e fratura em uma área local da superfície; (b) Partículas fraturam da superfície na forma de escamas; (c) Impacto repetitivo entre duas superfícies produzindo dano e remoção de material; (d) Deformação plástica localizada por aplicação de carga estática.		(a) Exemplos Rolamentos, engrenagens, cames, etc.; (b) Exemplos: cames e engrenagens revestidas, endurecimento superficial muito fino em cames e engrenagens, válvula, etc.; (c) Exemplo: Martelo, furadeiras pneumáticas, batentes, etc.; (d) Exemplo: Sobrecargas em superfícies concordantes, em rodas sobre trilhos, em rolamentos, peça de maquinário pesada transportada em estrada esburacada, fechamento inadvertido de moldes de injeção de plástico com plástico em excesso.

Fonte: *Surface Engineering for Wear Resistance*, Kenneth G. Budinski, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1988, disponível em www.rjzeza.com.br/pesquisas/artigos-1 técnicos/mecanismos-de-desgaste.

ANEXO II

DIAGRAMAS DE FASES

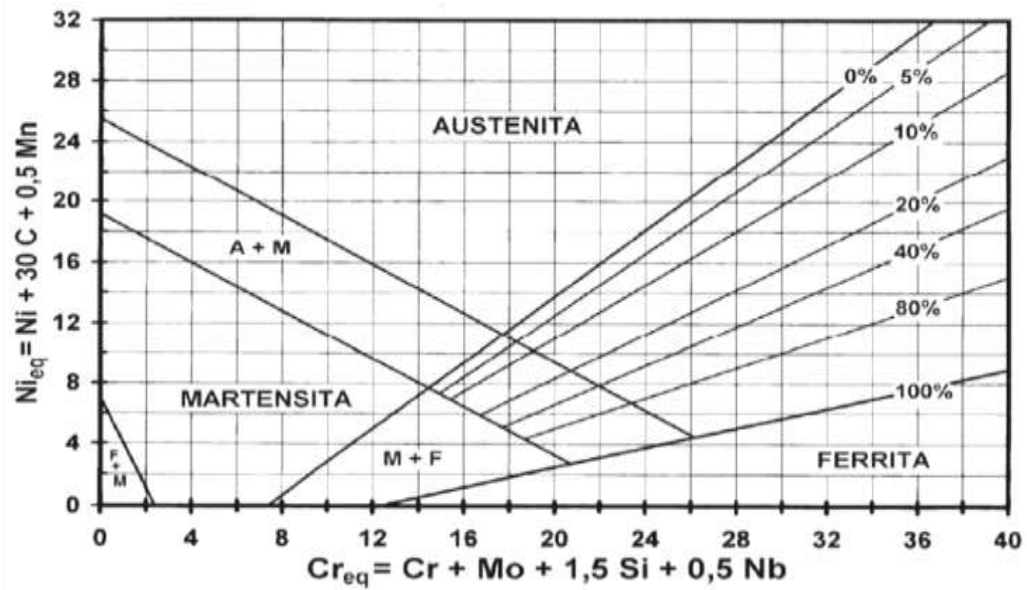


Figura AP.II(a) - Diagrama de Schaeffler (MODENESI, 2001)

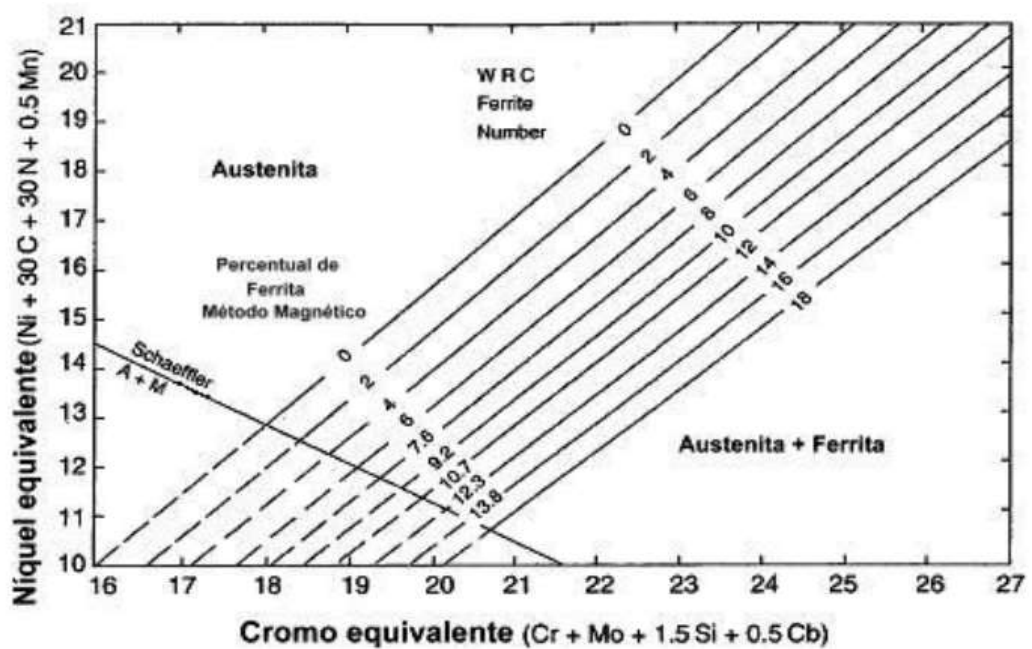


Figura AP.II(b) - Diagrama de De Long (MODENESI, 2001)

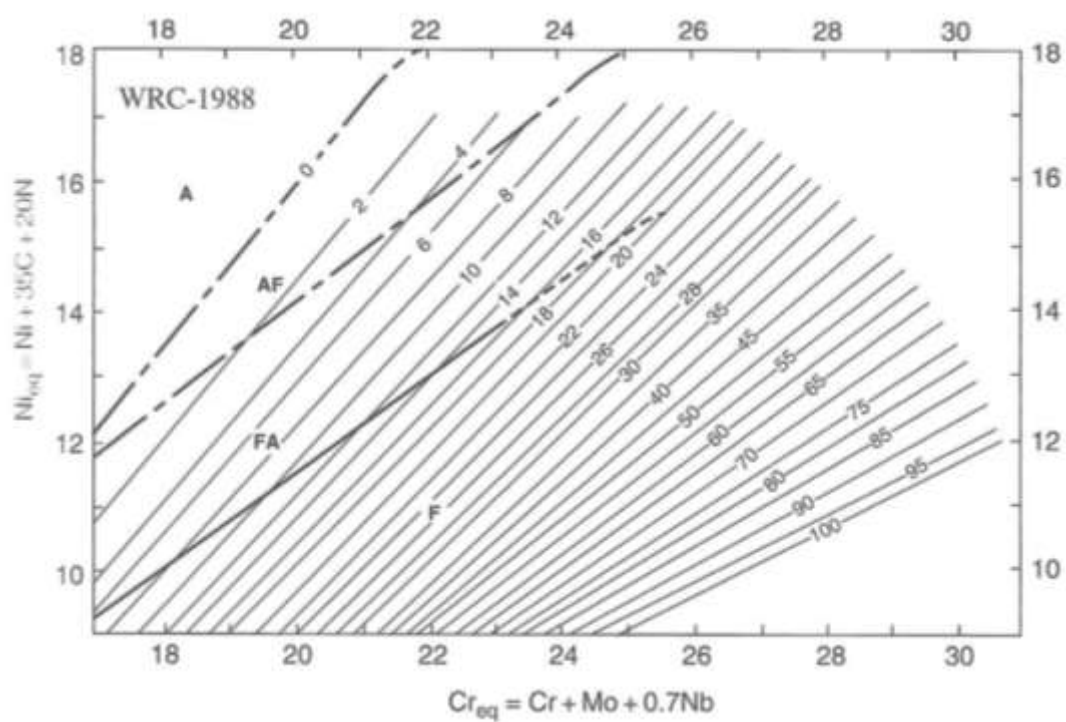


Figura AP.II(c) - Diagrama WRC (MODENESI, 2001)

