

HEBERT ROBERTO DA SILVA

ASPECTOS OPERACIONAIS DE REVESTIMENTOS
SOLDADOS: DESGASTE EROSIVO E CAVITAÇÃO



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2014

HEBERT ROBERTO DA SILVA

**ASPECTOS OPERACIONAIS DE REVESTIMENTOS SOLDADOS:
DESGASTE EROSIVO E CAVITAÇÃO**

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

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi

**UBERLÂNDIA – MG
2014**

AGRADECIMENTOS

Ao LAPROSOLDA/UFU pela utilização dos equipamentos e suporte técnico e ao CNPq e CAPES pela concessão de bolsa de estudo e de recursos financeiros. A UFMT por proporcionar o afastamento integral para o término deste curso.

À Coordenação do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pela oportunidade da realização deste Doutorado proporcionando grande aprendizado. De forma especial cito, o Prof. Dr. Marcio Bacci pela dedicação na condução do curso.

Ao Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi por acreditar e ter firmeza na orientação deste trabalho. Agradeço também aos demais professores pelas sugestões e contribuições para este trabalho, em especial a Profa. Dra. Rosenda Valdés Arencibia, do Laboratório de Metrologia Dimensional e os professores do LTM, Ms. André Rezende de Figueiredo Oliveira, Dr. Alberto Arnaldo Raslan e Dr. Washington Martins da Silva Júnior. Aos professores cubanos Dr. Hipólito Carvajal Fals e Dr. Roberto Sagaro pelas importantes ideias e participação nas discussões dos resultados.

Aos colegas alunos de doutorado Fabio Gonçalves da Silva, José Ribamar Ribeiro, e Vinícius Carvalho Teles (LTM) pela ajuda, discussões à respeito do trabalho, amizade e convivência.

A todos alunos de Iniciação Científica e de Pós Graduação pela amizade, convivência e apoio.

À toda equipe de suporte da Faculdade de Engenharia Mecânica, em especial aos Técnicos da Oficina Mecânica, Eurípedes (Passarinho), Lázaro, e Ângela do LTM, pelo pronto atendimento e disposição para o trabalho.

À minha família pelo apoio e incentivo em todos os momentos da realização deste trabalho. De modo especial dedico este trabalho à minha filha Ariane nascida durante a realização deste doutorado.

SILVA, H. R. **Aspectos Operacionais de Revestimentos Soldados: Desgaste Erosivo e Cavitação.** 2014. 355 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

O processo de soldagem MIG/MAG com suas aplicações utilizando dois arames aponta no mercado como uma alternativa para revestimento, quando uma alta produtividade é desejada. Surgem variantes potenciais deste processo, como o MIG/MAG arame frio e MIG/MAG duplo arame. Uma das maiores dificuldades é o ajuste de seus parâmetros, que, além de duplicados em relação ao MIG/MAG convencional, agem de forma dependente. Um maior entendimento dessa tecnologia aplicada a revestimentos em diversas posições é fundamental para que se possa dominar o processo e as suas variáveis, objetivando potencializar a aplicação na indústria. Foi proposto nesse estudo uma avaliação experimental para verificar a influência de algumas das variáveis sobre o perfil do cordão e a resistência ao desgaste. Para isso, é proposto nesta tese a realização de depósitos com metal de adição em aço inoxidável AWS 308LSi e ligas de cobalto (*Stellites* 6 e 21) em chapas de aço ao carbono ABNT 1020 na posição plana e horizontal. Na caracterização do desgaste do revestimento utilizou-se a determinação da dureza e a topografia superficial. Conclui-se que as ligas de cobalto apresentam uma resistência superior ao dano erosivo com destaque para a liga *Stellite* 21 em erosão e *Stellite* 6 na cavitação. Em uma posição intermediária em relação ao desgaste estão as misturas de aço inoxidável austenítico e ligas de cobalto. Por isso, é fundamental o estudo de processos de soldagem com múltiplos arames como proposto nesta tese, visando a melhor combinação de ligas para a resistência aos fenômenos de erosão-cavitação.

Palavras-Chave: MIG/MAG arame frio. MIG/MAG duplo arame. Erosão. Cavitação.

SILVA, H. R., **Operational Aspects of Coatings Welds: Erosive Wear and Cavitation.** 2014. 355 p. Dr. Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

The process of MIG/MAG welding with its your applications using two wires pointing in the market as an alternative to coating when high productivity is desired. Potential variants emerge from this process as MIG/MAG cold wire and MIG/MAG double wire. One of the biggest difficulty is the setting of its parameters, which in addition to duplicate compared to conventional MIG/MAG, act in a dependent manner. A greater understanding of this technology applied to coatings on turbines in various positions is critical so that you can master the process and its variables, aiming to enhance the application in industry. It was proposed in this study an experimental evaluation to verify the influence of some variables on the profile of cord and wear resistance. For this it is proposed in this thesis to make deposits with weld metal AWS 308LSi stainless steel and alloys of cobalt (Stellites 6 and 21) plates in carbon steel SAE 1020 in flat and horizontal positions. In the characterization of wear in the lining was used the determination of the hardness and surface topography. It is concluded that cobalt alloys have superior resistance to erosive damage with emphasis on the Stellite 21 alloy in erosion and cavitation in Stellite 6. In an intermediate position with respect to wear are mixtures of austenitic stainless steel and cobalt alloys. Therefore it is essential to study welding processes with multiple wires as proposed in this thesis aiming the best combination of alloys for resistance to cavitation-erosion phenomena.

Keywords: MIG/MAG cold wire. MIG/MAG double wire. Erosion. Cavitation.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A_{Cav}	Área cavitada
A_{Erod}	Área erodida
AIMC	Aço inoxidáveis martensíticos convencionais
AIMM	Aço inoxidáveis martensíticos macios
A_p	Área penetrada
A_R	Área do reforço
CFC	Cúbica de face centrada
CS	Condição de soldagem
Cr_{eq}	Cromo equivalente
DBCP	Distância bico de contato peça
D	Perda de massa acumulada
D_{PI}	Perda de massa acumulada após a incubação
Dil	Diluição
DP	Desvio padrão
E	Energia de soldagem
ECE	Espessura da camada endurecida
FFE	Energia de falha ao empilhamento
FCAW	Processo de soldagem arame tubular
G	Ganho de dureza (%)
HC	Hexagonal compacta
H_{LIM}	Dureza limite para classificação como camada endurecida
H_{Sub}	Dureza do substrato
H_{sup}	Dureza da superfície
$h_{útil}$	Altura útil do cordão de solda
I_{ef}	Corrente eficaz de soldagem
I_m	Corrente média de soldagem
IN	Incerteza expandida de medição
in_c	Incerteza padrão combinada
k	Graus de liberdade efetivo

L	Largura
LD	Lado direito
LE	Lado esquerdo
M	Média
MB	Metal base
NC	Número do cordão (passe)
Ni _{eq}	Níquel equivalente
P	Penetração
P _{L-O}	Perfil linear na direção leste oeste
P _{Long}	Perfil linear na seção longitudinal
P _{N-S}	Perfil linear na direção norte sul
PT	Posição da tocha
PTA	Plasma arco transferido
R	Reforço
R/L	Relação entre reforço e largura
RC	Região central
Rend	Rendimento de deposição
RSm	Largura média dos elementos do perfil
Sa/Ra	Desvio aritmético médio do perfil avaliado
Sq/Rq	Desvio médio quadrático do perfil avaliado
St/Rt	Altura total do perfil
Ssk/Rsk	Fator de assimetria do perfil
Sku/Rku	Fator de achatamento do perfil (kurtosis)
t	Tempo do ensaio de erosão
Tx	Taxa de erosão
U	Tensão de soldagem
U _{ef}	Tensão eficaz de soldagem
U _m	Tensão média de soldagem
V _{alim}	Velocidade de alimentação
V _{alim AF}	Velocidade de alimentação do arame frio
V _{efetivo}	Graus de liberdade efetivo
V _{sold}	Velocidade de soldagem
x	Coordenada horizontal
y	Coordenada vertical
ZAC	Zona afetada pelo calor

ZF Zona fundida

SUMÁRIO

Capítulo I – Introdução e Objetivos.....	1
Capítulo II – Revisão Bibliográfica.....	6
2.1. Turbinas Hidráulicas.....	6
2.2. Erosão e cavitação.....	8
2.2.1. Desgaste por Erosão.....	8
2.2.2. Ensaios de Erosão.....	14
2.2.3. Avaliação de Dureza na Erosão.....	17
2.2.4. Desgaste por Cavitação.....	18
2.2.5. Ensaios e métodos para avaliação da resistência à cavitação.....	22
2.3. Processos de soldagem e materiais aplicados a revestimentos.....	30
2.3.1. Processo MIG/MAG arame frio.....	31
2.4.1. Processo FCAW arame frio.....	32
2.4.3. Processo MIG/MAG duplo arame.....	35
2.4. Soldagem fora de posição plana.....	36
2.5. Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	36
2.6. Ligas de Cobalto.....	38
2.7. Correlação entre erosão por cavitação e microestrutura.....	42
2.7.1. Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a energia de falha ao empilhamento – EFE.....	43
2.7.2. Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a determinação das temperaturas de transformação martensíticas.....	44
2.8. Transformação de fase induzida por deformação.....	46
2.9. Técnicas de Caracterização Topográfica.....	47
2.10. Incerteza de medição.....	49
Capítulo III – Materiais Equipamentos e Procedimento Experimental.....	51
3.1. Equipamentos Empregados	51
3.1.1. Fonte de soldagem.....	51
3.1.2. Alimentador de arame frio.....	53
3.1.3. Mesa de coordenadas.....	54

3.1.4. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados.....	54
3.2. Consumíveis.....	54
3.2.1. Material de base.....	54
3.2.2. Material de adição.....	55
3.2.3. Gás de Proteção.....	56
3.3. Método dos ensaios de soldagem.....	56
3.3.1. Procedimentos Experimentais.....	58
3.4. Determinação das Características Geométricas.....	60
3.5. Avaliação do Rendimento de Deposição.....	62
3.6. Ensaios Tribológicos.....	64
3.6.1. Ensaio de Erosão.....	64
3.6.2. Ensaio de Cavitação.....	66
3.7. Avaliação de Dureza.....	67
3.8. Avaliação de Rugosidade.....	71
Capítulo IV – Avaliação Inicial do Revestimento depositado pela soldagem MIG/MAG arame frio.....	75
4.1. Revestimento na posição horizontal – 1 ^a Etapa.....	75
4.2. Revestimento na posição horizontal – 2 ^a Etapa.....	82
4.3. Revestimento na posição horizontal – 3 ^a Etapa.....	83
4.4. Revestimento na posição horizontal – 4 ^a Etapa.....	87
4.5. Análise Microestrutural.....	91
4.6. Ensaio de Erosão.....	98
4.6.1. Erosão na amostra de referência – aço comum ABNT 1020.....	98
4.6.2. Erosão do metal de adição ER308LSi.....	100
4.7. Avaliação da rugosidade das amostras do ensaio de erosão.....	105
4.7.1. Avaliação da Rugosidade após a Erosão para a amostra em Aço 1020.....	108
4.7.2. Avaliação da Rugosidade nas amostras soldadas com MIG/MAG arame frio.....	111
4.7.3. Avaliação Geral dos Resultados de Rugosidade.....	114
Capítulo V – Avaliação do Revestimento em Aço Inoxidável Austenítico.....	117
5.1. Soldagem dos revestimentos.....	117
5.1.1. Condições de soldagem em MIG/MAG arame frio posição horizontal.....	117
5.1.2. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame paralelo	

<i>posição plana.....</i>	120
<i>5.1.3. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame série posição plana.....</i>	123
<i>5.2. Ensaios de Erosão.....</i>	125
<i>5.2.1. Erosão pura em amostras de MIG/MAG arame frio.....</i>	125
<i>5.2.2. Erosão Pura em amostras de MIG/MAG duplo arame paralelo.....</i>	129
<i>5.2.3. Erosão Pura em amostras de MIG/MAG duplo arame série.....</i>	135
<i>5.2.4. Análise Geral dos Ensaios de Erosão.....</i>	137
<i>5.3. Análise de dureza na seção transversal da amostra de erosão pura.....</i>	143
<i>5.3.1. Dureza após erosão pura em MIG/MAG arame frio.....</i>	144
<i>5.3.2. Dureza após erosão pura em MIG/MAG duplo arame paralelo.....</i>	147
<i>5.3.3. Dureza após erosão pura em MIG/MAG duplo arame série.....</i>	153
<i>5.3.4. Análise geral dos resultados de dureza.....</i>	156
<i>5.4. Análise das características topográficas das amostras de erosão.....</i>	154
<i>5.4.1. Amostras do processo MIG/MAG arame frio.....</i>	154
<i>5.4.2. Amostras do processo MIG/MAG duplo arame paralelo.....</i>	157
<i>5.4.3. Amostras do processo MIG/MAG duplo arame série.....</i>	164
<i>5.4.4. Análise final da topografia.....</i>	167
<i>5.5. Teste de Cavitação.....</i>	171
<i>5.5.1. Desempenho durante a cavitação.....</i>	172
<i>5.5.2. Análise das características topográficas das amostras cavitadas..</i>	180
<i>5.5.3. Análise final das amostras cavitadas.....</i>	189
<i>5.6. Comentários Finais.....</i>	195
Capítulo VI – Avaliação do Revestimento em Aço Inoxidável Austenítico e Ligas de Cobalto.....	197
<i>6.1. Soldagem dos revestimentos.....</i>	197
<i>6.1.1. Condições de soldagem em MIG/MAG arame frio posição horizontal.....</i>	197
<i>6.1.2. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame paralelo posição plana.....</i>	199
<i>6.1.3. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame série posição plana.....</i>	201
<i>6.2. Ensaios de Erosão.....</i>	203
<i>6.2.1. Ensaios de Erosão em MIG/MAG arame frio.....</i>	203

6.2.2. <i>Ensaios de Erosão em MIG/MAG duplo arame paralelo.....</i>	206
6.2.3. <i>Ensaios de Erosão em MIG/MAG duplo arame série.....</i>	208
6.2.4. <i>Análise Geral dos Ensaios de Erosão.....</i>	210
6.3. Análise de dureza na seção transversal da amostra de erosão.....	213
6.3.1. <i>Análise geral dos resultados de dureza nas amostras erodidas....</i>	221
6.4. Análise das características topográficas das amostras de erosão.....	223
6.5. Teste de Cavitação.....	236
6.5.1. <i>Desempenho durante a cavitação.....</i>	236
6.5.2. <i>Análise das características topográficas das amostras cavitadas..</i>	244
6.6. Comentários Finais.....	258
Capítulo VII – Avaliação do Revestimento em Ligas de Cobalto.....	260
7.1. Soldagem dos revestimentos.....	260
7.1.1. <i>Condições de soldagem em MIG/MAG arame frio posição horizontal.....</i>	261
7.1.2. <i>Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame paralelo posição plana.....</i>	263
7.1.3. <i>Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame série posição plana.....</i>	265
7.2. Ensaios de Erosão.....	267
7.2.1. <i>Ensaios de Erosão em MIG/MAG arame frio.....</i>	267
7.2.2. <i>Ensaios de Erosão em MIG/MAG duplo arame série.....</i>	270
7.2.3. <i>Análise Geral dos Ensaios de Erosão.....</i>	273
7.3. Análise de dureza na seção transversal da amostra de erosão.....	277
7.4. Análise das características topográficas das amostras de erosão.....	285
7.5. Teste de Cavitação.....	296
7.5.1. <i>Desempenho durante a cavitação.....</i>	296
7.5.2. <i>Análise final dos resultados de cavitação em MIG/MAG arame frio.....</i>	301
7.5.3. <i>Análise das características topográficas das amostras cavitadas..</i>	302
7.6. Comentários Finais.....	311
Capítulo VIII – Conclusões.....	313
Capítulo IX – Trabalhos Futuros.....	315
Capítulo X – Referências Bibliográficas.....	317
Apêndice A – Resultados Complementares do Capítulo IV.....	326
Apêndice B – Resultados Complementares do Capítulo V.....	328

Apêndice C – Resultados Complementares do Capítulo VI.....	334
Apêndice D – Resultados Complementares do Capítulo VII.....	340
Anexo.....	345

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

No Brasil, as usinas hidroelétricas são as maiores fontes geradoras de energia elétrica, com fornecimento de mais de 90% de toda a demanda. O potencial hidráulico a ser explorado apresenta grandes possibilidades, somando-se a isso um crescimento médio da demanda em torno de 5%, chegando até mesmo em 20% para algumas regiões. O consumo de energia da rede elétrica do Amazonas aumentou 22,5% em quatro anos, passando de uma média de 342 mil MWh, em dezembro de 2008, para 419 mil MWh, em dezembro de 2011, preocupando entidades do comércio e da indústria. Segundo dados do Governo Federal, o crescimento recorde de 8,3% na demanda por energia elétrica do Sistema Interligado Nacional (SIN) em 2010 foi impulsionado pela retomada do crescimento econômico, após crise financeira internacional de 2008 e 2009, pelo aumento da renda das famílias, e pela oferta de crédito voltado ao consumo interno. A avaliação é feita pelo Operador Nacional do Sistema Elétrico (ONS), que apurou um consumo médio mensal, em 2010, de 56.577 MW. A análise divulgada pelo operador em 2010 destaca que os maiores impactos sobre a média nacional de demanda de energia foram provocados pelos setores de veículos automotores (26,7%), máquinas e equipamentos (29,2%) e metalurgia básica (21,5%). Para 2013, o ONS prevê que o consumo de energia no sistema nacional alcance 65.113 MW médios, previsão esta do fim de novembro, com alta de 6,6% em relação a igual período do ano anterior (ELEKTRO, 2010).

Em sua concepção, as turbinas hidráulicas são projetadas para obter um alto rendimento e durabilidade sem, contudo, eliminar um fenômeno de ação contínua conhecido como cavitação. Nestes casos, a troca deste componente torna-se economicamente inviável. A cavitação remove gradativamente parte do material da turbina, ocasionando situações catastróficas se não forem tomadas as devidas medidas de recuperação e proteção.

Fica evidente para usinas hidroelétricas a importância do controle do desgaste ocasionado pela erosão por cavitação, sendo uma das principais causas na redução do faturamento. Soma-se a estes fatores a presença de fluidos com aspectos diferenciados nas diversas bacias hidrográficas do país. Em alguns casos, é perceptível a presença de pequenas partículas sólidas e areia, que provavelmente geram um aumento na perda de massa do revestimento por erosão nas turbinas hidráulicas. Diante dessa preocupação, justifica-se uma atenção especial com a aplicação de uma proteção neste componente para que apresente maior tempo de operação, proporcionando um aumento no intervalo entre as intervenções de manutenção. Normalmente nestes casos a opção economicamente viável é a realização de um revestimento metálico depositado por processo de soldagem que proporcione uma baixa diluição e alta produtividade.

Neste sentido, Casas, Henke e Novick (2008) citam que, na década de 60, as pesquisas buscavam um novo tipo de aço para a fabricação de rotores de turbinas hidráulicas com maior resistência à cavitação. Logo, os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) surgiram como alternativa à limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AIMC), que apresentam alta susceptibilidade à fissuração a frio e exigem rigorosas medidas preventivas durante a soldagem. Com esse objetivo, chegou-se a um aço com menor teor de C e adição de 4 a 6% em massa de Ni. A liga CA6NM possui alta tensão de escoamento, boa resistência à corrosão e cavitação, e uma melhor soldabilidade que os AIMC, sendo cada vez mais utilizada em rotores de turbinas hidráulicas, bombas e compressores, assim como em componentes da indústria química e petroquímica. Contudo seu comportamento à fratura e fadiga e em uniões soldadas nem sempre é explorado. Em relação a uma turbina hidráulica, a solda é utilizada em duas situações distintas: na união das pás ao eixo da turbina quando de sua fabricação e no reparo de regiões trincadas ou que sofreram cavitação. Após a soldagem das pás, durante sua fabricação, está previsto um tratamento térmico para garantir níveis adequados de tenacidade.

Atualmente, os rotores de turbinas hidráulicas são fabricados em aço de baixo e médio carbono. Como exemplo, Musardo (2006) cita a construção dos rotores da usina de Ilha Solteira (SP) em aço ASTM A36 de médio carbono. Como o reparo devido ao desgaste erosivo deve ser executado com produtos que resistam melhor aos efeitos da cavitação, se faz normalmente necessária à deposição de materiais com propriedades intermediárias entre as do metal de base e o revestimento, conhecido como amanteigamento, em geral usando aços inoxidáveis. Os processos de soldagem comumente aplicados em revestimento são o MIG/MAG, arame tubular, o arco submerso, TIG com alimentação de

arame frio ou quente, plasma por arco transferido (PTA), MIG/MAG com duplo arame e atualmente o MIG/MAG arame frio.

Na escolha da seleção do processo de soldagem e da liga; a ser depositada são levados em consideração fatores, tais como condições operacionais, características do metal de base, a relação custo-benefício do componente a ser revestido, a despesa com processamento, etc. Dentre os materiais aplicados no reparo por soldagem de danos por cavitação, Motta (2002) cita os aços inoxidáveis tradicionais tipo AISI 308 e 309, aços inoxidáveis ao Co e ligas à base de Co (comercialmente chamada de *Stellites*), sendo estas últimas caracterizadas pela dificuldade de esmerilhamento e alto custo. Atualmente, as ligas de cobalto são conhecidas pela elevada resistência mecânica à corrosão, ao desgaste e às altas temperaturas.

Com o aumento da exigência do mercado consumidor em busca de processos com taxas de deposição mais elevadas e, consequentemente, redução dos custos globais envolvidos, foram desenvolvidas novas variantes visando a maior produção, como por exemplo, o MIG/MAG duplo arame. Na soldagem de revestimento, esta técnica é especialmente utilizada, devido às suas vantagens como maior produtividade, através dos aumentos na taxa de deposição e na velocidade de soldagem aliado ao baixo aporte térmico. Cita-se o uso de duas fontes de soldagem eletrônicas sincronizadas, dois cabeçotes de alimentação de arame, programas computacionais para comandar o sincronismo da operação, envolvendo o aumento do consumo de insumos como energia elétrica, gás, entre outros.

Assim, surge a proposta de uso do processo MIG/MAG ou FCAW com a adição de um arame não energizado, estabelecendo uma alternativa técnica e econômica em relação à soldagem MIG/MAG duplo arame e demais processos utilizados na deposição de revestimento. Os estudos preliminares de Cruz Junior et al. (2011) sobre o processo MIG/MAG com adição de arame não energizado na posição plana indicaram uma produção média 70% superior à soldagem MIG/MAG convencional, com bons níveis de estabilidade e qualidade superficial da união. Esse processo agrupa como vantagem o ganho em versatilidade, redução de massa, dissipação de calor, maior variação de ângulo de entrada do arame e simplicidade de fixação em tochas de soldagem automáticas ou semi-automáticas, não necessitando de conhecimentos específicos para sua instalação e seu manuseio. Além disso, é possível a utilização de metais de adição com composições diferentes, visando a obtenção de características específicas para o cordão de solda.

Devido a sua maior facilidade e simplicidade, os estudos em geral sobre a aplicação de revestimento abrangem a soldagem na posição plana, não apresentando procedimentos para deposição em outras posições. Na prática, para viabilizar a aplicação dos

revestimentos por processos de soldagem nas mais variadas aplicações, incluindo a recuperação de pás de turbinas hidráulicas erodidas por cavitação, a identificação de resultados em outras posições é uma condição indispensável.

A posição horizontal possui aplicação em revestimento de turbinas hidráulicas devido basicamente aos perfis das pás. Em seu trabalho, Motta (2002), ao soldar com o processo MIG/MAG duplo arame, simulando condições reais de aplicação de revestimento na posição horizontal, notou a formação de *humpings*, independentemente do posicionamento dos eletrodos em *tandem* (em série) ou em *twin* (paralelo). Devido a isso, em seu trabalho, Motta (2002) realizou as operações de revestimento com um cordão depositado sobre a chapa apenas para as posições plana, vertical e sobrecabeça.

O objetivo deste trabalho é fazer um estudo sistematizado para obtenção de parâmetros de soldagem adequados, com os processos MIG/MAG arame frio e MIG/MAG duplo arame, de forma a produzir revestimentos soldados, a partir de ligas comerciais aplicadas em turbinas hidráulicas.

O processo MIG/MAG arame frio será empregado na posição horizontal, visando sua avaliação em condições idênticas às soldagens de campo. Busca-se com isso obter produtividade, qualidade e melhorias na resistência à erosão pura e por cavitação através de misturas de diferentes tipos de arames, comparando a aplicação e desempenho deste revestimento em processos de soldagem MIG/MAG duplo arame.

São objetivos específicos deste trabalho:

- Determinação de parâmetros operacionais dos processos e de posicionamento da tocha utilizados na soldagem de revestimento nas posições plana e horizontal em soldagem com múltiplos arames. Serão utilizados os seguintes arames: ER 308LSi, *Stellite 6* e o *Stellite 21*.
- Determinação do rendimento de deposição dos processos com os metais de adição utilizados em aço inoxidável austenítico e ligas ao cobalto (*Stellites*).
- Através dos ensaios de erosão pura e cavitação, determinar o melhor desempenho dos processos juntamente com avaliação dos tipos de metais de adição utilizados.
- Analisar a superfície desgastada, caracterizando-a através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Topografia a Laser.

A seguir é apresentada a estrutura da tese elaborada bem como os assuntos a serem abordados em cada capítulo:

Capítulo II: é apresentado uma Revisão Bibliográfica;

Capítulo III: Procedimentos Metodológicos propostos nesta Tese;

Capítulo IV: Testes Preliminares;

Capítulo V: Revestimento em Aço Inoxidável Austenítico;

Capítulo VI: Revestimento em Aço Inoxidável Austenítico e Ligas de Cobalto;

Capítulo VII: Revestimento em Ligas de Cobalto;

Capítulo VIII: Conclusões;

Capítulo IX: Trabalhos Futuros;

Capítulo X: Referências Bibliográficas;

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão bibliográfica está dividida em subitens, que tratam primeiramente de turbinas hidráulicas, em seguida erosão, cavitação, fundamentos do processo de revestimento em materiais metálicos, processo de soldagem MIG/MAG arame frio, MIG/MAG duplo arame e materiais usados em revestimento.

2.1. Turbinas Hidráulicas

Turbinas são máquinas que transformam energia disponível devido ao deslocamento de fluidos em energia mecânica na forma de movimento de rotação. São consideradas hidráulicas as turbinas que utilizam a água como fluido para geração de energia mecânica. As turbinas hidráulicas podem ser classificadas em turbinas de ação ou de reação. A turbina de ação utiliza a energia potencial gravitacional disponível, transformando-a em energia cinética para, depois de incidir nas pás do rotor, transformar-se em mecânica. Já na turbina de reação, o rotor é completamente submerso e, com o escoamento da água, ocorre uma diminuição de pressão e de velocidade entre a entrada e a saída do rotor (VAZ, 2004).

As turbinas do tipo Francis são máquinas de reação, escoamento radial (lento e normal) e escoamento misto (rápido). Operam sob médias quedas e médias vazões, sendo que o controle da vazão é realizado no distribuidor ou no sistema de pás móveis.

Esses tipos de turbinas são utilizados em quedas de média pressão, consumindo aproximadamente 1.000 m³ de água por segundo para a geração de 1.000 MW. A usina hidrelétrica de Itaipu, assim como a usina hidrelétrica de Tucuruí, Furnas, Três Marias e outras no Brasil funcionam com turbinas tipo Francis (Fig. 2.1) com cerca de 100 m de queda d' água. O rotor da turbina Francis tem uma eficiência de operação alta (aproximadamente 90%) em várias faixas de alturas e vazões. O tamanho deste tipo de

rotor pode variar de menor que um metro até acima de quinze metros de diâmetro (GONÇALVES, 2007).



Figura 2.1 - Rotor de uma turbina de grande porte do tipo Francis

De acordo com Gonçalves (2007), as turbinas hidráulicas são geralmente desenvolvidas para ter uma vida útil de cerca de 60 anos. Durante este período, ocorrem paradas para manutenção preventiva e preditiva e pausas forçadas, devido a circunstâncias não previstas, estas últimas podendo vir a gerar altos custos. Cerca de metade das paradas programadas são para manutenção de equipamentos elétricos e a outra metade para a manutenção de turbinas e de seus respectivos componentes.

Grande parte dos rotores das turbinas hidráulicas e seus acessórios foram fabricados de aços carbono-manganês fundidos, sendo mais comum o de especificação ASTM A27/2013. As áreas dos rotores que fossem consideradas mais susceptíveis à erosão por cavitação eram protegidas por uma camada de revestimento soldada (GONÇALVES, 2007).

A partir da década de 1970, grandes rotores e componentes começaram a ser fabricados em aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) contendo 11 a 13%Cr e 1 a 6%Ni, sendo mais comumente utilizado o de especificação ASTM A743 CA-6NM. Este material oferece melhor soldabilidade do que os aços inoxidáveis martensíticos convencionais, além de maior facilidade de fundição, elevada tenacidade ao impacto, maior resistência à erosão por cavitação, à abrasão, à corrosão e um limite de escoamento mais de duas vezes maior quando comparado ao tipo C-Mn, ASTM A27/2013, possibilitando a redução dimensional com consequente diminuição de massa e melhoria da eficiência do equipamento, apresentando desta maneira a melhor relação custo-benefício (GONÇALVES, 2007).