ANEXO III

DIAGRAMAS DE FASES GERAL PARA AS LIGAS DE COBALTO - CoCr

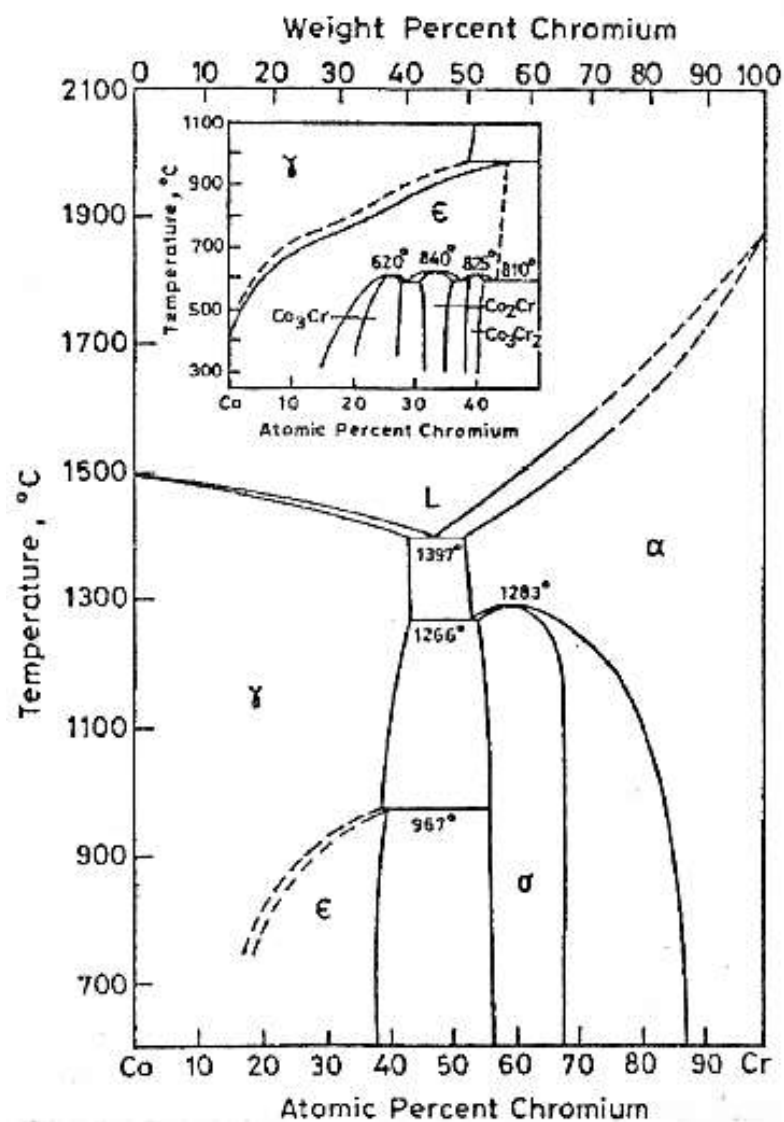


Figura AN- III(a) – Diagrama de fases binário CoCr para a liga de cobalto (ALLIBERT et al., 1978; GUPTA, 1990, *apud* GUPTA, 2005)

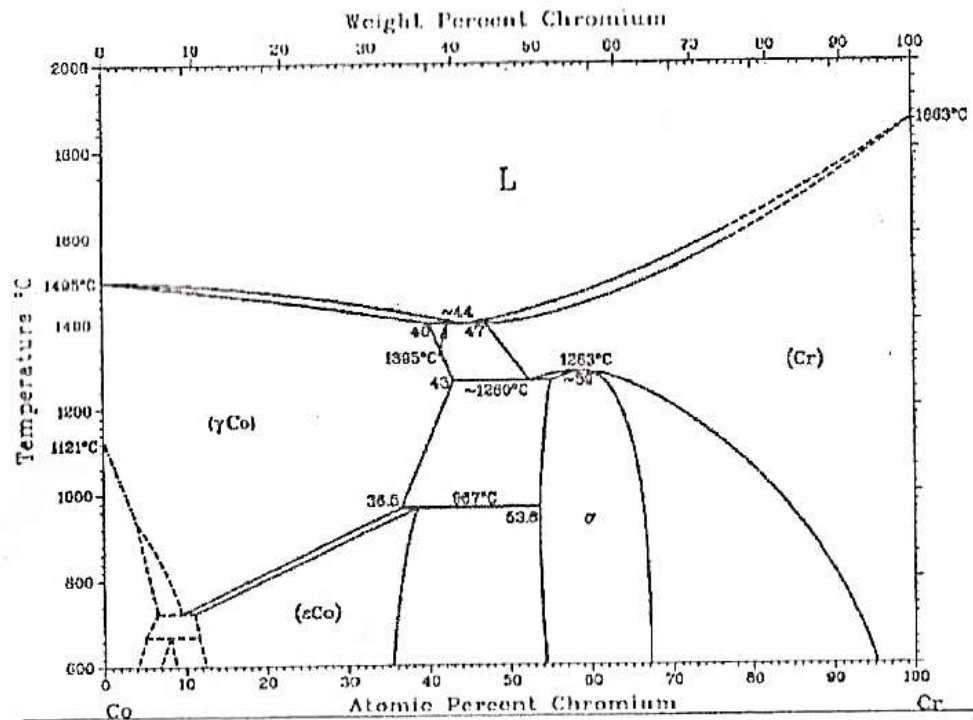


Figura AN- III(b) – Diagrama de fases binário CoCr para a liga de cobalto (apud GUPTA, 2005)

DIAGRAMAS DE FASES PARA A LIGA DE COBALTO DE TIPO CoCrMo

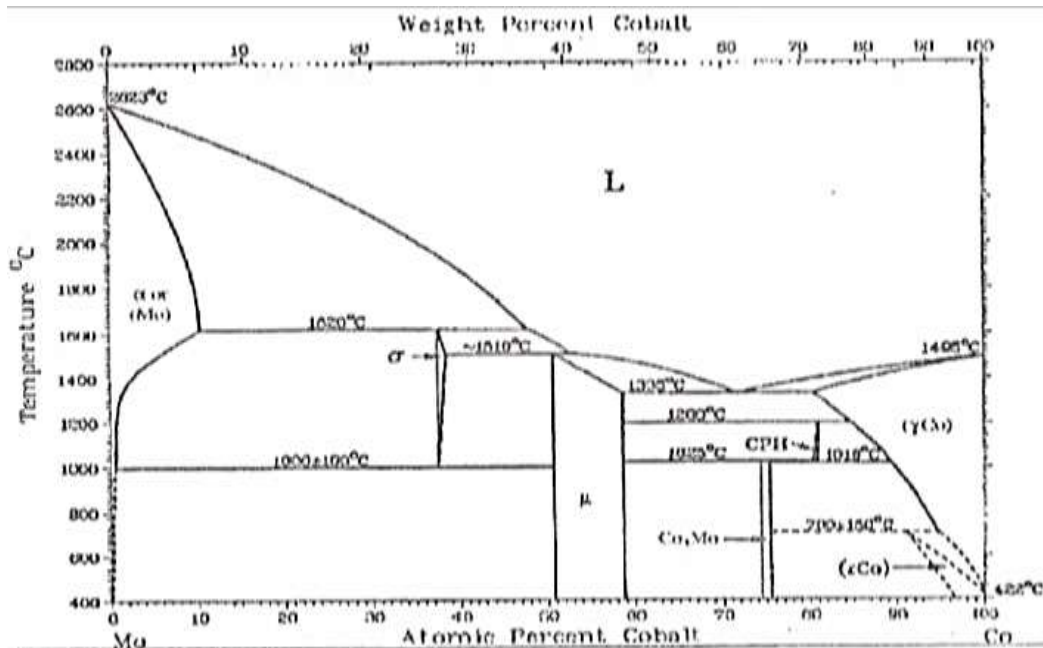


Figura AN- III(c) – Diagrama de fases binário MoCo para a liga de cobalto do tipo Co-Cr-Mo (in GUPTA, 2005)

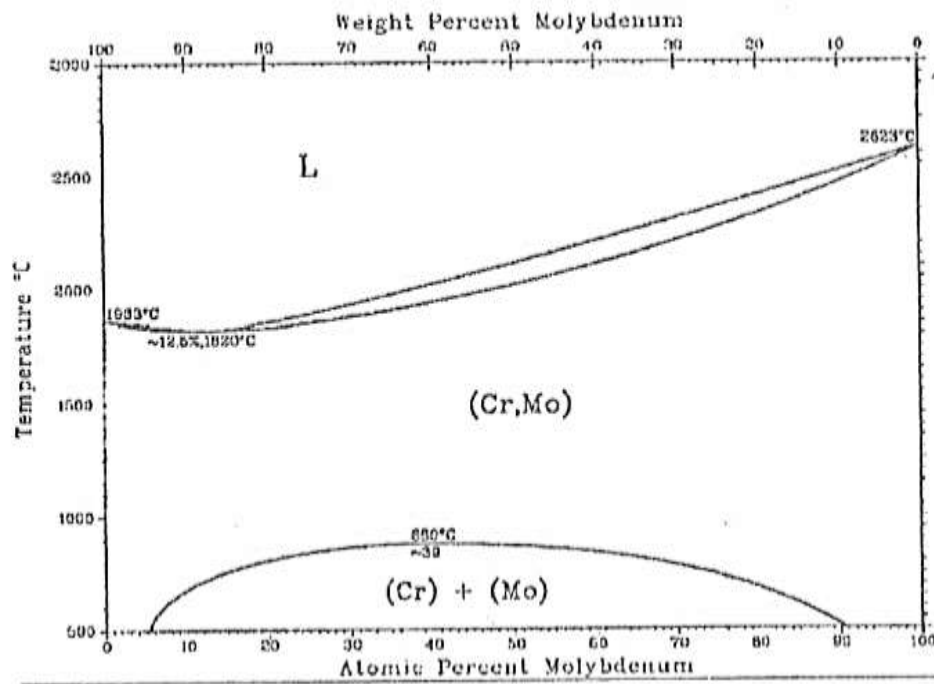


Figura AN- III(d) – Diagrama de fases binário MoCr para a liga de cobalto do tipo Co-Cr-Mo (VENKATRAMAN; NEUMANN, 1987, apud GUPTA, 2005)