Outra vantagem no processo de fabricação da turbina foi a possibilidade da eliminação da etapa de revestimento dos componentes por soldagem com aços inoxidáveis austeníticos, fase esta que aumentava consideravelmente os custos de construção, além de

dificultar o controle do perfil hidrodinâmico, de fundamental importância na vida útil do equipamento (GONÇALVES, 2007).

2.2. Erosão e cavitação

2.2.1. Desgaste por erosão

A erosão é definida pela norma ASTM G76-13 (2013) como o dano causado a uma superfície pelo impacto de partículas sólidas ou de um fluido multicomponente. Além disso, segundo a ASTM G40-13 (2013), a erosão é a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido à interação mecânica entre a superfície e um fluido, multicomponente ou partículas líquidas ou sólidas impactantes.

O desgaste por erosão é causado pelo impacto de partículas sólidas ou líquidas contra a superfície de um objeto. Ocorre em uma grande variedade de equipamentos, como em pás de turbinas, rotores de bombas no transporte de lamas em indústrias mineradoras (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).

Ochoa (2007) sugere que o desgaste erosivo ocorre quando os materiais são conduzidos, não por um fluxo paralelo à superfície, mas quando caem sobre esta devido à gravidade, ou forças centrífugas. Esta queda causa dano à superfície atingida, levando à perda por fratura de material.

Nos diferentes setores da indústria, muitos componentes e equipamentos estão sujeitos à ação erosiva de partículas sólidas em meios líquidos, principalmente no transporte de meios lamacentos. No caso de líquidos quimicamente agressivos como, por exemplo, na indústria petrolífera, além do efeito da erosão, a corrosão também pode levar a danos, principalmente quando estes dois fatores interagem sinergicamente produzindo taxas de desgaste maior do que a soma dos seus efeitos separadamente (SILVA, 2008).

a) Mecanismos de desgaste por erosão

Os mecanismos de erosão conhecidos atualmente são compostos basicamente pelo microcorte, microsulcamento, deformação plástica e fratura frágil. Os mecanismos de corte e sulcamento são semelhantes àqueles observados na abrasão. O microsulcamento é definido como sendo o deslocamento de material para o lado ou para frente durante ação de uma partícula impactante (SILVA, 2008).

De acordo com Silva (2008), quando há prevalecimento do microcorte e do microsulcamento, são observadas as maiores taxas de desgastes em ângulos de baixa incidência entre 20° e 30°, o que caracteriza um comportamento dúctil do material erodido.

Quando a deformação plástica e a fratura frágil atuam conjuntamente, as maiores taxas de remoção de material são obtidas por incidência normal das partículas, por exemplo, no caso de materiais frágeis, como vidro ou cerâmica (SILVA, 2008). A Figura 2.2 apresenta, de forma esquemática, os mecanismos básicos da erosão por partículas sólidas.



Figura 2.2 - Representação esquemática dos mecanismos de erosão por partículas sólidas. Comportamento dúctil: (a) Microcorte e/ou microsulcamento - pequenos ângulos de incidência; Comportamento frágil: (b) Fadiga – grandes ângulos e baixa velocidade; (c) Deformação plástica – grande ângulo e média velocidade e (d) Fratura frágil

Zum Gahr (1987) destaca 6 diferentes tipos de erosão: (a) erosão por partículas sólidas em meio gasoso, (b) erosão por partículas sólidas em meio líquido, (c) erosão devido à ação de líquidos, (d) erosão-corrosão, (e) erosão por cavitação e (f) erosão térmica.

A erosão por partículas sólidas (a,b) e a erosão-corrosão (d) são influenciadas principalmente pela velocidade de impacto, ângulo de incidência, pelas características das partículas e o meio envolvido. Na erosão por partículas líquidas (c), a velocidade de impacto é a variável mais influente, portanto deve ser suficientemente alta. A erosão por cavitação ocorre quando há nucleação de bolhas de gás ou vapor, as quais entram em colapso na superfície do sólido causando perda de massa ou deformação plástica. E, finalmente, a erosão térmica quando presente é resultante simultaneamente da ação mecânica, térmica, elétrica e/ou magnética, causando a perda de material por fusão e/ou evaporação (ZUM GAHR, 1987).

Ao estudar a erosão em aplicações industriais, Kumar e Ratol (2013) descrevem como parâmetros tribológicos chaves a concentração de partículas sólidas, a velocidade de

impacto do erodente sobre a superfície alvo, o ângulo de impacto, o tamanho e forma das partículas erodentes, a dureza das partículas e marcas no material alvo.

Para maiores detalhes sobre erosão, sugere-se consultar Zum Gahr (1987). A norma ASTM G40-13 (2013) apresenta todas as terminologias relacionadas a estes tipos de erosão. A seguir, são apresentadas as principais variáveis que influenciam no desgaste por erosão em materiais metálicos.

b) Variáveis que influenciam o desgaste por erosão

Dentre os parâmetros usados para determinar a taxa de erosão, destacam-se:

- Ângulo de incidência

O ângulo de incidência é aquele formado entre a superfície do material alvo e a linha trajetória da partícula imediatamente antes do impacto. Um pequeno ângulo de incidência favorece o processo de desgaste semelhante à abrasão, pois tende a cruzar a superfície de desgaste depois do impacto. Um grande ângulo de incidência causa o mecanismo de desgaste tipicamente da erosão (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).

O ângulo de incidência determina fortemente os mecanismos de remoção de material de uma superfície submetida a desgaste erosivo. A Figura 2.3 apresenta de forma esquemática o ângulo de impacto de uma partícula na superfície.

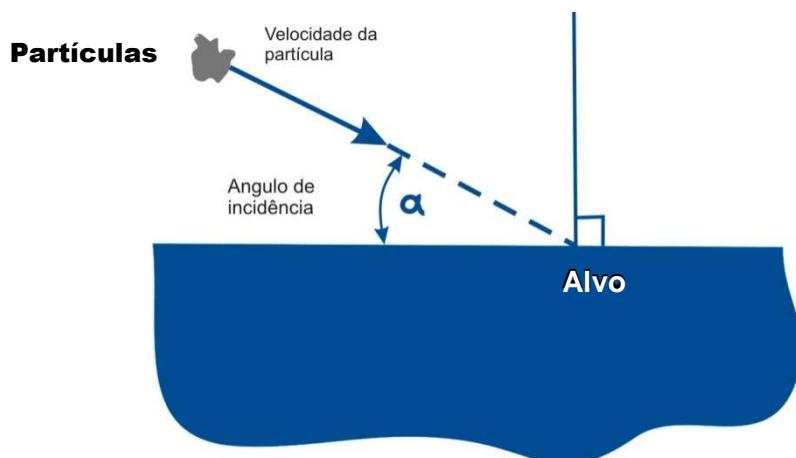


Figura 2.3 – Esquema de incidência do ângulo de impacto de uma partícula em um material alvo, (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001). Adaptado.

➤ Velocidade de impacto

Determina a quantidade de movimento entre as partículas e a superfície durante o impacto. As Figuras 2.4 e 2.5 mostram, respectivamente, a variação da taxa de desgaste do alumínio quando impactado por partículas de carbonato de silício para ângulos de incidência de 20° e 90° , e o efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis (OCHOA, 2007).

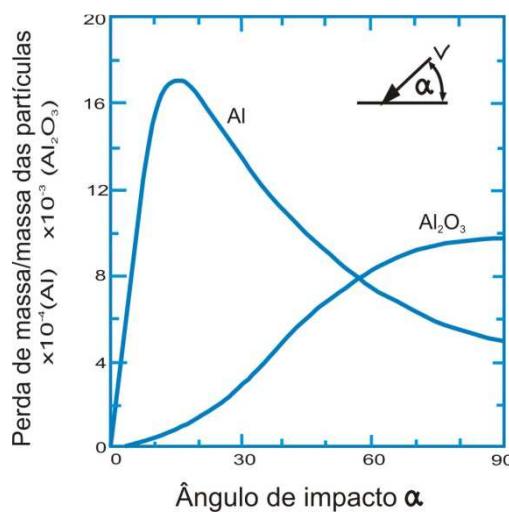


Figura 2.4 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão do alumínio e da alumina com partículas de SiC a 152 ms^{-1} (OCHOA, 2007)

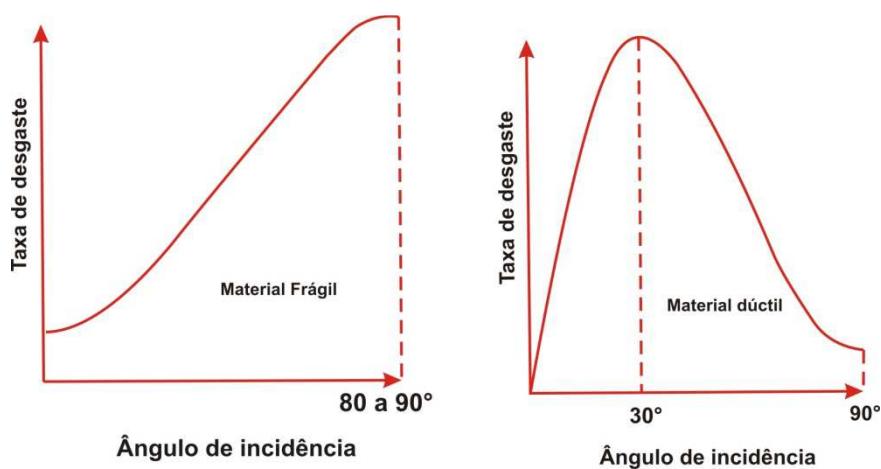


Figura 2.5 - Representação esquemática do efeito do ângulo de impacto na taxa de desgaste de materiais dúcteis e frágeis (OCHOA, 2007)

Desale et al. (2009) observaram, na erosão, que o impacto a 90° em materiais dúcteis envolve um efeito combinado de deformação e desgaste. O desgaste é originado por um

mecanismo de lascas, que é um modo bem conhecido de erosão de materiais do tipo dúctil em ângulos de baixo impacto. O ângulo de impacto da partícula influencia fortemente a característica da superfície final, porque a componente horizontal da velocidade espalha o material na direção do fluxo. Isto desloca o material para a borda da cratera formando uma lasca, que tende a ser removida com sucessivos impactos. No fluxo a 90º, essa componente de velocidade incide perpendicularmente provocando sulcos profundos e lascas para as bordas da cratera.

Da mesma forma, Silva (2008) percebeu que a incidência normal é caracterizada por uma superfície altamente deformada e encruada, formada por crateras, decorrentes dos sucessivos impactos das partículas erosivas. Entretanto, a erosão de materiais dúcteis depende fortemente do ângulo de impacto e tipicamente apresenta maiores taxas de erosão entre 20º e 30º. Nestes casos, os mecanismos de perda de massa envolvem corte, sulcamento e deformação plástica.

➤ Tamanho das partículas

O tamanho das partículas é um fator de considerável relevância nos problemas de erosão. Na maioria dos casos, os tamanhos podem variar de 5 a 500 µm (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).

A taxa de erosão de materiais dúcteis varia com as propriedades do erodente notadamente com o tamanho do erosivo e sua dureza. O efeito de propriedades do erodente como forma e densidade é decisivo para ângulos de impacto rasos (KUMAR; RATOL, 2013). Para a erosão à 90º, segundo Kumar e Ratol (2013), a amostra é afetada principalmente pelo desgaste combinado com deformação, não se observando diferença significativa para diferentes granulometrias do erosivo.

Muitos pesquisadores têm proposto a correspondência entre o desgaste e o tamanho das partículas. Porém, uma das maiores dificuldades em desenvolver ou aplicar esta correlação é a determinação do tamanho efetivo da partícula, sendo utilizado em geral o parâmetro tamanho médio (DESALE et al., 2009). Uma sugestão destes autores é avaliar o tamanho da partícula associada a sua massa quando existir uma larga variação de tamanho do erosivo.

➤ Fluxo

O escoamento do fluido, uma variável relativa ao impacto, também pode alterar a taxa de erosão. O impacto de partículas erosivas é bem mais frequente em escoamentos

turbulentos, quando comparados com escoamento laminar, resultando, assim, em uma maior taxa de erosão (vide esquema na Fig. 2.6). No fluxo laminar, as partículas se movem paralelamente à superfície, diminuindo consideravelmente o impacto. Uma exceção é quando o fluxo laminar incide normalmente à superfície, gerando um desgaste em forma de cratera e um possível aumento na taxa de erosão (SILVA, 2008).

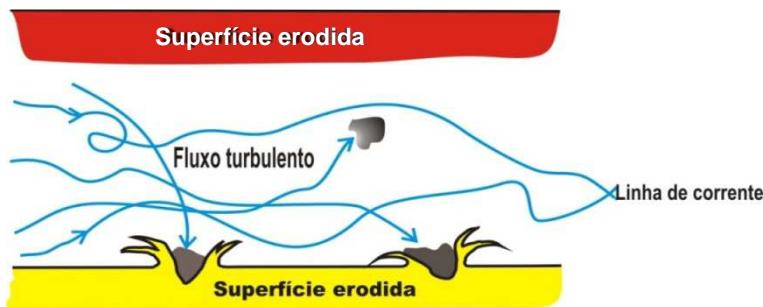


Figura 2.6 - Representação esquemática do escoamento turbulento de um fluido contendo partículas sólidas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001)

➤ Forma das partículas

Vicenzi (2007) observou a maior taxa de erosão para o revestimento de cobre e suas ligas em impactos a ângulos normais, sendo usada granalha de aço esférica como erodente. Suas constatações estão mostradas na Fig. 2.7, na qual se observa que, quando partículas angulares (não esféricas) de carboneto de silício são utilizadas como erodente, ou mesmo cobre e ligas de cobre, aproximam-se de um comportamento dúctil.

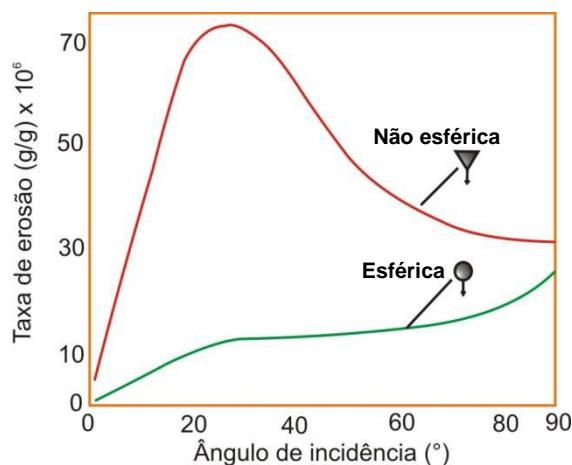


Figura 2.7 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão no caso de partículas esféricas e angulares (VICENZI, 2007)

Desta forma, quanto mais angular for a partícula de ataque, maior a similaridade ao comportamento dúctil, terá o material sob erosão. Com relação a partículas esféricas, um máximo de desgaste ocorre para ângulos de incidência crescentes, à medida que as partículas se tornam mais esféricas. Para ângulos de incidência entre 20° e 60°, a taxa de desgaste para partículas esféricas cresce a taxa muito pequena.