MORFOLOGIAS DAS FASES ENCONTRADAS NAS LIGAS DE COBALTO CoCrMo

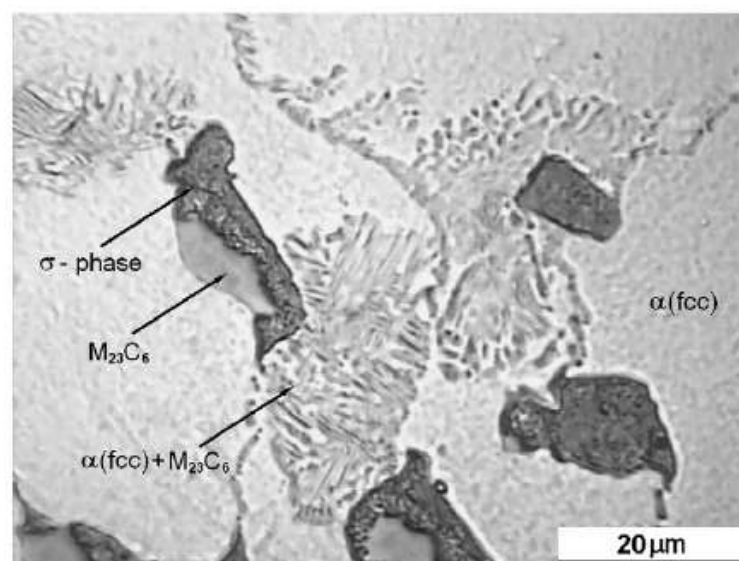


Figura AN- III(e) - Morfologias de algumas fases encontradas na liga de cobalto do tipo Stellite 21/Co-Cr-Mo (GIACCHI et al., 2011)

DIAGRAMAS DE FASES PARA A LIGA DE COBALTO DE TIPO CoCrW

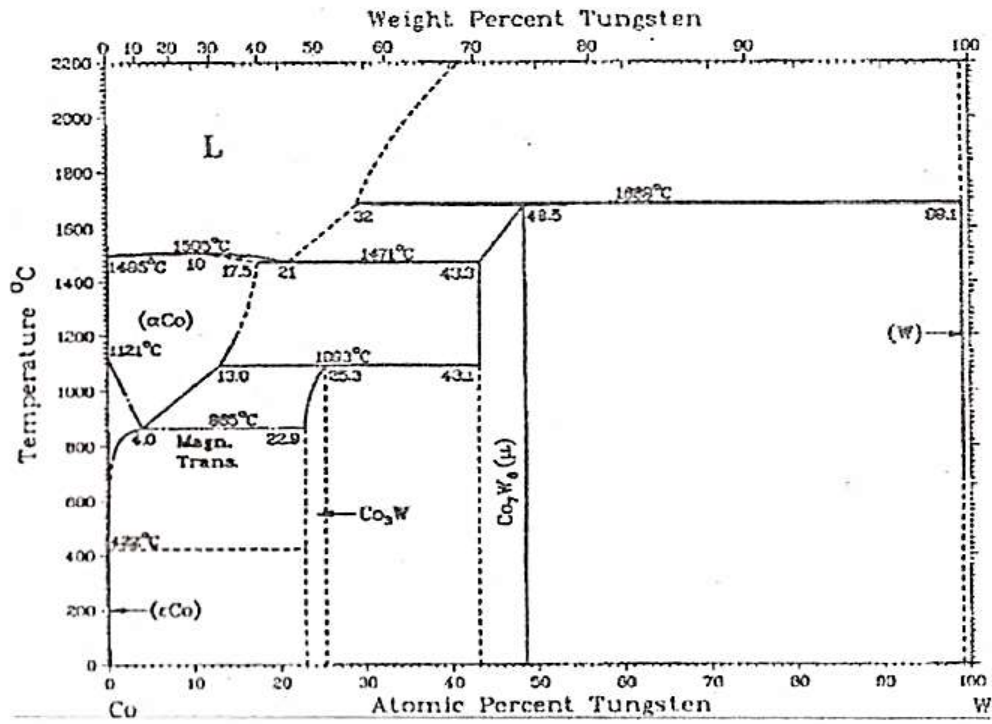


Figura AN- III(f) – Diagrama de fases binário CoW para a liga de cobalto do tipo Co-W (apud GUPTA, 2006)

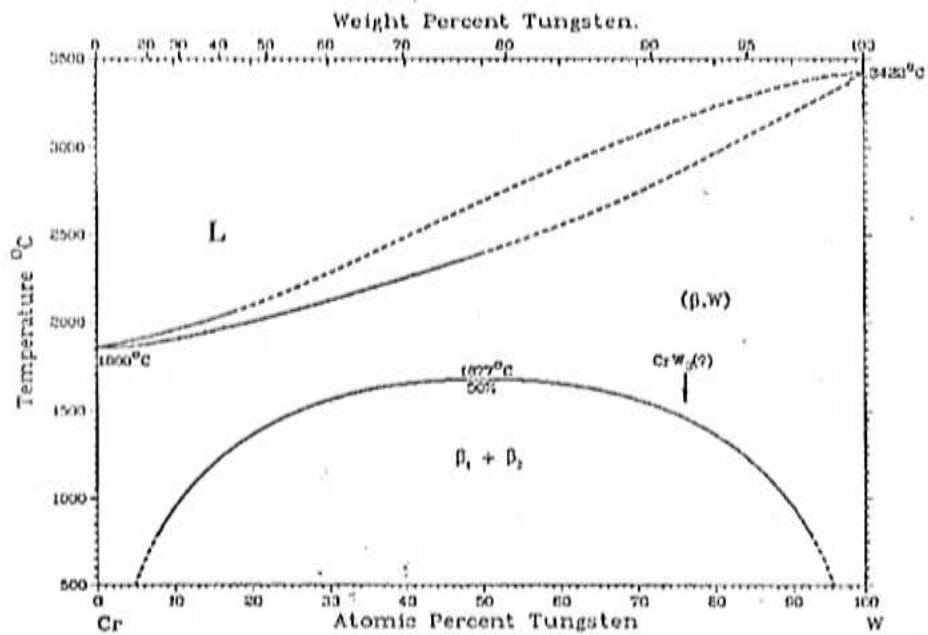


Figura AN- III(g) – Diagrama de fases binário CrW para a liga de cobalto do tipo Co-W (in GUPTA, 2006)

MORFOLOGIAS DAS FASES ENCONTRADAS NAS LIGAS DE COBALTO CoCrW

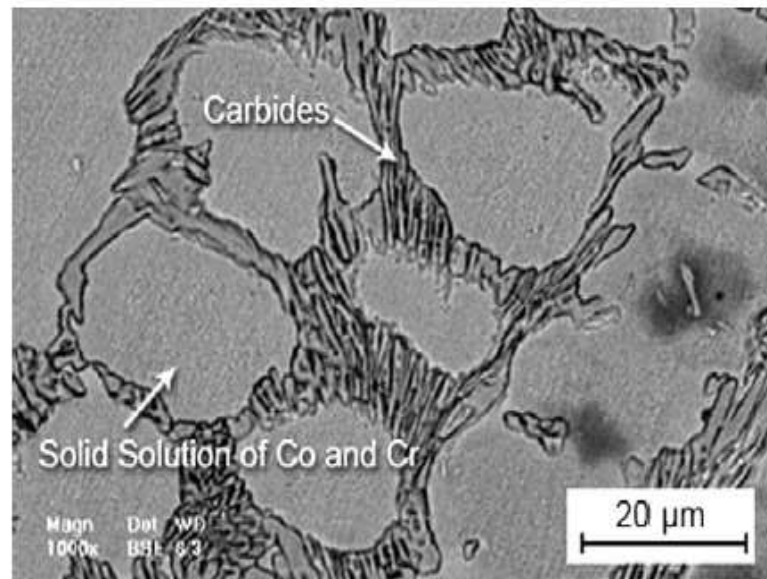


Figura AN- III(h) - Morfologias de algumas fases encontradas na liga de cobalto do tipo Stellite 6/Co-Cr-W (Guolipour et al., 2011)

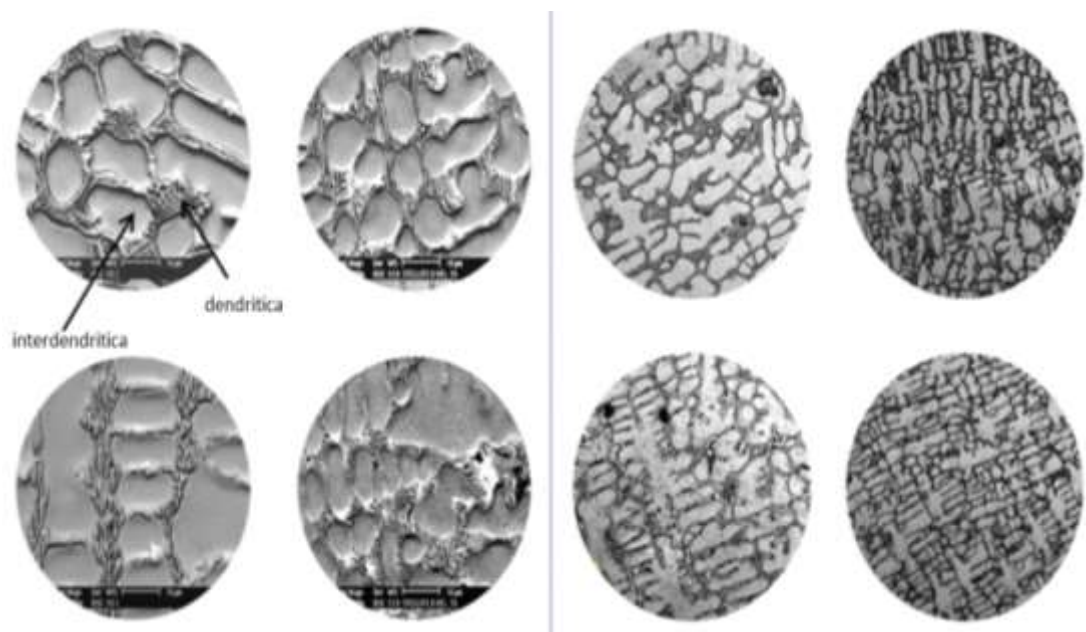


Figura AN- III(i) - Morfologias de algumas fases encontradas na liga de cobalto do tipo Stellite 6/Co-Cr-W (Gomes et al., 2012)