2.2.2 Ensaios de Erosão

Na execução do ensaio de erosão, Camacho et al. (2013) usaram um equipamento em que as partículas abrasivas eram aceleradas a partir de um bocal com fluxo de ar comprimido que os impactava na superfície do material. Os materiais foram erodidos por um período de 10 minutos, sendo retirados a cada 2 minutos para determinar a perda de massa. A Figura 2.8 apresenta o equipamento usado por Camacho et al. (2013).

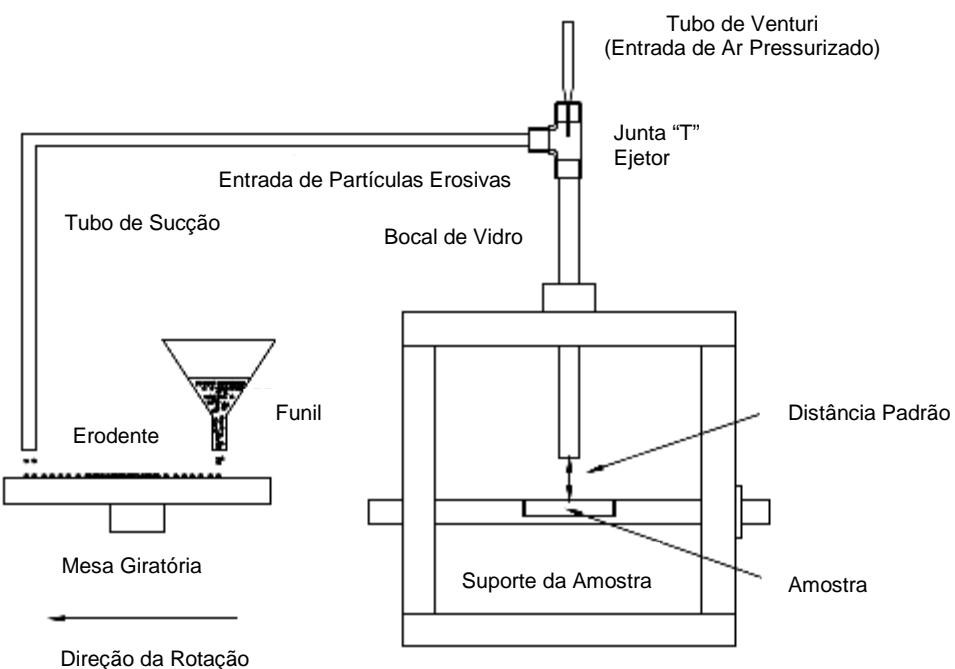


Figura 2.8 – Diagrama esquemático do equipamento desenvolvido para Erosão (CAMACHO et al., 2013)

Camacho et al. (2013) estudaram a erosão em aços inoxidáveis AISI 304, 316 e 420, com dureza de 160 HV, 150 HV e 200-240 HV, respectivamente, para incidência normal. A taxa de erosão obtida foi de 0,0829 g/min para o AISI 304, 0,0439 g/min para o AISI 316 e 0,0076 g/min para o AISI 420. Observaram uma rugosidade média (R_a) de 0,533 μm para o AISI 304, 0,483 μm para o AISI 316 e 0,359 μm para o AISI 420, ou seja, para as menores taxas de erosão, menores rugosidades foram obtidas. Encontraram, também, profundidades

maiores de desgaste para elevadas taxas de erosão, ou seja, 1,963 µm para o AISI 304, 2,191 µm para o AISI 316 e 0,485 µm para o AISI 420. Os resultados obtidos por Camacho et al. (2013) em termos de perda de massa são apresentados na Fig. 2.9.

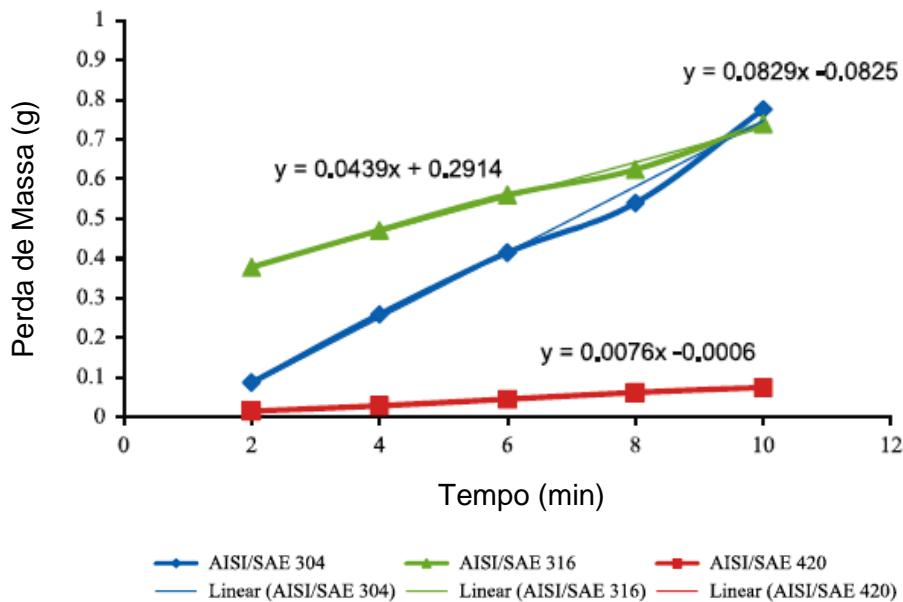


Figura 2.9 – Gráfico de perda de massa pelo tempo (CAMACHO et al., 2013)

Desale et al. (2009) usaram um pote de aproximadamente 7 litros, imerso em líquido com partículas sólidas na concentração de 10%. A mistura foi preparada com a adição das partículas sólidas em água. Durante os ensaios, o eixo da hélice e as amostras são giradas a 400 rpm, gerando uma velocidade periférica de 3 m/s. Para cada um dos testes, a perda de massa foi medida individualmente ao longo de um período de tempo pré-determinado, usando-se o valor médio como parâmetro de análise. O sistema de fixação da amostra permitiu ainda a variação nos ângulos de incidência de 15°; 22,5°; 30°; 45°; 75° e 90°. A Figura 2.10 apresenta o equipamento usado por Desale et al. (2009).

O desgaste por erosão a 90° caracteriza-se por uma superfície mais rugosa do que a observada em incidência oblíqua. Camacho et al. (2013) observaram no aço AISI 304 que o desprendimento de material é mais pronunciado com grandes fragmentos que permanecem na superfície erodida. Algumas cavidades foram preenchidas com os restos do desgaste que podem ser das partículas abrasivas ou do material testado. A Figura 2.11 (a) ilustra uma superfície erodida do aço AISI 304. Na erosão do aço AISI 420, observa-se uma superfície danificada por indentações irregulares (arranhões) posicionados em locais aleatórios, com grandes crateras e também alguma presença de corrosão. O mecanismo de desgaste principal no aço AISI 420 foi a deformação plástica sem fratura frágil (Fig. 2.11 b).

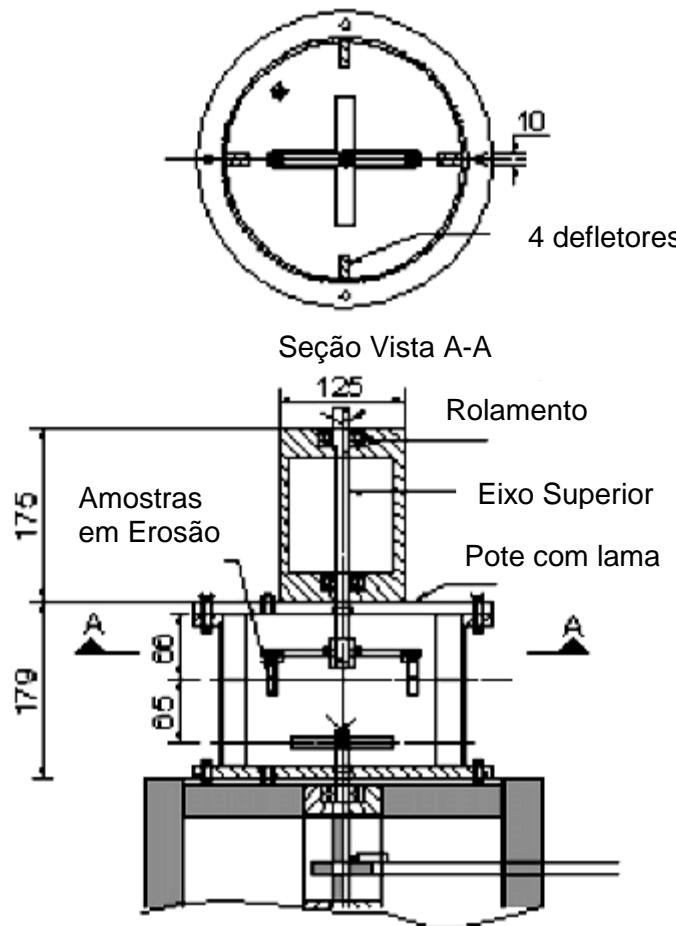


Figura 2.10 – Representação do equipamento usado em erosão (DESALE et al., 2009)

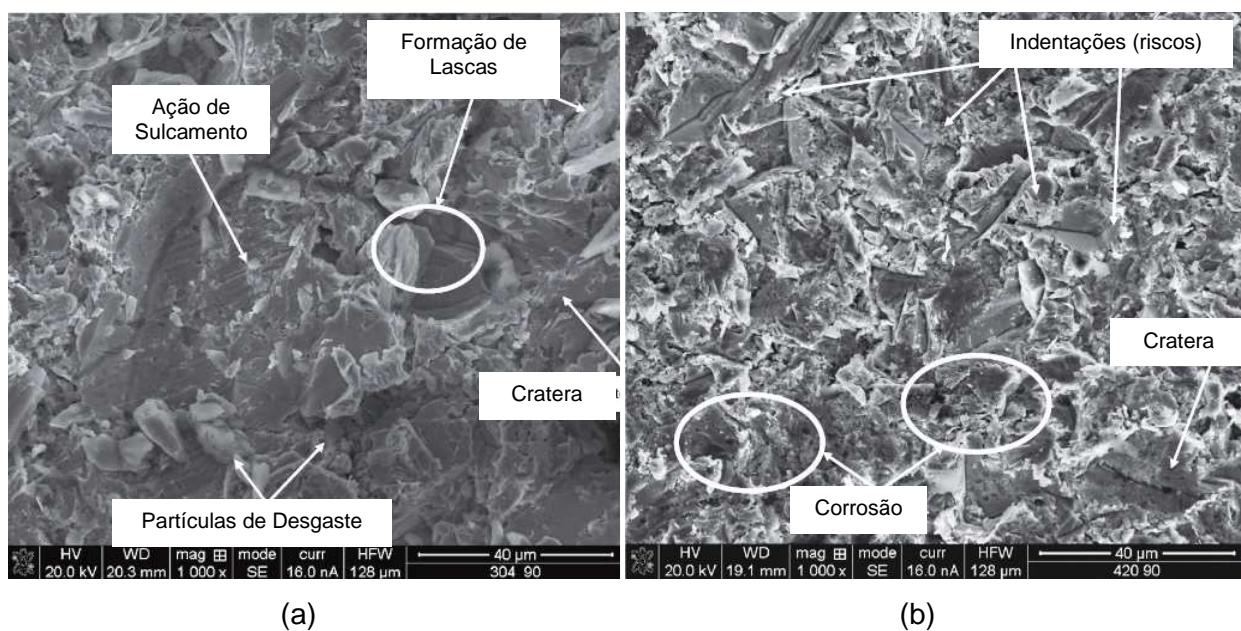


Figura 2.11 - Superfície erodida com incidência a 90° (a) AISI 304 e (b) AISI 420

2.2.3. Avaliação da Dureza na erosão

Silva (2008), ao submeter amostras à erosão em incidência normal, observou que, após 10 minutos, o substrato foi totalmente exposto. Ocorreu a formação de uma região deformada plasticamente, composta por indentações, sem indícios de riscos com direções preferenciais.

Weiyi et al. (2014), ao simularem sucessivos impactos a 90° em superfícies, constataram que existe uma camada endurecida considerável na região abaixo da região atingida pelas partículas. A espessura da camada endurecida chega a 160 µm para ângulos de impacto a 90°, com um acréscimo de até 60% nos valores de dureza. O valor de dureza experimental, normalmente menor do que este ganho observado numericamente na superfície após a erosão, ocorre porque a medição é feita na lateral do corpo de prova e não exatamente na região atingida como analisado na simulação.

Segundo Silva (2008), a erosão em incidência normal é fortemente influenciada pela resistência mecânica, tendo em vista que o mecanismo governante é a perda de massa por deformação. No mesmo sentido, Desale et al. (2009) testando a resistência ao desgaste em aço inoxidável e Inconel, observaram a influência da dureza do revestimento sobre o desgaste. O aço inoxidável 316L ensaiado a um ângulo de 22° a 90° apresentou um aumento da dureza na camada de revestimento, reduzindo o desgaste. Atribuíram o fato à redução do mecanismo de corte durante a erosão em ângulos rasos e aumento da resistência mecânica na incidência normal. Da mesma forma ocorreu com o aço inoxidável 304L para baixos ângulos e a 90°. Entretanto, ao revestir com Inconel o substrato de aço inoxidável 304L, não apresentou qualquer melhoria significativa na resistência ao desgaste, em erosão, para ângulos de impactos rasos ou elevados. Atribuíram a ausência de redução na taxa de erosão à inexistência de aumento de dureza no revestimento em Inconel, ao contrário do observado nos aços inoxidáveis austeníticos.

Gholipour, Shamanian e Ashrafizadeh (2011), ao aplicarem a liga *Stellite 6* pelo processo TIG na superfície de um aço inoxidável martensítico, observaram a formação de carbonetos incorporados em uma solução sólida rica em Co com estrutura dendrítica. O crescimento dendrítico que ocorreu no revestimento foi epitaxial. Fases primárias formadas durante o processo são identificadas como Co (CFC) e fases eutéticas lamelares ($M_{23}C_6$, M_6C , Cr_7C_3). Os perfis de microdureza mostraram um aumento desde a interface entre metal base e metal de solda até a superfície do revestimento com grande amplificação de valores (Fig. 2.12). Esse fato ocorre devido ao tamanho mais fino dos grãos na superfície do revestimento em comparação com o substrato e também à difusão de Fe adjacente à interface entre o revestimento e metal base. Sugere a aplicação de uma camada

intermediária para minimizar a diluição, melhorando a resistência à corrosão e prevenindo variações elevadas de dureza que podem prejudicar a resistência ao desgaste.