APÊNDICE I


MASSA DOS REVESTIMENTOS DEPOSITADOS

Tabela AP.II – Massa depositada dos revestimentos confeccionados

material	Liga	Processo	Massa		
			inicial	final	real
309LSi ca	A	GMAW	9722,3	9925,9	203,6
309LSi com Stellite 21 ca	B	GMAW-AF	9925,9	10118,6	192,7
309LSi com Stellite 6 ca	C	GMAW-AF	10118,6	10344,2	225,6
309LSi sa	D	GMAW	8857,2	9031,6	174,4
309LSi com Stellite 21 sa	E	GMAW-AF	9031,6	9237,1	205,5
309LSi com Stellite 6 sa	F	GMAW-AF	9237,1	9420,1	183
Stellite 21 ca	G	GMAW	9840,8	9991,8	151
Stellite 21 com 309LSi ca	H	GMAW-AF	9991,8	10161,3	169,5
Stellite 21 com Stellite 6 ca	I	GMAW-AF	10133,1	10300,2	167,1
Stellite 21 sa	J	GMAW	8851,6	9040,4	188,8
Stellite 6 ca	L	GMAW	9800,6	9956	155,4
Stellite 6 com 309LSi ca	M	GMAW-AF	9956	10133,1	177,1
Stellite 6 com Stellite 21 ca	N	GMAW-AF	10161,3	10330,1	168,8
Stellite 6 sa	O	GMAW	9040,4	9207,2	166,8
Stellite 21 ca	G	GMAW	9840,8	9991,8	151
Stellite 21 com 309LSi ca	H	GMAW-AF	9991,8	10161,3	169,5

APÊNDICE II

ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE BASE E DAS LIGAS COMERCIAIS 309LSi, STELLITE 21 E STELLITE 6 APÓS A SOLDAGEM


LCAM
 LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
 LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)

RESULTADO ANÁLISE QUÍMICA

CORPO-DE-PROVA: MATERIAL: **Metal de Base - ASTM A36**

CLIENTE: POSSUI TRATAMENTO TÉRMICO: não

LABORATÓRIO: LCAM

Data: 06/08/2013

	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1	98.4	0.203	0.213	0.951	0.0263	0.0054	0.0493	0.0032
2	98.5	0.191	0.204	0.942	0.0230	0.0027	0.0324	< 0.0010
3	98.4	0.206	0.203	0.952	0.0255	0.0046	0.0372	0.0022
Ave	98.4	0.200	0.207	0.948	0.0249	0.0042	0.0396	0.0020

	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W
1	0.0219	0.0058	0.0224	0.0195	< 0.0010	0.0042	0.0040	0.0118
2	0.0175	0.0087	0.0081	0.0194	< 0.0010	0.0034	0.0034	0.0108
3	0.0190	0.0051	0.0140	0.0185	< 0.0010	0.0042	0.0038	0.0098
Ave	0.0195	0.0065	0.0148	0.0191	< 0.0010	0.0039	0.0037	0.0108

	Pb	Sn	B	Ca	Zr	Zn	Bi	As
1	0.0017	0.0026	0.0015	< 0.0005	0.0033	< 0.0005	0.0051	0.0094
2	0.0023	0.0017	0.0016	< 0.0005	0.0032	< 0.0005	0.0053	0.0094
3	0.0014	0.0023	0.0015	< 0.0005	0.0035	0.0005	0.0040	0.0109
Ave	0.0018	0.0022	0.0015	< 0.0005	0.0033	< 0.0005	0.0048	0.0099

	Se	Sb	Ta	CE
1	< 0.0010	< 0.0050	0.0072	0.4114
2	< 0.0010	< 0.0050	0.0050	0.3930
3	< 0.0010	< 0.0050	0.0069	0.4105
Ave	< 0.0010	< 0.0050	0.0064	0.4050

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
 LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)
 RUA AUGUSTO CORRÊA 01
 Tel.: (091)3201-8673
 e-mail: edbraga@ufpa.br

Figura AP.II - 1 – Substrato de aço C-Mn de qualidade ASTM A36, placas de 25,7 mm de espessura



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)

RESULTADO ANÁLISE QUÍMICA

CORPO-DE-PROVA: MATERIAL: Liga A - 309LSi_{ca}

CLIENTE: POSSUI TRATAMENTO TÉRMICO: não

LABORATÓRIO: LCAM

Data: 02/08/2013


	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1	68.9	0.0542	0.505	1.80	0.0385	0.0063	19.5	0.207
2	69.2	0.0330	0.485	1.87	0.0421	0.0064	19.4	0.209
3	69.7	0.0344	0.458	1.87	0.0418	0.0057	19.2	0.197
Ave	69.3	0.0405	0.483	1.85	0.0408	0.0061	19.4	0.204

	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W
1	7.80	0.0044	0.107	0.399	0.0143	0.0089	0.0471	0.0393
2	7.81	0.0027	0.100	0.397	0.0154	0.0091	0.0454	0.0507
3	7.65	0.0031	0.100	0.388	0.0149	0.0088	0.0450	0.0431
Ave	7.75	0.0034	0.102	0.395	0.0149	0.0090	0.0458	0.0444

	Pb	Sn	B	Ca	N	Se	Sb	Ta
1	0.0027	0.0124	<0.0010	<0.0005	0.391	0.0042	<0.0030	<0.0100
2	0.0054	0.0134	<0.0010	<0.0005	0.139	0.0056	<0.0030	<0.0100
3	0.0041	0.0123	<0.0010	<0.0005	0.0921	0.0055	<0.0030	<0.0100
Ave	0.0041	0.0127	<0.0010	<0.0005	0.207	0.0051	<0.0030	<0.0100

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)
RUA AUGUSTO CORRÊA 01
Tel. : (091)3201-8673
e-mail: edbraga@ufpa.br

Figura AP.II – 2.1 - Liga de aço inoxidável austenítico do tipo 309LSi



LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)

RESULTADO ANÁLISE QUÍMICA

CORPO-DE-PROVA: MATERIAL: **Liga G – Stellite 21ca**

CLIENTE: POSSUI TRATAMENTO TÉRMICO: não

LABORATÓRIO: LCAM

Data: 06/08/2013

	Co	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
1	34.3	0.185	0.923	1.32	22.7	3.92	5.88
2	34.1	0.172	0.924	1.34	23.1	4.04	5.78
3	34.1	0.167	0.923	1.32	23.3	4.09	5.67
4	35.0	0.183	0.931	1.32	22.6	4.06	5.63
5	34.8	0.165	0.924	1.33	22.8	4.10	5.51
6	35.1	0.167	0.920	1.35	22.9	3.99	5.63
Ave	34.6	0.173	0.924	1.33	22.9	4.03	5.68

	Al	Cu	Nb	Sn	W	Fe	Ti
1	0.0181	0.171	0.0183	0.0104	1.34	>22.0	0.0141
2	0.0171	0.166	0.0188	0.0101	1.39	>22.0	0.0141
3	0.0184	0.165	0.0176	0.0103	1.33	>22.0	0.0146
4	0.0179	0.156	0.0168	0.0119	1.33	>22.0	0.0152
5	0.0163	0.155	0.0169	0.0084	1.37	>22.0	0.0140
6	0.0182	0.153	0.0161	0.0102	1.25	>22.0	0.0150
Ave	0.0177	0.161	0.0174	0.0102	1.33	>22.0	0.0145

	S	B	P	Pb	Ta
1	< 0.0005	< 0.0005	0.0321	> 0.0420	< 0.0050
2	< 0.0005	< 0.0005	0.0306	> 0.0420	< 0.0050
3	< 0.0005	< 0.0005	0.0282	> 0.0420	< 0.0050
4	< 0.0005	< 0.0005	0.0296	> 0.0420	< 0.0050
5	< 0.0005	< 0.0005	0.0318	> 0.0420	< 0.0050
6	< 0.0005	< 0.0005	0.0309	> 0.0420	< 0.0050
Ave	< 0.0005	< 0.0005	0.0305	> 0.0420	< 0.0050

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)

RUA AUGUSTO CORRÊA 01

Tel. : (091)3201-8673

e-mail: edbraga@ufpa.br

Figura AP.II 2.2 - Liga de cobalto do tipo Stellite 21/CoCrMo



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)

RESULTADO ANÁLISE QUÍMICA

CORPO-DE-PROVA: MATERIAL: Liga L – Stellite 6 ca

CLIENTE: POSSUI TRATAMENTO TÉRMICO: não

LABORATÓRIO: LCAM

Data: 06/08/2013

	Co	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
1	38.7	0.883	1.13	1.54	24.7	0.133	4.14
2	38.7	0.847	1.12	1.55	25.2	0.134	4.14
3	38.6	0.827	1.11	1.52	25.4	0.136	4.19
4	39.9	0.873	1.10	1.43	25.5	0.125	4.01
5	39.8	0.869	1.09	1.43	25.5	0.129	4.04
6	40.0	0.862	1.06	1.45	25.7	0.128	4.04
Ave	39.3	0.860	1.10	1.49	25.4	0.131	4.09

	Al	Cu	Nb	Sn	W	Fe	Ti
1	0.0445	0.133	0.0112	0.0088	2.83	>22.0	0.0214
2	0.0399	0.132	0.0120	0.0080	2.80	>22.0	0.0209
3	0.0386	0.130	0.0130	0.0081	2.79	>22.0	0.0218
4	0.0419	0.126	0.0122	0.0066	3.02	>22.0	0.0196
5	0.0423	0.129	0.0126	0.0077	3.00	>22.0	0.0240
6	0.0381	0.129	0.0134	0.0083	2.96	>22.0	0.0218
Ave	0.0409	0.130	0.0124	0.0079	2.90	>22.0	0.0216