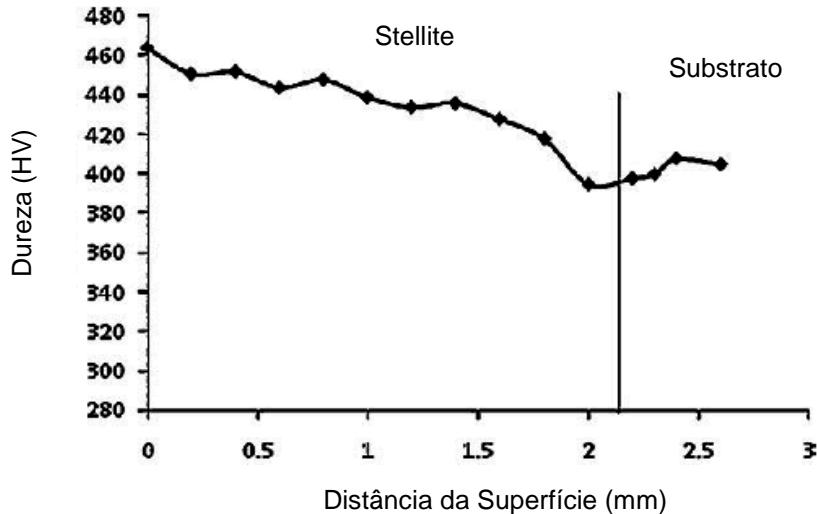


Figura 2.12 – Perfil de dureza no revestimento de Stellite (GHOLIPOUR; SHAMANIAN; ASHRAFIZADEH, 2011)

2.2.4. Desgaste por cavitação

De acordo com Gonçalves (2007), a principal causa de dano nos rotores é a ocorrência de cavitação e o surgimento de trincas por fadiga, além do eventual reparo de possíveis defeitos de fundição durante a fabricação. O dano cavitacional é frequentemente a causa da parada programada, uma vez que muda o perfil hidrodinâmico do equipamento, levando a altas tensões dinâmicas no rotor e nas estruturas associadas a ele, além de provocar queda na eficiência e redução da vida útil do equipamento. A erosão por cavitação raramente causa uma interrupção forçada, no entanto aumenta significativamente o tempo gasto em uma parada programada para manutenção.

Allenstein et al. (2014) destacam que o desgaste causado por cavitação exige atenção especial de pesquisadores e engenheiros em plantas de geração de energia. Isto está relacionado com os elevados custos envolvidos na manutenção preventiva e corretiva de componentes de máquinas hidráulicas continuamente expostas à cavitação.

A erosão por cavitação, mostrada na Fig. 2.13 por Bonacorso (2004), é basicamente entendida como a perda progressiva de material de uma superfície sólida por consequência do colapso de bolhas de vapor formadas num líquido à pressão e temperaturas críticas. Este fenômeno é encontrado em bombas hidráulicas, tubulações, camisas de motor diesel,

cabeças de válvulas, turbinas e parte do sistema hidráulico de geração de energia elétrica, entre outros.



Figura 2.13 - Zona erodida pelo efeito da cavitação na pá de uma turbina Francis (BONACORSO, 2004)

Stachowiak e Batchelor (2001) explicam a cavitação como um tipo de erosão resultante da formação e colapso de bolhas na superfície sólida em contato com o fluido. A formação dessas bolhas de vapor é causada pela diminuição da pressão no líquido como mostra a Fig. 2.14. Logo, a cavitação é o termo usado para descrever o processo, que inclui nucleação, crescimento e implosão de bolhas de gás ou vapor. Essas bolhas são formadas em um líquido quando a pressão estática por alguma razão é reduzida abaixo da pressão de vapor na temperatura corrente. Quando essas bolhas são conduzidas para regiões de maiores pressões, elas implodem violentamente.

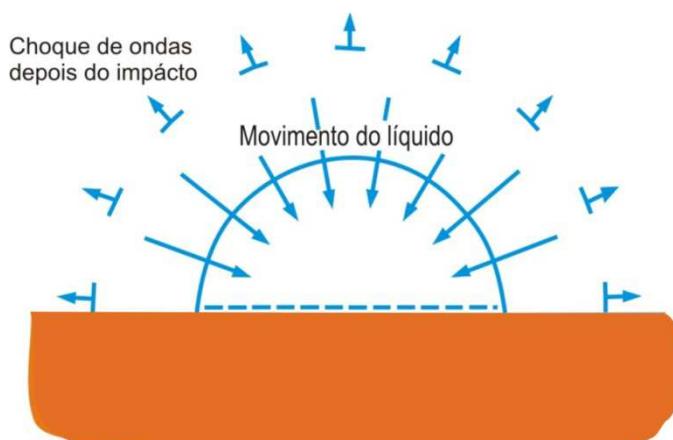


Figura 2.14 - Mecanismo de erosão por cavitação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001) adaptado

Para Silva et al. (2013), o termo cavitação origina-se da palavra em latim “cavus”, significando cavidade, sendo usado de forma inadequada para denotar desgaste. A norma ASTM G32-10 (2010) define cavitação como sendo um fenômeno baseado na formação e consequente colapso de bolhas ou “cavidades” contendo vapor e/ou gás, dentro de fases líquidas. Este fenômeno resulta de uma redução localizada da pressão hidrostática, produzida pela movimentação de líquido (escoamento) ou de uma superfície sólida (vibração).

Aos ciclos de vaporização-colapso, nos quais os níveis de pressão estão na ordem de centenas de megapascal ou até de gigapascal, são associados os efeitos normalmente indesejáveis sobre as superfícies do perfil hidráulico das turbinas. O fenômeno de cavitação é um processo altamente prejudicial ao bom funcionamento das turbinas hidráulicas geradoras de energia, e dentre os danos causados, podem-se citar a erosão de contornos dos perfis de rotores, vibrações e ruídos e também a diminuição da eficiência das turbinas hidráulicas e sua queda de potência, resultantes da perda de massa (MUSARDO, 2006).

Silva (2008) comenta que os mecanismos pelos quais o desgaste cavitacional acontece ainda não são totalmente conhecidos, necessitando de pesquisas neste assunto, pois o mesmo envolve a dinâmica de formação e colapso de uma bolha. O desgaste propriamente dito é efetivamente provocado por um agregado de bolhas, chamado nuvem. As implosões ocorrem muito rapidamente, atingindo uma grande velocidade, em um curtíssimo intervalo de tempo, gerando assim diferentes interações líquido/sólido e uma alta concentração de energia nas imediações do colapso.

Atualmente, são aceitos dois mecanismos para explicar a perda de material de superfícies sujeitas à cavitação. Um deles é a formação de ondas de choque e o outro é a ocorrência de microjatos descritos por Silva (2008). O efeito mecânico da ação conjunta destes dois mecanismos pode resultar em modificações nas propriedades, e consequentemente na perda de material das superfícies cavitadas. A formação de ondas de choque é provocada pelas perturbações do fluido durante sua movimentação. Pulses de alta amplitude são gerados com a descontinuidade do escoamento e como consequência à superfície é submetida a impactos repetidos. Os modelos propostos para a formação dos microjatos de líquidos são baseados na instabilidade da simetria esférica da bolha quando se aproximam da superfície. Simulações numéricas deste fenômeno estimam jatos de líquidos com velocidades de 130 m/s, resultando em pressões de impacto próximas de 2.040 kgf/cm².

Musardo (2006) descreve três tipos de cavitação presentes em turbinas hidráulicas:

- Cavitação fixada: 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 ocasiona danos consideráveis.

➤ Cavitação por vórtice: se desenvolve normalmente em regiões de altas tensões cisalhantes, onde ocorre a formação de vórtices. A pressão absoluta nos vórtices decresce no centro para valores próximos aos da pressão de vapor. Estes vórtices são normalmente desenvolvidos nas extremidades das pás rotoras de turbinas Kaplan, nas camadas cisalhantes de jatos submersos, na extensão do cone dos rotores 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: é consequência do ciclo da bolha, originado devido a gradientes de pressão e à existência de núcleos contidos nos fluidos.

Como a cavitação é um processo inerente ao trabalho de turbinas hidráulicas, não pode ser evitada, existindo maneiras de minimizá-la em função de fatores como o acabamento superficial dos perfis dos rotores. Musardo (2006) recomenda o melhor acabamento para reduzir a suscetibilidade aos danos da cavitação. O colapso das bolhas sobre a superfície do metal vai deformando plasticamente com uma taxa de aumento uniforme na rugosidade.

Apesar do desenvolvimento atual, Will (2010) aponta que a erosão por cavitação traz enormes prejuízos para as empresas geradoras de energia elétrica, pois compromete o funcionamento de turbinas hidráulicas, levando a constantes paradas para recuperação de regiões cavitadas. Apesar do avanço tecnológico no projeto e construção de máquinas hidráulicas, verifica-se que as possibilidades de eliminação por completo do fenômeno de cavitação são limitadas. Atualmente a necessidade de diminuição de tempos de parada e custos de manutenção de turbinas geradoras de energia elétrica tem motivado o desenvolvimento de novos materiais e processos de recuperação de áreas cavitadas.

Para Will (2010), tais modificações buscando a eliminação do fenômeno da cavitação traz o inconveniente de reduzir a eficiência e a potência destas máquinas hidráulicas. Pelo lado da produção (eficiência e potência), é interessante admitir um determinado grau de erosão por cavitação, vislumbrando a possibilidade de se reparar as áreas erodidas durante as paradas para manutenção, as quais podem ser prolongadas com a adoção de materiais de elevada resistência à erosão por cavitação como, por exemplo, os AIMM (aços inoxidáveis martensíticos macios fundidos), contendo em torno de 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo e ligas de cobalto. Desta forma, a convivência com um nível tolerável de cavitação conduz à necessidade de se buscar materiais resistentes a este fenômeno erosivo, possibilitando

construir máquinas mais rápidas, mais compactas e principalmente que apresentem períodos mais longos de funcionamento entre reparos.

Entre os materiais com elevada resistência à cavitação, podem-se destacar os aços inoxidáveis austeníticos, empregados principalmente na forma de revestimentos depositados por soldagem em turbinas construídas em aço carbono. Para Will (2010), o desempenho dos aços inoxidáveis austeníticos está relacionado tanto as suas propriedades mecânicas como limite de resistência, limite de escoamento, alongamento, redução da área, resistência à fadiga, quanto a sua resistência à corrosão. A corrosão age como um acelerador da erosão provocada pela cavitação. Algumas características que um determinado aço deverá apresentar para ter boa resistência à cavitação são:

- Alta resistência para ancoramento das discordâncias;
- Baixa energia de falha de empilhamento, EFE, que influencia o movimento e a formação das discordâncias durante a deformação;
- O tamanho dos grãos deverá ser pequeno para elevar a força necessária ao arrancamento das partículas superficiais;
- O material deverá apresentar alta plasticidade para limitar a propagação de trincas.

Como descrito anteriormente, além das propriedades mecânicas, outras características como microestrutura, propriedades metalúrgicas, composição química e condição superficial exercem importante papel no processo de resistência ao fenômeno erosivo provocado pela cavitação. Desta forma, estrutura cristalina, transformação de fase, tamanho de grão, planos de deslizamentos, maiação, porosidade e grau de acabamento superficial dentre outros, devem ser levados em consideração quanto ao desenvolvimento de pesquisas nesta área. A obtenção de algumas destas propriedades, como redução do tamanho de grão, acabamento superficial e porosidade estão relacionadas com os processos e procedimentos de soldagem adotados na recuperação das regiões cavitadas (BONACORSO, 2004).

2.2.5. Ensaios e métodos para avaliação da resistência à cavitação

A grande dificuldade em compreender e simular o fenômeno da cavitação em escala laboratorial foi responsável pelo surgimento de inúmeros métodos para a avaliação da resistência de materiais empregados na construção e recuperação de componentes sujeitos a este fenômeno. Os diferentes métodos podem ser classificados em função da forma pela qual o fenômeno da cavitação é induzido. Existem, basicamente, dois tipos diferentes de métodos para ensaios de cavitação. Um que utiliza fluxo de líquido no qual os corpos de prova são submetidos a jatos de água conhecidos como métodos hidrodinâmicos e aqueles em que o fenômeno da cavitação é induzido por vibração, geralmente ultrassônica.

Diferentes tipos de dispositivos para avaliação da resistência ao dano cavitacional de materiais através de fluxo de líquido foram desenvolvidos. Entre esses, podem ser citados discos rotativos cujos corpos de prova são posicionados e submetidos a jatos de água, tubos de venturi utilizados para gerar a cavitação de corpos de prova que são dispostos em sua parede, e válvulas rotativas para gerar cavitação em vórtex (VAZ, 2004).

O método citado na literatura de ensaio de erosão por cavitação baseado no fluxo de líquido é descrito na norma ASTM G134-95 (2010). Nestes sistemas que utilizam um jato de líquido, uma peça do material a ser ensaiado (normalmente um sólido de revolução) é inserida no curso do fluido e uma região selecionada é observada periodicamente para acompanhamento da erosão ou um corpo de prova é inserido na parede de um tubo de venturi utilizado para provocar a cavitação. Karimi (1989) desenvolveu um equipamento que utiliza uma válvula rotativa e uma câmara especial para gerar cavitação em vórtex. Outro tipo ainda utiliza um disco giratório, ao qual são afixados corpos de prova do material a ser testado, que fica submetido a um jato de líquido.

De acordo com Musardo (2006), o dano cavitacional proveniente destes testes é medido de diversas formas, sendo as mais comuns através do número de crateras geradas por unidade de área, pela variação na rugosidade da superfície ensaiada ou, principalmente, pela medição da perda de massa do corpo de prova em função de tempo de exposição à cavitação. Os resultados dos diferentes tipos de ensaio utilizados na avaliação da resistência à cavitação de materiais não podem ser comparados devido à variação nos princípios utilizados e nas condições experimentais.

A ASTM recomendou um procedimento de teste 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 de materiais através da norma ASTM G32-10 (2010). Este procedimento chamado de cavitação vibratória foi elaborado para padronizar a realização do ensaio e permitir a comparação entre resultados obtidos por diversos pesquisadores por gerador ultrassônico e conversor piezéletrico-acústico.

O ensaio descrito por Fedumenti (2010) consiste na imersão do corpo de prova do material em água destilada à temperatura controlada, e submetido à vibração ultrassônica em intervalos de tempo pré-estabelecidos. 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 de perda de massa acumulada por tempo de ensaio com razoável precisão. Ao final de cada intervalo, a massa do corpo de prova é medida em uma balança com resolução de 0,1 mg com o objetivo de determinar a variação. O ensaio é finalizado, conforme recomendado pela norma, após a taxa de perda de massa atingir seu máximo e começar a diminuir.

Fedumenti (2010) apresenta na Fig. 2.15, esquematicamente, o dispositivo utilizado na realização do ensaio de vibração ultrassônica. Visando a realizar comparações entre diferentes materiais, os resultados desse ensaio podem ser representados através de valores simples, os mais comuns são a taxa de erosão máxima e a perda de massa acumulada. Não existe, entretanto, consenso com relação à melhor designação simples para representar a resistência do material. Por essa razão, a representação da curva de perda de massa ao longo do tempo de ensaio torna-se necessária. Outro fato a ser notado na Fig. 2.15 b é a existência do método indireto cujas vantagens estão na maior facilidade de usinagem, como em especial na mais simples montagem/retirada dos corpos de prova para execução dos ensaios, exigindo interrupções sucessivas para medição da massa e determinação da taxa de erosão. A taxa de erosão neste ensaio é de 40 a 60% daquela do método direto.

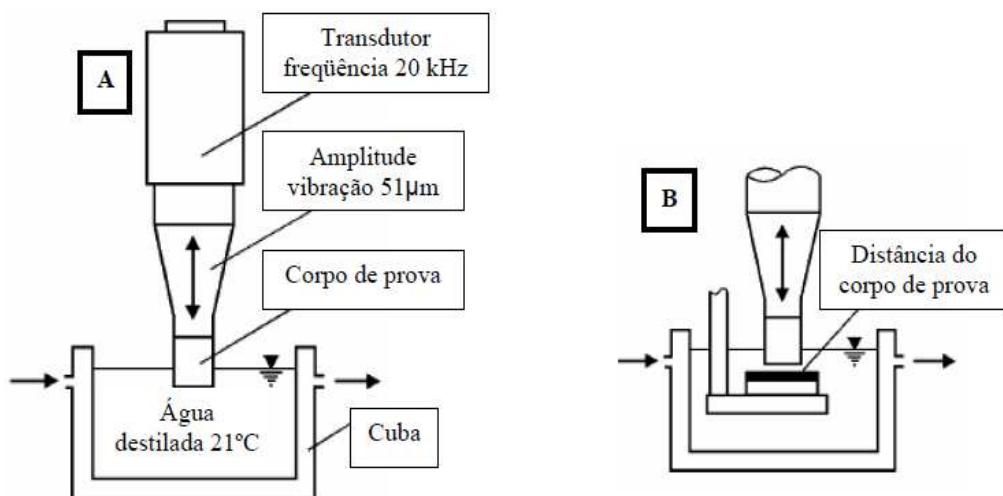


Figura 2.15 - Desenho esquemático do teste de cavitação vibratória segundo a norma ASTM G32-10 (2010) a) método direto e b) método modificado (indireto) (FEDUMENTI, 2010)

No trabalho de Silva et al. (2013), a aplicação da norma descreve condições, tais como diâmetro, amplitude e frequência de vibração da amostra, temperatura e tipo do líquido de teste, bem como procedimentos e cuidados a serem tomados durante o ensaio. Alguns detalhes são apresentados na Fig. 2.16. Apesar do mecanismo de geração da cavitação neste teste de vibração ultrassônica seja diferente daquele em sistemas de fluxo, a natureza da evolução do desgaste é basicamente a mesma.

Diferentes formas de curva de taxa de erosão em função do tempo têm sido reportadas, dependendo das propriedades do material testado (dúctil, frágil, encruável, etc.), do tipo de teste usado (venturi, disco giratório, dispositivos vibratórios, etc.) e condições

experimentais (temperatura, velocidade, etc.). As discrepâncias nas taxas de cavitação de uma liga particular testada em equipamentos similares podem ser atribuídas a divergências no tipo de cavitação, a flutuações das condições experimentais durante os longos períodos de tempo de exposição e à utilização de ensaios não padronizados. De modo geral, o resultado do ensaio de cavitação em dispositivos vibratórios mostra a existência de quatro estágios: períodos de incubação, de acumulação ou transição, estacionário e de atenuação, como mostrado na Fig. 2.17.

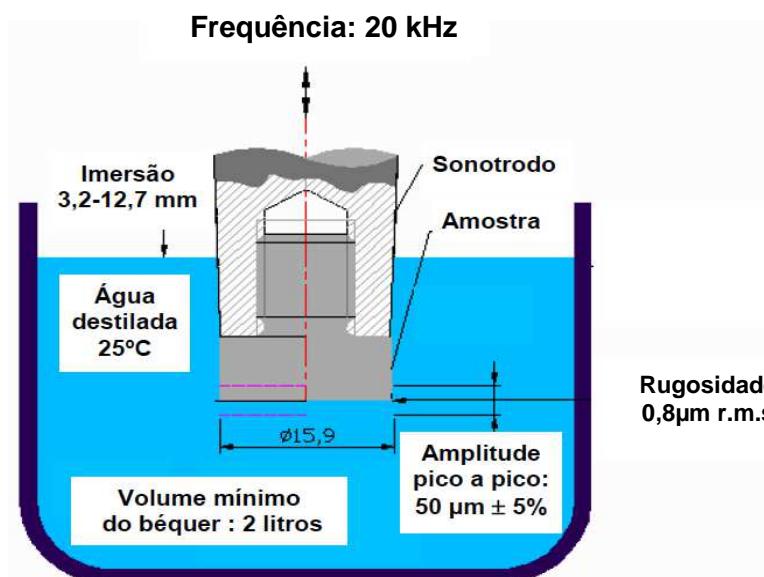


Figura 2.16 - Esquema do equipamento vibratório para ensaio de erosão por cavitação, de acordo com a norma ASTM G32-10 (2010) (SILVA et al., 2013)

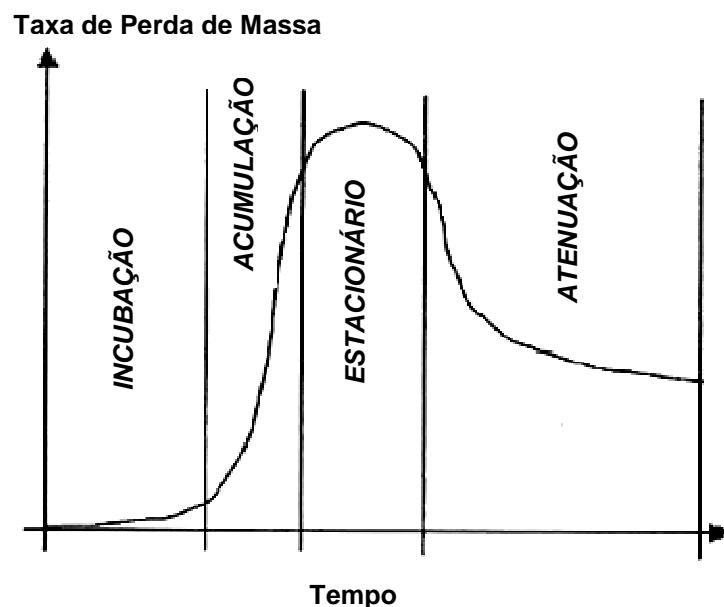


Figura 2.17 - Curva típica de perda de massa com o tempo (MARQUES, 2003)

De acordo com Marques (2003), outros autores reconhecem até oito tipos diferentes de curvas de perda de massa em função do tempo. No período de incubação, ocorre deformação superficial, com pouca ou nenhuma perda de massa. No período de acumulação, a taxa de erosão aumenta até um nível máximo devido ao encruamento da superfície e ao desenvolvimento de fissuração, e é quando a erosão se estende sobre toda a área superficial. No período estacionário, relacionado ao ataque de uma superfície homogeneamente encruada, a taxa de erosão é máxima e este se estende por períodos relativamente longos ou também curtos, levando a um pico na curva. No período de atenuação a taxa de erosão decresce suavemente ou apresenta flutuações. Esta queda é associada à redução da pressão de colapso das bolhas na vizinhança de uma superfície rugosa e ao efeito de amortecimento pelo líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida, do ar ou vapor contido no líquido na zona de cavitação. O quarto estágio é o de atenuação, no qual a taxa de erosão decresce. Este decréscimo depende de vários fatores, tais como as propriedades do material, interações entre o fluxo de líquido e a superfície através de um processo de acomodamento, bolhas de ar ou gás residuais nas crateras atuando como um colchão e absorvendo parte da energia de impacto. Este estágio ocorre apenas em algumas situações e durante ensaios utilizando cavitação vibratória, por exemplo, é comum não obter esta fase para ligas de alumínio, cobre, aço carbono, aço inoxidável e titânio (MAFTOUM, 2012).

Na literatura, há muitas teorias a respeito do significado e importância dos estágios na resistência ao ataque cavitacional dos materiais, como já verificado por Karimi (1989), além de tentativas de se relacionar estes períodos com propriedades e características dos materiais. O efeito dos parâmetros e as condições de teste também têm sido citados. A temperatura, pressão e conteúdo de gás dissolvido no líquido têm efeito similar na taxa de erosão, que é um aumento desta com o aumento de quaisquer daquelas variáveis, até um valor máximo, seguido de um decréscimo a valores mínimos da taxa de erosão. O aumento da velocidade do líquido tende a aumentar a taxa de erosão e parece ser uma consequência do número de impactos por unidade de tempo.

Allenstein et al. (2014) avaliaram a superfície cavitada do aço CA-6NM com superfície nitretada. Durante a fase de incubação, no inicio do ensaio, não obteve perda de massa significativa e a superfície inicial lisa foi substituída por pequeno número de covas bem distribuídas por toda a área cavitada. Após 2 h (Fig. 2.18 a) observaram a transição da fase de incubação para aceleração. Depois de 6 e 12 h, a presença de ondulações e ausência de trincas é uma evidência importante da capacidade da superfície nitretada ser deformada, como pode ser visto na Fig. 2.18 (b) e (c). Estas características estão relacionadas com a

expansão da formação de austenita na superfície tratada. Ainda observaram que as ondulações diminuíram para maiores tempos de nitretação, sendo justificado pela maior espessura e dureza da camada nitretada.

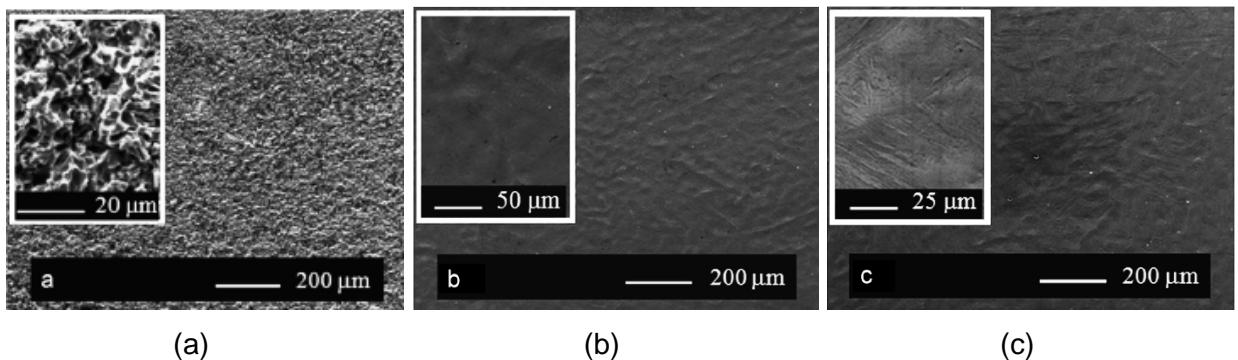


Figura 2.18 – Superfície erodida de CA-6NM nitretado (a) 2h, (b) 6 h e (c) 12 h (ALLENSTEIN et al., 2014)

É difícil fazer uma comparação entre os resultados de diferentes tipos de testes de cavitação, devido às suas características espaciais e temporais. Testes cavitacionais hidrodinâmicos (venturi e disco rotativo) apresentam baixas taxas de erosão quando comparadas com aquelas observadas em dispositivos vibratórios. Os períodos estacionários e de atenuação observados neste último tipo de ensaio não são confirmados em testes tipo venturi ou na erosão em testes de campo. Karimi (1989) cita resultados de estudos comparativos realizados por sua equipe e por outros autores, principalmente quanto à evolução superficial de amostras submetidas a diferentes tipos de cavitação.

O comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos processados no trabalho de Diaz et al. (2008) é mostrado na Fig. 2.19, em termos de perda de massa acumulada ($\Sigma\Delta m$) e do tempo de ensaio pelo método de vibração ultrassônica indireto. No trabalho de Diaz et al. (2008), depósitos de liga ao cobalto (*Stellite 6*) atomizada foram processados sobre chapas de aço inoxidável AISI 304 utilizando-se corrente contínua constante (C1 e C2) e corrente contínua pulsada (P1 e P2). Observou-se um longo período de incubação seguido por comportamento erosivo acentuado com significativa perda de massa. Os revestimentos neste estudo apresentaram comportamentos similares, independente do processo e tipo de corrente utilizada.

Conforme Diaz et. al. (2008), devido aos maiores tempos de incubação e menores taxas de erosão durante o ensaio de vibração ultrassônica, fica evidenciado que a liga a base de Co (*Stellite 6*) é mais resistente à cavitação em relação ao aço inoxidável austenítico ao Co (Cavitec). A composição química desempenha um papel determinante no comportamento à cavitação deixando o processo de deposição em segundo plano. Neste

caso, a liga a base de Co (*Stellite 6*) exibe uma maior energia de falha de empilhamento que o aço inoxidável ao Co (Cavitec), retardando a transformação da austenita γ em martensita ϵ , proporcionando desempenho superior à cavitação.

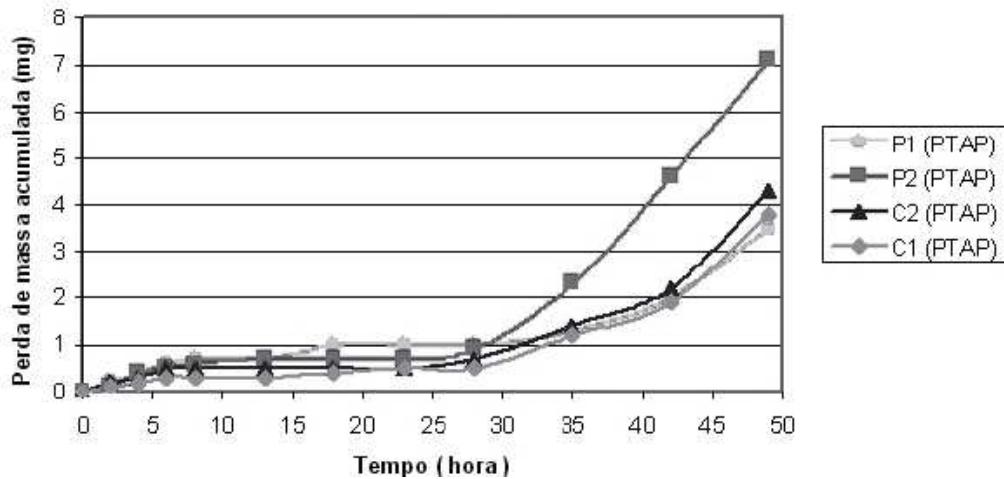


Figura 2.19 - Perda de massa acumulada em função do tempo da liga Stellite 6, na forma de pó, depositada por PTA com diferentes tipos de corrente. (P1, P2: corpos de prova com corrente continua pulsada, C1, C2: corpos de prova com corrente contínua constante, PTAP: Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó) (DIAZ et al., 2008)

Hattori e Mikami (2009) compararam a erosão por cavitação em aço inoxidável austenítico 304, 306 e ligas de cobalto *Stellite 6* e *21*. O uso do parâmetro denominado profundidade média de erosão (MDE) visa levar em consideração a densidade de cada material. O aço inoxidável SUS304 apresentou uma taxa de erosão de 2,17 $\mu\text{m}/\text{h}$, o SUS316 4,72 $\mu\text{m}/\text{h}$, enquanto as ligas de cobalto *Stellite 21* valor de 0,32 $\mu\text{m}/\text{h}$ e o *Stellite 6* de 0,17 $\mu\text{m}/\text{h}$, como mostrado na Fig. 2.20.