	S	B	P	Pb	Ta
1	< 0.0005	< 0.0005	0.0318	> 0.0420	< 0.0050
2	< 0.0005	< 0.0005	0.0320	> 0.0420	< 0.0050
3	< 0.0005	< 0.0005	0.0292	> 0.0420	< 0.0050
4	< 0.0005	< 0.0005	0.0277	> 0.0420	< 0.0050
5	< 0.0005	< 0.0005	0.0289	> 0.0420	< 0.0050
6	< 0.0005	< 0.0005	0.0290	> 0.0420	< 0.0050
Ave	< 0.0005	< 0.0005	0.0298	> 0.0420	< 0.0050

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS METÁLICOS (LCAM)
RUA AUGUSTO CORRÊA 01
Tel. : (091)3201-8673
e-mail: edbraga@ufpa.br

Figura AP.II – 2.3 - Liga de cobalto do tipo Stellite 6/CoCrW

APÊNDICE III

RESULTADOS DE PERDA DE MASSA ACÚMULADA DE POR CAVITAÇÃO

Tabela AP.III(a) – Valores da média dos resultados de perda de massa acumulada para as ligas de 309LSi

Tempo (h)	Liga A (309 ca)	Liga B (309+ST21 ca)	Liga C (309+ST6 ca)	Liga D (309 sa)	Liga E (309+ST21 sa)	Liga F (309+ST6 sa)
0	0	0	0	0	0	0
1	0,00151	9,90E-04	1,20E-04	4,40E-04	2,20E-04	4,90E-04
2	0,00158	0,0013	3,60E-04	9,30E-04	4,20E-04	5,20E-04
3	0,00209	0,00178	9,40E-04	0,00232	0,00133	6,90E-04
4	0,0031	0,00324	9,80E-04	0,00259	0,00151	0,00115
5	0,00486	0,0049	0,00134	0,00303	0,00161	0,00142
6	0,006	0,006	0,0025	0,004	0,002	0,002
7	0,0077	0,00866	0,00458	0,00507	0,00259	0,0025
8	0,009	0,01	0,006	0,0065	0,003	0,00303
9	0,01054	0,01227	0,00719	0,00777	0,0037	0,004
10	0,01231	0,01407	0,00907	0,00914	0,00463	0,00482
11	0,01444	0,0161	0,0108	0,01014	0,00545	0,0053
12	0,01657	0,01813	0,01253	0,01114	0,00627	0,00578
13	0,01813	0,02016	0,01426	0,01214	0,0071	0,00626
14	0,0197	0,02219	0,01599	0,01315	0,00792	0,00674
15	0,02148	0,02423	0,0177	0,01414	0,00875	0,00722
16	0,02265	0,02582	0,01911	0,0152	0,00974	0,00806
17	0,02381	0,0274	0,02052	0,01626	0,01074	0,0089
18	0,02498	0,02899	0,02194	0,01732	0,01173	0,00975
19	0,02614	0,03057	0,02336	0,01838	0,01273	0,01059
20	0,02731	0,03216	0,02477	0,01944	0,01372	0,01143

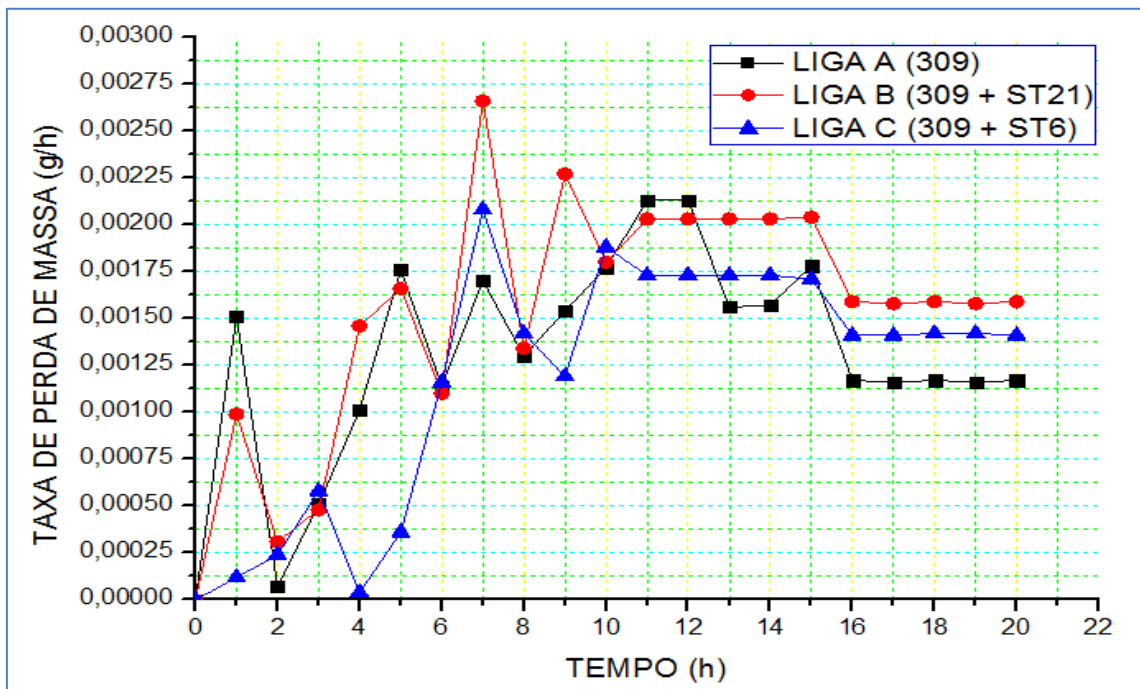


Figura AP.III(a) – Taxa de perda de massa para as ligas de 309LSi com amanteigamento (A, B e C)

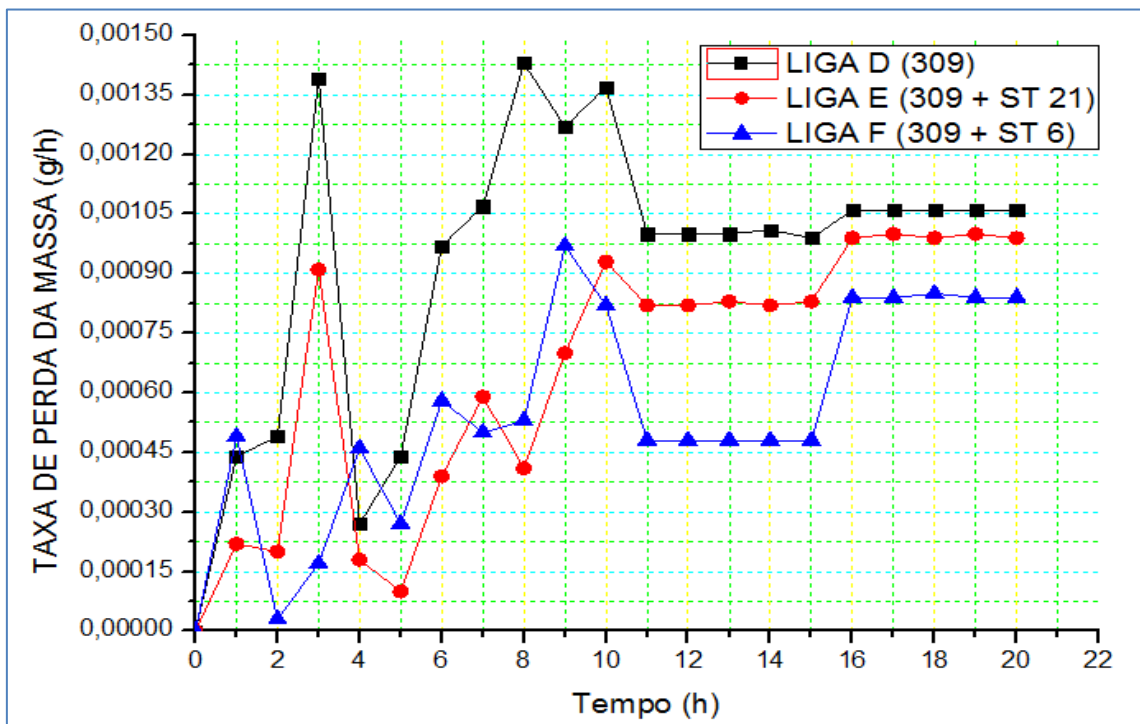


Figura AP.III(b) – Taxa de perda de massa para as ligas de 309LSi sem amanteigamento (D, E e F)

Tabela AP.III(b) – Valores da média dos resultados de perda de massa acumulada para as ligas de Stellite 21 e Stellite 6