De acordo com Hattori e Mikami (2009), no aço inoxidável austenítico, a superfície original foi repetidamente exposta aos colapsos de bolhas na cavitação, e, portanto, ocorre deformação plástica do material devido a ondas de choque e micro jatos nos colapsos de bolhas. Desde que o colapso tenha ocorrido repetidamente sobre a área deformada, a área expande gradualmente, e a deformação plástica se acumula nos contornos de grão do cristal. Uma vez que a superfície do material foi deformada plasticamente, partes expostas aparecem no limite dos contornos de grãos cristalinos. Estas partes expandidas produzem um ressalto relativo ao grão adjacente com menor deformação plástica e causa uma elevada concentração de tensão resultando no início da trinca. A Figura 2.21 é um modelo esquemático baseado na observação da superfície erodida.

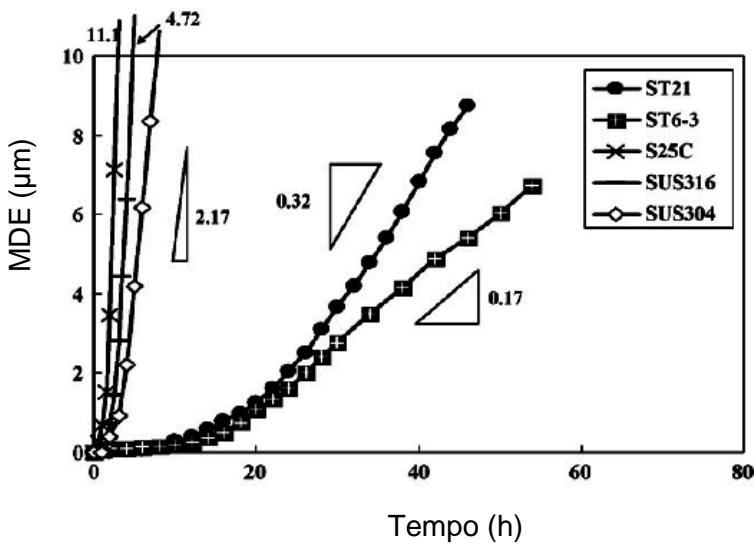


Figura 2.20 – Erosão por cavitação do ST21 (*Stellite 21*), ST6-3 (*Stellite 6*), S25C (aço ao carbono do substrato), SUS316 e SUS304 (HATTORI; MIKAMI, 2009)

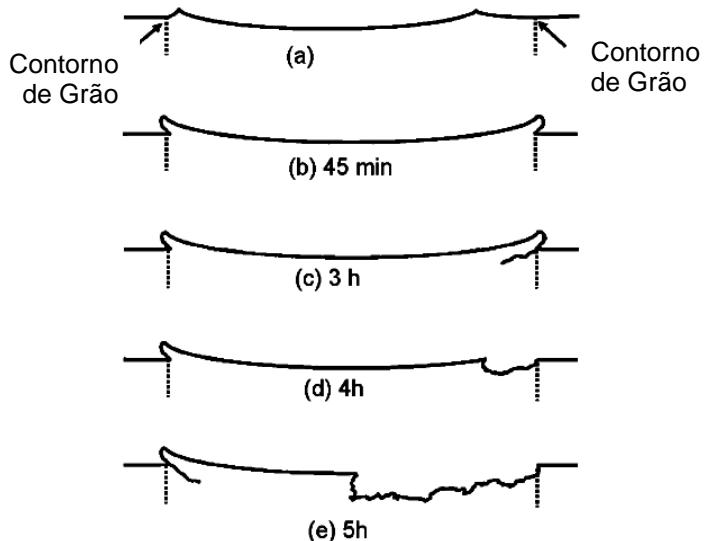


Figura 2.21 – Esquema do processo de erosão em SUS304 (HATTORI; MIKAMI, 2009)

Da mesma forma, Hattori e Mikami (2009) investigaram o mecanismo de erosão por cavitação para o *Stellite 6*, no qual a superfície inicial consiste de uma matriz de cobalto e estrutura eutética de carbonetos (Fig. 2.22 a). Após 5 h de cavitação, a deformação plástica ocorreu na matriz de Co (Fig. 2.22 b). A parte deformada perto do carboneto tem alta concentração de tensão que inicia facilmente a trinca. A Figura 2.22 (c) mostra a continuidade do processo de erosão próximo à interface entre a matriz de cobalto e os

carbonetos. Em seguida, os carbonetos são removidos, sendo observada sua ausência na porção em branco da Fig. 2.22 (d). Na sequência, após 10 h, carbonetos eutéticos foram removidos em toda a área, e a matriz perto do carboneto foi preferencialmente erodida. Assim, Hattori e Mikami (2009) concluem que o carboneto em ligas de cobalto desempenha um papel similar ao contorno de grão na erosão dos aços inoxidáveis austeníticos.

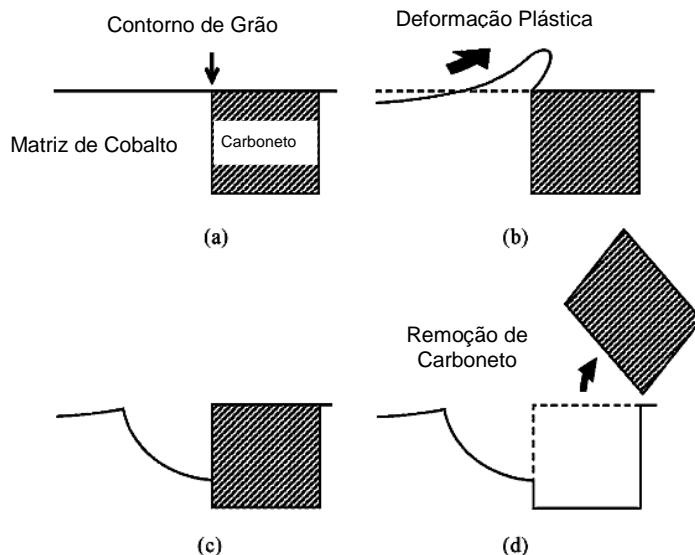


Figura 2.22 – Esquema do processo de erosão por cavitação no *Stellite 6* (HATTORI; MIKAMI, 2009)

2.3. Processos de soldagem e materiais aplicados a revestimentos

Em revestimento, destaca-se a aplicação dos processos de soldagem MIG/MAG, arame tubular, eletrodo revestido, plasma com arco transferido (PTA) e aspersão térmica. Segundo Rodríguez e Díaz (2011), o processo PTA apresenta-se adequado para revestimentos devido sua faixa de diluição ser da ordem de 5 a 10% mais baixa do que os valores típicos de 20 à 25% para os processos MIG/MAG e eletrodo revestido. A ZAC (zona afetada pelo calor) pequena, juntamente com uma microestrutura refinada também é destaque nesta técnica.

A diluição tem um importante efeito nos processos em que há fusão do substrato, pois certamente haverá alteração da microestrutura da camada superficial, dependendo do par específico revestimento-substrato. Seu controle é essencial para a aplicação ser viável e econômica, pois a união de metais dissimilares (metal base e de adição) envolve uma série de problemas metalúrgicos que modificam as composições e possivelmente as estruturas

metalúrgicas do cordão de solda, influenciando na seleção do consumível de soldagem. Ribeiro (2007) observou que o nível de diluição imposta pelo processo de soldagem empregado tem influência significativa na resistência à cavitação dos depósitos. A importância da diluição do metal de base ou passe anterior no cordão de solda se evidencia por uma diminuição de sua resistência ao impacto da água, caso esse seja constituído de material menos resistente.

Neste trabalho, será dada maior ênfase aos processos de soldagem estudados, ou seja, o MIG/MAG com múltiplos arames, em suas versões conhecida como MIG/MAG arame frio e MIG/MAG duplo arame. O FCAW será discutido devido a sua relevância no desenvolvimento de processos com adição de arame frio.

2.3.1. Processo MIG/MAG arame frio

Para o revestimento de grandes superfícies, são preferidos os processos de soldagem automáticos e mecanizados com elevada taxa de deposição, como o MIG/MAG e o arame tubular. A proposta da soldagem MIG/MAG com adição de arame frio surgiu como uma variante do processo de soldagem MIG/MAG duplo arame. Esta nova versão da soldagem MIG/MAG utiliza um equipamento convencional (fonte de tensão constante) com um cabeçote extra para alimentação do arame frio conectado à tocha de soldagem. A adição de um arame eletrodo energizado gera um único arco voltaico e o arame frio (não energizado) é adicionado à poça de fusão através de um cabeçote auxiliar adicional, mostrado na Fig. 2.23 (MOUGO et al., 2011).

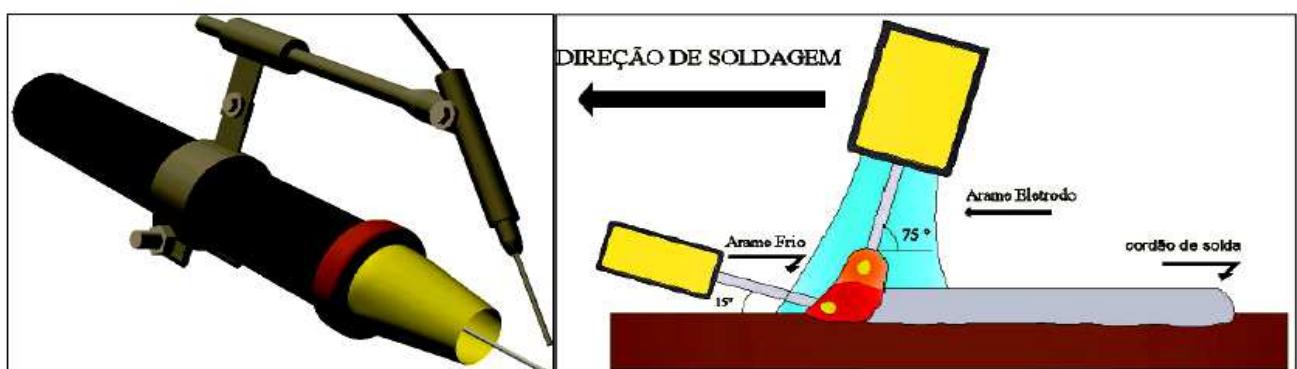


Figura 2.23 - Representação esquemática do cabeçote auxiliar para adição de arame no processo MIG/MAG com arame frio (MOUGO et al., 2011)

Alguns autores têm denominado este processo de MIG-CW, sendo o termo *cold wire* referente ao arame frio (não energizado) adicionado à poça de fusão e responsável por consumir parte do calor gerado pelo arco voltaico na ponta do arame eletrodo (energizado).

Este arame frio se funde juntamente com o arame eletrodo na composição do metal de adição, estabelecendo diferenças sobre as condições operacionais de soldagem, qualidade, características metalúrgicas e de resistência do depósito em relação à soldagem MIG/MAG convencional (MOTA et al., 2011).

Ao estudar o processo de soldagem MIG/MAG arame frio, Cruz Júnior et al. (2011) afirmaram que os fatores que podem influenciar as características de um cordão de revestimento (penetração e reforço) são variáveis correlacionadas de forma dependente com o processo (nível de corrente, tipo de gás de proteção, diâmetro do eletrodo, comprimento do arco, distância tocha-peça, posição de soldagem, configuração da junta, velocidade de soldagem, taxas de deposição do material de adição, etc.). Em especial, sabe-se que o tecimento ou oscilação da tocha de soldagem tem ação preponderante sobre o revestimento. O tecimento é caracterizado por parâmetros de regulagem, sendo os principais a frequência e a amplitude de oscilação, e os tempos de parada central e lateral.

Lobato (2011) soldou chapas de teste de aço carbono SAE-AISI 1020 chanfradas em formato V pelo processo MAG com adição de arame frio. O metal de adição foi o arame de especificação AWS ER70S-6, utilizando o dióxido de carbono como gás de proteção, na posição plana de soldagem e sentido empurrando. Percebeu a ocorrência de falta de fusão em consequência da não coalescência entre o metal depositado e o metal de base.

A partir das condições experimentais empregadas, Lobato (2011) concluiu que o processo de soldagem MAG com arame frio semi-automático, aplicado ao preenchimento de chanfro, exige grande habilidade do soldador e apurado treinamento no manuseio das tochas como provável artifício para evitar as descontinuidades. Os parâmetros utilizados neste processo para preenchimento de chanfro devem ser mais refinados quando usados para tal fim devido à presença na sua seção transversal, em todas as soldas examinadas de descontinuidades como poros, inclusões e falta de fusão. Por fim, a partir da investigação das características estruturais das juntas fabricadas pelo processo MAG arame frio, para efeito de enchimento de chanfro, recomenda que os parâmetros usados devem ser mais aprofundados e analisados com o objetivo de aplicação na indústria obtendo-se a continuidade das propriedades do material quando soldado.

2.3.2. Processo FCAW arame frio

Com relação aos processos de soldagem, Silva (2010) cita que tendências de inovações tecnológicas voltadas às indústrias tornam-se cada vez mais evidentes, ao propor modificações aos processos produtivos já consolidados, garantindo maior produtividade, com qualidade. A aplicação do processo duplo arame na soldagem MIG/MAG e FCAW tem aumentado na indústria, permitindo a imposição de maior velocidade de deslocamento e alta

taxa de deposição de metal, isto é, proporcionando maior produtividade. Estas são algumas das principais vantagens do processo com duplo arame em relação ao processo de soldagem convencional.

A proposta da soldagem com adição de um arame frio (MIG/MAG e FCAW arame frio) se estabelece como uma alternativa técnica e econômica em relação às soldagens convencionais e MIG/MAG duplo arame. Esta nova versão da soldagem utiliza apenas um equipamento convencional (uma fonte de tensão constante), a alimentação do arame não energizado é realizada através de um segundo cabeçote alimentador e um sistema injetor de arame acoplado à extremidade da tocha de soldagem, a fim de conduzi-lo à região do arco elétrico, conforme Fig. 2.24.