(h)	Liga G - ST21 ca	Liga H - ST21+309 ca	Liga I - ST21+ST6 ca	Liga J - ST21 sa	Liga L - ST6 ca	Liga M - ST6+309 ca	Liga N - ST6+ST21 ca	Liga O - ST6 s a
1	0,00152	0,00156	3,20E-04	2,00E-04	3,30E-04	1,10E-04	1,00E-04	5,40E-04
2	0,00223	0,00188	0,00123	2,50E-04	3,40E-04	3,00E-04	1,60E-04	0,00114
3	0,00225	0,00204	0,00126	3,20E-04	4,00E-04	3,30E-04	3,20E-04	0,00127
4	0,00233	0,00212	0,00134	4,00E-04	4,20E-04	6,20E-04	4,60E-04	0,00132
5	0,00241	0,00221	0,00156	4,60E-04	5,60E-04	7,20E-04	5,30E-04	0,00144
6	0,00247	0,00232	0,00165	0,00087	8,50E-04	0,00128	0,00101	0,00156
7	0,00303	0,0026	0,00173	9,40E-04	0,00111	0,00133	0,00156	0,00192
8	0,00308	0,0029	0,00198	0,00115	0,00115	0,00184	0,00181	0,00194
9	0,00313	0,00291	0,00208	0,00142	0,00121	0,00198	0,00204	0,00201
10	0,0032	0,00301	0,00217	0,00146	0,00128	0,00212	0,0022	0,00215
11	0,003204	0,003014	0,00219	0,001464	0,001332	0,002126	0,002202	0,002224
12	0,003208	0,003018	0,00221	0,001468	0,001384	0,002132	0,002204	0,002298
13	0,003212	0,003022	0,00223	0,001472	0,001436	0,002138	0,002206	0,002372
14	0,003216	0,003026	0,00225	0,001476	0,001488	0,002144	0,002208	0,002446
15	0,00322	0,00303	0,00227	0,00148	0,00154	0,00215	0,00221	0,00252
16	0,003228	0,00305	0,002286	0,001498	0,001606	0,00218	0,00222	0,002538
17	0,003236	0,00307	0,002302	0,001516	0,001672	0,00221	0,00223	0,002556
18	0,003244	0,00309	0,002318	0,001534	0,001738	0,00224	0,00224	0,002574
19	0,003252	0,00311	0,002334	0,001552	0,001804	0,00227	0,00225	0,002592
20	0,00326	0,00313	0,00235	0,00157	0,00189	0,0023	0,00226	0,00261
21	0,003266	0,003168	0,00236	0,0016	0,00195	0,00231	0,002264	0,002626
22	0,003272	0,003206	0,00237	0,00163	0,00201	0,00232	0,002268	0,002642
23	0,003278	0,003244	0,00238	0,00166	0,00207	0,00233	0,002272	0,002658
24	0,003284	0,003282	0,00239	0,00169	0,00213	0,00234	0,002276	0,002674
25	0,00329	0,00332	0,0024	0,00172	0,00219	0,00235	0,00228	0,00269
26	0,003348	0,003338	0,002444	0,001736	0,002214	0,002372	0,002294	0,00271
27	0,003406	0,003356	0,002488	0,001752	0,002238	0,002394	0,002308	0,00273
28	0,003464	0,003374	0,002532	0,001768	0,002262	0,002416	0,002322	0,00275
29	0,003522	0,003392	0,002576	0,001784	0,002286	0,002438	0,002336	0,00277
30	0,00358	0,00341	0,00262	0,0018	0,00231	0,00246	0,00235	0,00279
31	0,003612	0,003518	0,002636	0,001834	0,002334	0,002468	0,002404	0,002814
32	0,003644	0,003626	0,002652	0,001868	0,002358	0,002476	0,002458	0,002838
33	0,003676	0,003734	0,002668	0,001902	0,002382	0,002484	0,002512	0,002862
34	0,003708	0,003842	0,002684	0,001936	0,002406	0,002492	0,002566	0,002886
35	0,00374	0,00395	0,0027	0,00197	0,00243	0,0025	0,00262	0,00291
36	0,003844	0,004018	0,00276	0,001984	0,00248	0,002522	0,002664	0,002936
37	0,003948	0,004086	0,00282	0,001998	0,00253	0,002544	0,002708	0,002962
38	0,004052	0,004154	0,00288	0,002012	0,00258	0,002566	0,002752	0,002988
39	0,004156	0,004222	0,00294	0,002026	0,00263	0,002588	0,002796	0,003014
40	0,00426	0,00429	0,003	0,00204	0,00268	0,00261	0,00284	0,00304

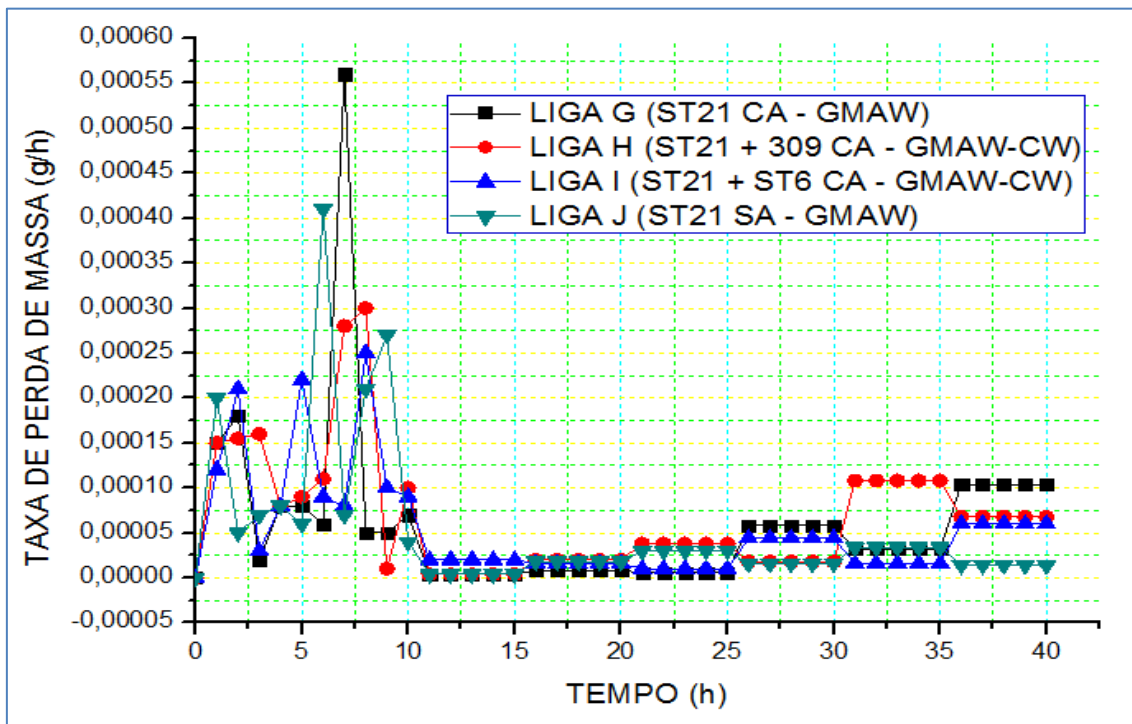


Figura AP.III(c) – Taxa de perda de massa para as ligas de Stellite 21 com e sem amanteigamento (G, H, I e J)

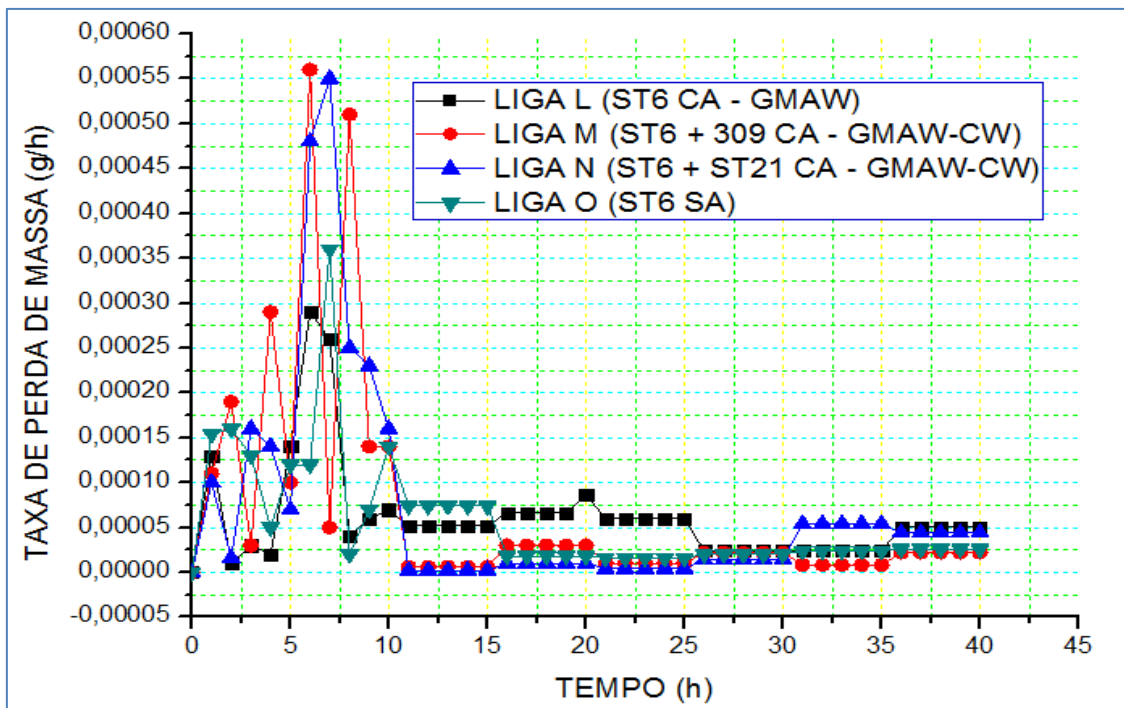


Figura AP.III(d) – Taxa de perda de massa para as ligas de Stellite 21 com e sem amanteigamento (L, M, N e O)

Tabela AP-III(c) – Valores das médias obtidas da perda de massa acumulada para repetições nas ligas H, J e M, medidos a cada 5 horas de operação

Tempo (h)	Liga H - ST21+309 ca	Liga J - ST21 sa	Liga M - ST6+309 ca
0	0	0	0
5	0,00013	0,00068	0,00028
10	0,00035	0,00133	0,00041
15	0,00047	0,00159	0,00116
20	0,00075	0,00162	0,00149

Período de Ensaio [h]	Liga	Tempo de Incubação [h]	Tempo para o Estacionário [h]	Taxa de Erosão [10^{-4} .g/h]
20	A	2	10	11,3
	B	2	10	13,8
	C	2	10	16,1
	D	4	10	10,5
	E	4	10	9,9
	F	4	10	8,3
40	G	5	11	0,35
	H	5	11	0,43
	I	5	11	0,28
	J	6	11	0,19
	L	5	11	0,47
	M	5	11	0,16
	N	5	11	0,21
	O	5	11	0,3

TESTE DE HIPÓTESES DA MICRODUREZA – CONSIDERAÇÕES, CÁLCULOS E CONCLUSÃO APÓS A PERDA DE MASSA ACÚMULADA DE POR CAVITAÇÃO

- Atribuindo uma confiança de 95% com desvios padrões obtidos das amostras testadas, o teste de hipóteses teve como objeto de investigação os menores valores médios encontrados das amostras de microdureza HV. Foram observados três tipos de variáveis a investigar:

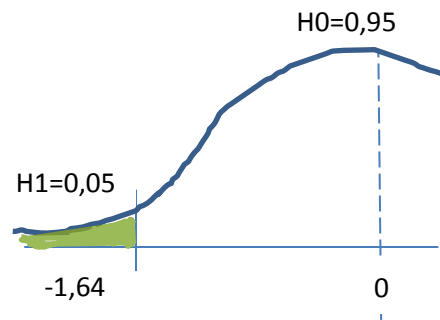
1ª) Ligas A, B e C de aço inoxidáveis com amanteigamento:

- considerações:

- número de amostras: 15;
- desvio padrão: 12;
- valor médio: 293 HV;
- menor valor: 280 HV.

$$\alpha=0,05$$

$$1-\alpha=0,95$$



$$Z = \frac{X - \mu_0}{\sigma / \sqrt{n}} \rightarrow Z = (293 - 280) / [(12) / (\sqrt{15})] = 4,19$$

Conclusão: Com 95% de confiança o valor de 280 HV encontra-se aceitável.

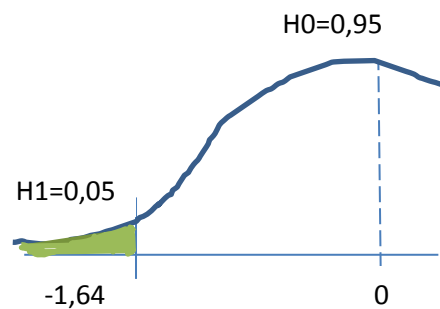
2ª) Ligas D, E e F de aço inoxidáveis sem amanteigamento:

- considerações:

- número de amostras: 15;
- desvio padrão: 43;
- valor médio: 418 HV;
- menor valor: 390 HV.

$$\alpha=0,05$$

$$1-\alpha=0,95$$



$$Z = \frac{X - \mu_0}{\sigma / \sqrt{n}} \rightarrow Z = (418 - 390) / [(43) / (\sqrt{15})] = 2,52$$

Conclusão: Com 95% de confiança o valor de 390 HV encontra-se aceitável.

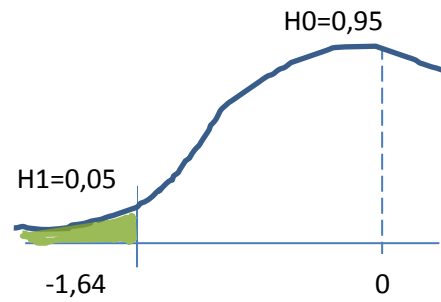
3ª) Ligas de Cobalto (Stellite 21 e Stellite 6 com e sem adição de arame frio)

- considerações:

- número de amostras: 40;
- desvio padrão: 16;
- valor médio: 513,6 HV;
- menor valor: 487 HV.

$$\alpha=0,05$$

$$1-\alpha=0,95$$



$$Z = \frac{\bar{X} - \mu_0}{\sigma / \sqrt{n}} \rightarrow Z = (513,6 - 487) / [(16) / (\sqrt{40})] = 10,51$$

Conclusão: Com 95% de confiança, o valor de 487 HV é aceitável para as ligas de cobalto.

APÊNDICE IV

Figura AP.IV(a) - Ligas (A a F) após 10 horas de cavitação (Aum.: 2000X)

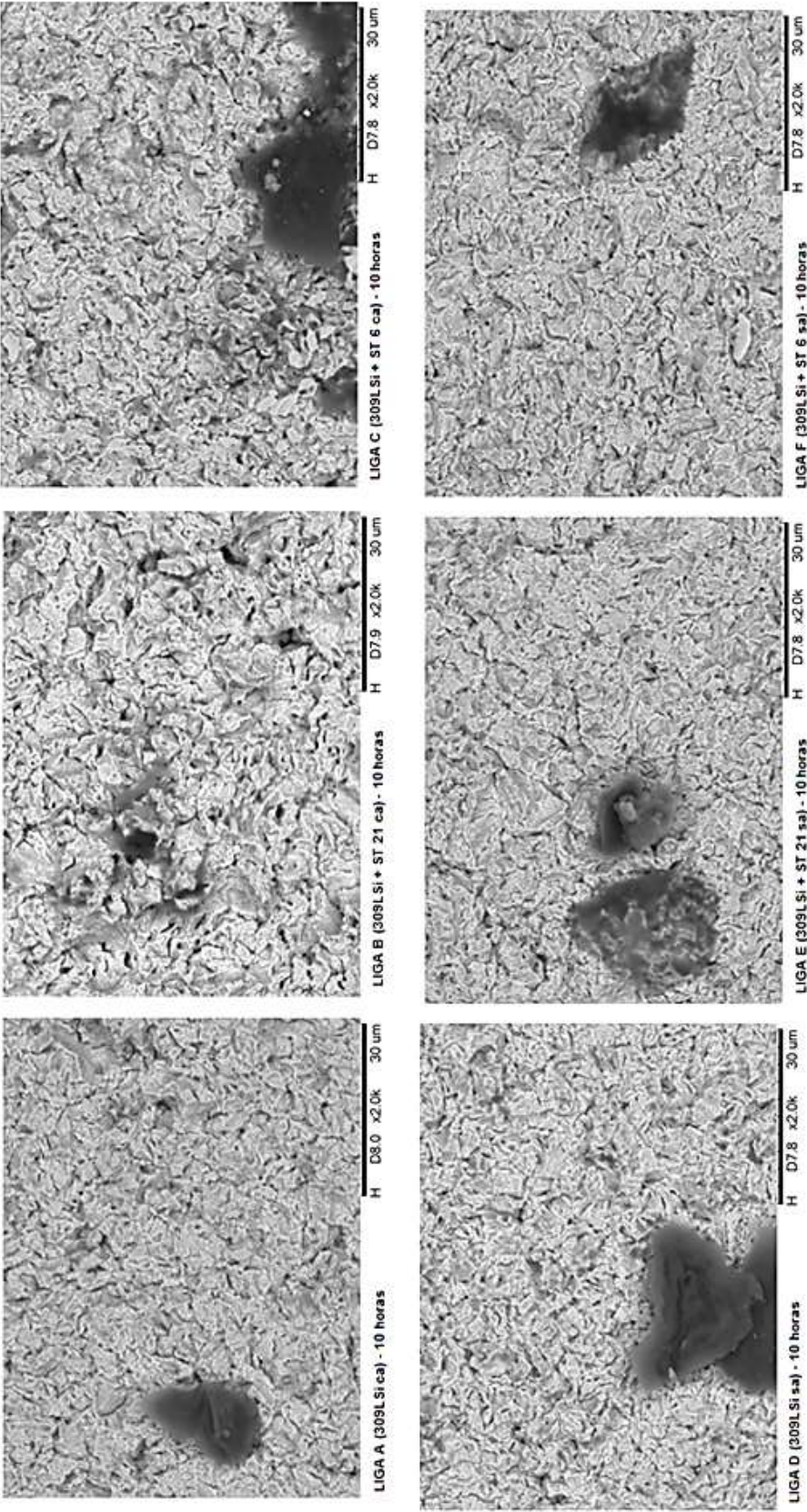


Figura AP. IV(b) - Ligas (A a F) após 15 horas de cavitação (Aum.: 2000X)

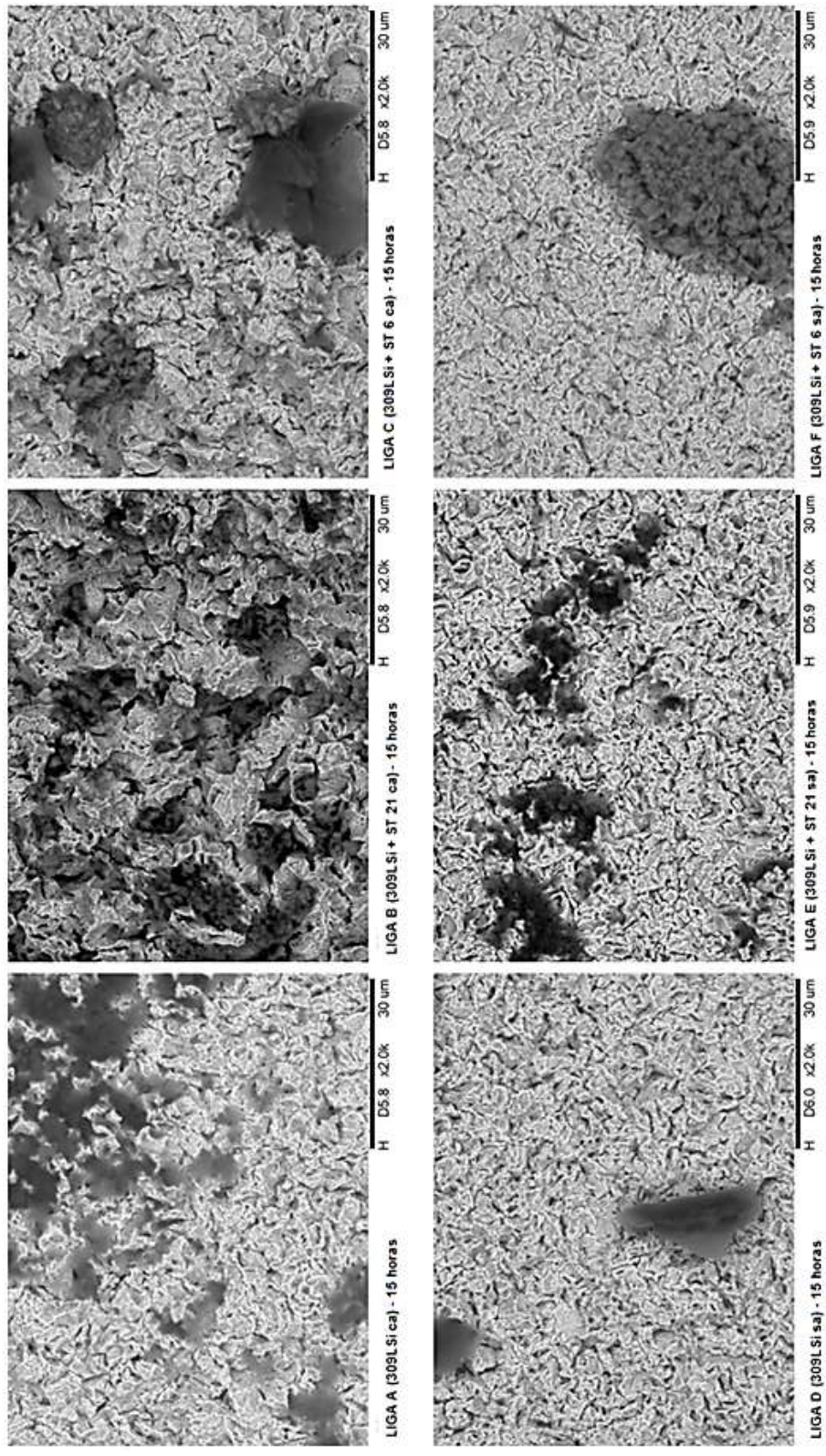


Figura AP.IV(c) – Ligas Stellite 21 (G a J) após 15 horas de cavitação (Aum.: 2000X)

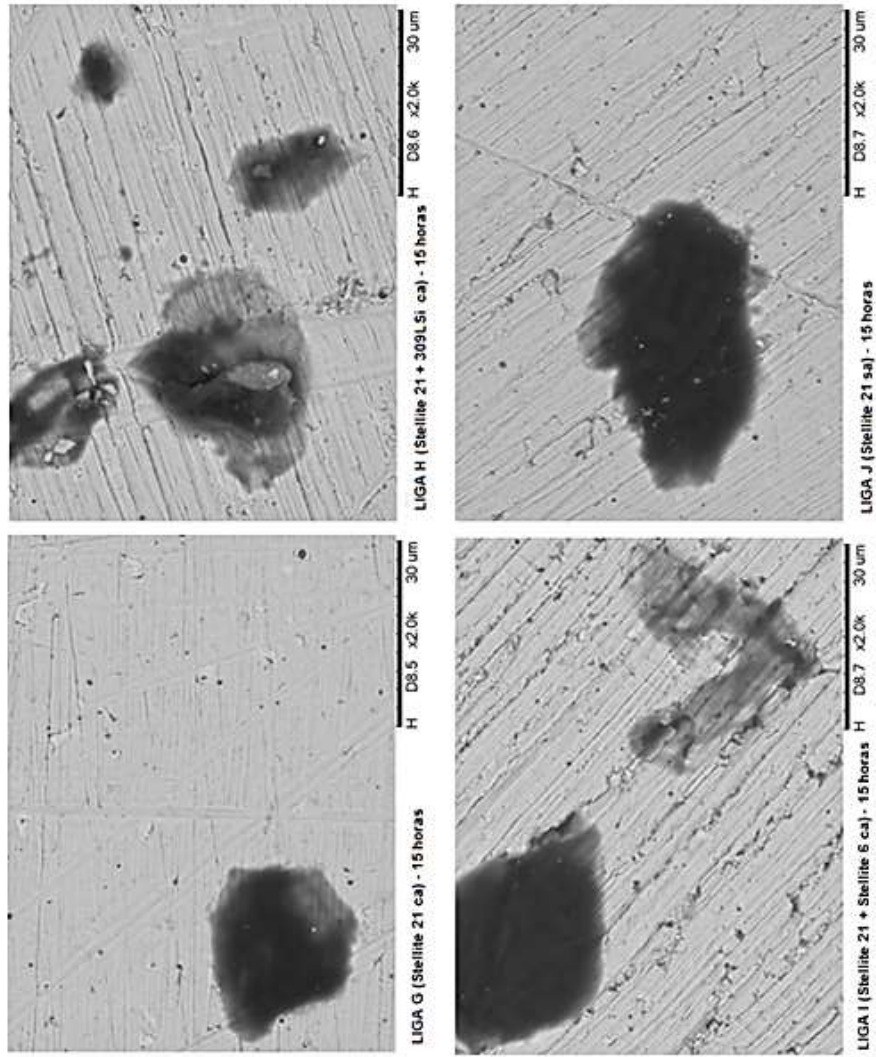
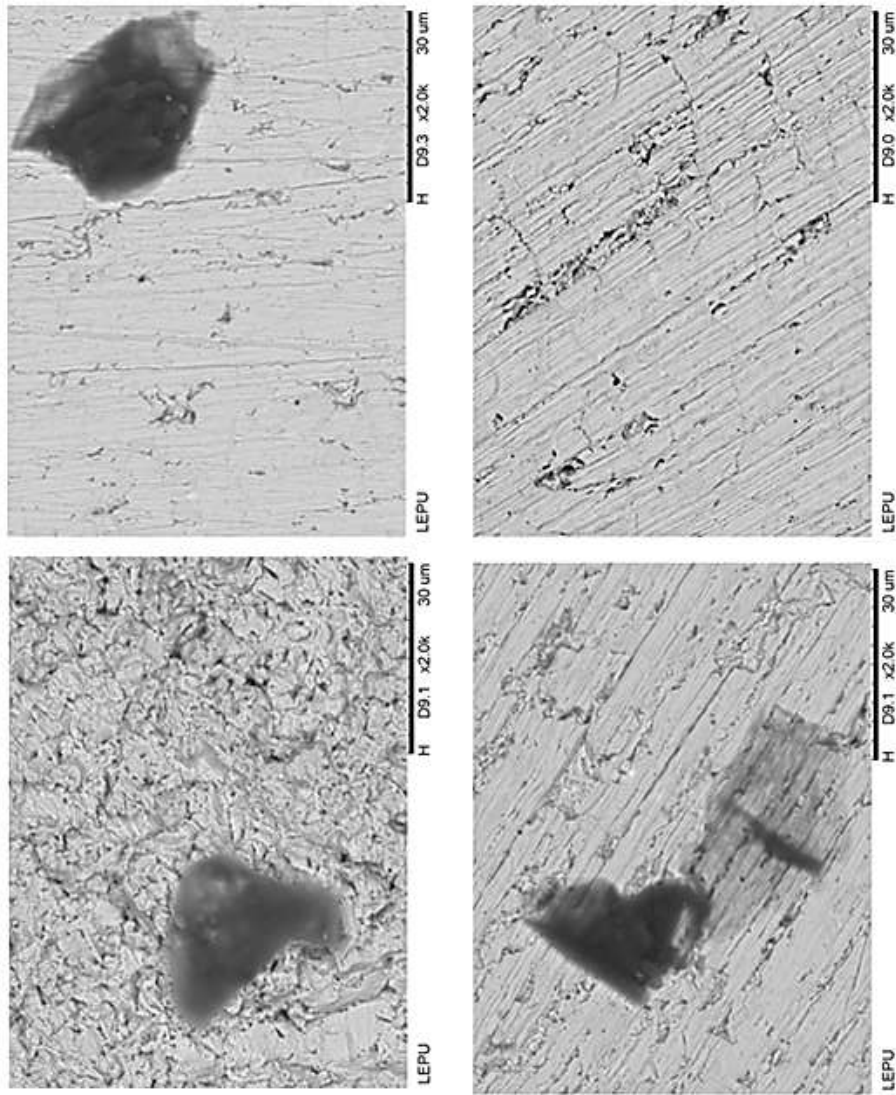
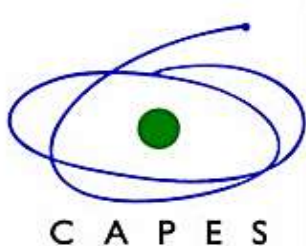


Figura AP, IV(d) – Ligas Stellite 6 (L a O) após 15 horas de cavitação (Aum.: 2000X)



AGRADECIMENTOS



Ao nosso Louvado Deus;

Ao professor: Dr. Valtair Antônio Ferraresi – LAPROSOLDA-MG;

Ao professor: Dr. Eduardo de Magalhães Braga;

A coordenação e aos professores do PÓS-GRAD Mecânica da UFU