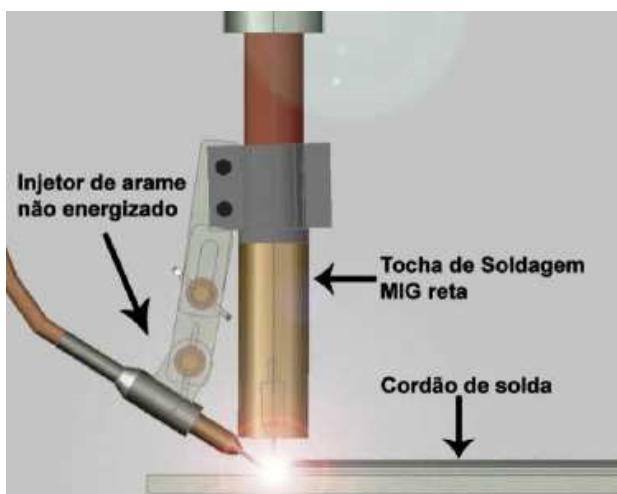


Figura 2.24 - Representação esquemática do injetor de arame não energizado acoplado à tocha MIG/MAG (SILVA, 2010)

Silva (2010) avaliou a soldagem com a técnica FCAW arame frio, analisando a qualidade das juntas soldadas e apresentando comparativos geométricos, econômicos e de características do arco entre os processos realizados em ambiente industrial. O processo de soldagem FCAW arame frio proporcionou rendimentos superiores aos da técnica FCAW convencional com os mesmos parâmetros de aplicação da indústria naval.

Silva (2010) observou que a largura, o reforço e a penetração mantiveram-se numa faixa estável, mostrando baixas oscilações com o aumento da velocidade de alimentação de arame, independente do processo FCAW com ou sem a utilização de arame frio. A adição de arame frio, independente do diâmetro do arame utilizado, proporcionou aumento na taxa de fusão (TF) e taxa de deposição (TD) em comparação ao processo convencional. A taxa de fusão, de deposição, o rendimento e a diluição tenderam a aumentar com o aumento da velocidade de alimentação de arame eletrodo, independente do processo. Durante as

análises metalográficas por microscopia óptica, foram observadas inclusões de escória na maioria dos cordões de solda nos processos FCAW arame frio. Entretanto, nas velocidades de alimentação de 6 e 8 m/min com arame frio de 1,0 mm de diâmetro, essa descontinuidade não se fez presente, o que pode ser considerado um parâmetro otimizado para a aplicação do processo FCAW arame frio na indústria. As altas taxas de produção e de consumo revelam que estas evoluções dos processos convencionais são uma boa alternativa para as indústrias aumentarem sua produtividade a baixo custo de investimento, sendo o FCAW arame frio de fácil adaptação à linha de produção.

Rodrigues et al. (2011) compararam as características de soldagem de chapas na indústria naval pelo processo FCAW com e sem adição de arame frio, citando a vantagem desta técnica como alternativa de inovação tecnológica, visando o impulsionamento da produção nas indústrias, tornando-as mais competitivas em função dos menores preços e melhores qualidades do seu produto acabado. A soldagem foi realizada pelo método semi-automático, em chanfros “V”, em chapas de aço classe ASTM A131 (2001) grau A, na posição plana utilizando como metal de adição energizado, o arame de especificação AWS E71T-1 de 1,2 mm e arame frio AWS ER70S-6 de 0,8 e 1,0 mm.

Os resultados mostraram que, quanto ao ensaio de dobramento de face e impacto, as soldas realizadas no modo convencional obtiveram os melhores resultados, devido muito provavelmente à presença de descontinuidades na solda com arame frio, como por exemplo, falta de fusão. Concluiu que o processo convencional é um método consolidado no mercado e o processo FCAW arame frio não difere muito no aspecto microestrutural da junta soldada. Entretanto, a baixa resistência ao dobramento de face e ao impacto pode inviabilizar a aplicação dos procedimentos de soldagem.

Carmona (2011) estudou a técnica de aplicação e tipos de consumíveis de revestimento duro em chapas de aço carbono utilizando o processo de soldagem FCAW auto-protégido com e sem adição de arame não energizado, visando a melhorias na resistência ao desgaste. Em seus resultados, percebeu a diminuição de ocorrência de trincas de solidificação ao aplicar o processo com adição de arame frio. Notou, também, que a microestrutura composta por carbonetos de nióbio de pequenas dimensões em uma matriz hipereutética com a presença de dendritas de austenita proporciona maior valor de resistência ao desgaste.

As características tidas como inovadoras das soldagens FCAW e MIG/MAG com arame frio se apresentam como uma potencial alternativa ao aumento da produtividade de empresas que utilizam a soldagem para união e revestimento de materiais, incluindo aquelas envolvidas com a fabricação e recuperação de turbinas hidráulicas.

2.3.3. Processo MIG/MAG duplo arame

Motta (2002) apresenta a soldagem MIG/MAG com duplo arame como uma variante do processo convencional pela abertura de um par de arcos elétricos entre uma única poça metálica e dois eletrodos consumíveis. A aplicação com potenciais isolados, ou seja, eletricamente isolados um do outro, tem aumentado principalmente em casos que requerem um baixo aporte de energia sobre as peças, com o intuito de aplicar este processo em operações de revestimento das superfícies de pás de turbinas hidráulicas, desgastadas por cavitação.

Motta (2002) realizou as soldagens com um arame tubular inoxidável com elementos de liga a base de cobalto, denominado comercialmente de *Cavitec*. A camada intermediária foi depositada com aço inoxidável maciço AWS 309L-16Mo, denominada camada de amanteigamento, entre o metal de base e o revestimento metálico. A soldagem da camada intermediária com arame de inox maciço é um procedimento realizado nas operações de recuperação das turbinas que visa a preencher parcialmente a cratera de desgaste. A operação é finalizada com o arame de alta resistência ao desgaste (*Cavitec*). O objetivo do procedimento é de reduzir o consumo do *Cavitec* (que tem alto custo) e a sua diluição no material do rotor da turbina. O aço carbono da classe ABNT 1020 foi empregado como metal base em todos os seus ensaios.

No trabalho de Motta (2002), as deposições de material foram realizadas sobre chapas, na posição sobre-cabeça, em um plano inclinado a 45° com o eixo vertical. A escolha dessa posição específica para a realização dos ensaios deveu-se à tentativa de simular uma situação comum das operações de revestimento das turbinas hidráulicas.

Motta (2002) buscou resultados que conferissem ao processo características desejáveis às operações de revestimento, ou seja, aqueles que resultassem, por exemplo, em cordões largos e menos convexos e, ainda, que apresentassem um baixo índice de salpicos sobre as soldas. O autor cita que algumas usinas hidrelétricas no Brasil já utilizam, com significativo sucesso, o processo MIG/MAG pulsado com pulsação térmica nas operações de recuperação de turbinas hidráulicas desgastadas por cavitação.

As soldagens realizadas por Motta (2002), na posição horizontal, apresentaram a formação de *humpings*, independentemente do posicionamento dos eletrodos em *tandem* ou *twin* (lado a lado). Resultados satisfatórios foram alcançados na direção vertical descendente. Por fim, concluiu em seu trabalho, que para a posição horizontal, independentemente do posicionamento das tochas, não foram obtidos cordões de solda aceitáveis, devido aos defeitos verificados sobre os depósitos (*humping*).

2.4. Soldagem fora de posição plana

Starling et al. (2011), soldando pelo processo FCAW com arames tubulares comerciais dos tipos básico, rutílico e *metal cored*, com diâmetro nominal de 1,2 mm, variaram a composição do gás de proteção, a velocidade de alimentação do arame e as posições de soldagem em vertical ascendente e horizontal. Foram depositados três cordões em cada chapa (correspondente às três velocidades de alimentação avaliadas) para um mesmo arame tubular, gás de proteção e posição de soldagem.

Nos ensaios de Starling et al. (2011), a maioria das combinações de arames tubulares, gás de proteção e posição de soldagem resultou em cordões com irregularidades superficiais envolvendo, por exemplo, a presença de corcovas (*humps*) e/ou maiores níveis de respingos. No caso da aplicação com arames rutílicos, a escória gerada pelo arame deve ser provavelmente efetiva para evitar a formação de cordões com escorramento da poça, corcovas (*humps*) e maiores níveis de respingos.

Díaz et al. (2011) reforçam a importância do estudo em posições diferentes da plana, como capaz de viabilizar o emprego de processos de soldagem nas mais variadas aplicações práticas como, por exemplo, na recuperação de pás de turbinas hidráulicas que sofreram erosão por cavitação, sendo a identificação de resultados em outras posições uma condição fundamental.

Segundo Díaz et al. (2011), é previsível que a capacidade de soldagem fora da posição plana dependa, entre outros fatores, das características da poça de fusão (incluindo, por exemplo, fluidez, volume e nível de agitação) e do arco elétrico (estabilidade, temperatura, comprimento e pressão). Por sua vez, esses fatores também devem ser afetados pelo modo de transferência metálica, propriedades da escória (como viscosidade e densidade), composição do gás de proteção, nível de corrente de soldagem, além de outros parâmetros. Em função da combinação desses fatores, pode haver na soldagem fora de posição tendência de escorramento da poça, formação de corcovas (*humps*) e geração de maiores níveis de respingos.

2.5. Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os Aços Inoxidáveis Austeníticos são ligas que possuem na composição cromo e níquel para estabilizar e assegurar a estrutura austenítica na temperatura ambiente e abaixo dela. Estão classificados na série AISI 200, ligas estabilizadas ao manganês e/ou nitrogênio, ou AISI 300, ligas estabilizadas ao níquel (LIMA, 2007).

O conteúdo de carbono é controlado para prevenir a precipitação de carbonetos de cromo, ocasionando regiões de empobrecimento de cromo após a soldagem ou conformação a quente. Molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio podem ser adicionados para melhorar certas características, tais como resistência à corrosão e à oxidação. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e são não magnéticos. Possuem elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica e boa soldabilidade. Encontram aplicações na indústria química, alimentícia, refino de petróleo e em diversas outras situações em que a boa resistência frente à corrosão e à facilidade de limpeza são necessárias (LIMA, 2007).

A aplicação de aço carbono com revestimento em aço inoxidável austenítico é uma utilização muito comum na indústria. Modenesi (2001) observou, na aplicação de arame AWS ER308 na primeira camada de revestimento de um aço estrutural, que a solda tem grandes chances de situar-se na região martensítica do diagrama de Schaeffler. Com isso, apresentará uma elevada dureza, normalmente conjugada com uma grande restrição devido à elevada espessura do metal base (no caso, em torno de 100 mm), tornando-se sujeita à fissuração na presença de hidrogênio.

Para evitar a ocorrência destes defeitos, a peça deve ser pré-aquecida acima de 200°C, mantida a esta temperatura durante a soldagem e submetida a um pós-aquecimento, o que tende a ser inviável devido à espessura do metal base. Portanto, sugere-se evitar o uso de AWS ER308 na primeira camada, com a diluição máxima permitida de cerca de 35%, de forma que o ponto resultante no diagrama de Schaeffler permaneça dentro do campo de austenita e martensita.

A Figura 2.25 retrata a microestrutura da zona fundida para o consumível AWS ER308LSi, com características típicas da zona fundida de um aço inoxidável austenítico. Para a zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos, a presença de ferrita δ , comum em aços inoxidáveis austeníticos da série 308 e 309, poderá, dependendo de sua morfologia e distribuição na matriz, melhorar as características do metal de solda, principalmente no que diz respeito às trincas de solidificação e às propriedades mecânicas.

Para valores da relação Cr/Ni mais altos, podem apresentar ferrita eutética na forma de glóbulos ou veios localizados entre células ou dendritas. A quantidade de ferrita remanescente à temperatura ambiente é baixa. Entre as morfologias da zona fundida a microestrutura típica de uma solda de aço inoxidável austenítico contém ferrita δ em espinha e laminar, como pode ser visto na Fig. 2.26.

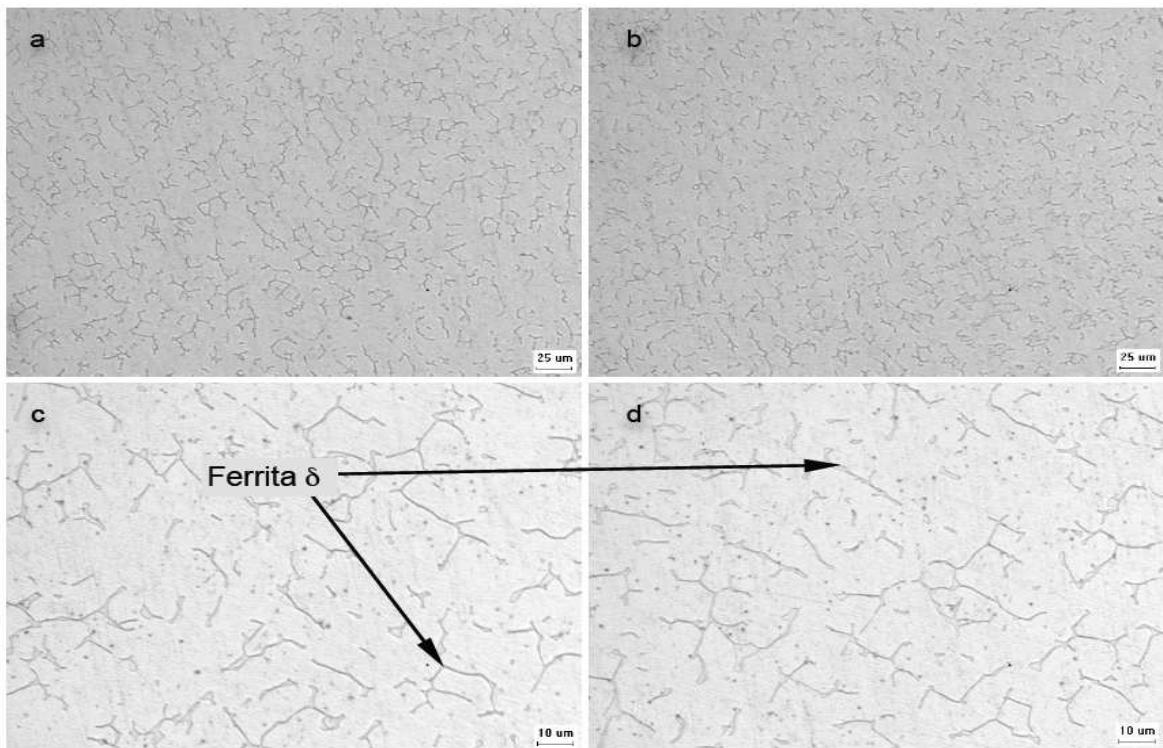


Figura 2.25 – Região fundida de uma solda realizada com o metal de adição AWS ER 308LSi. a e c – baixa energia; b e d – alta energia. (LUZ, 2009)

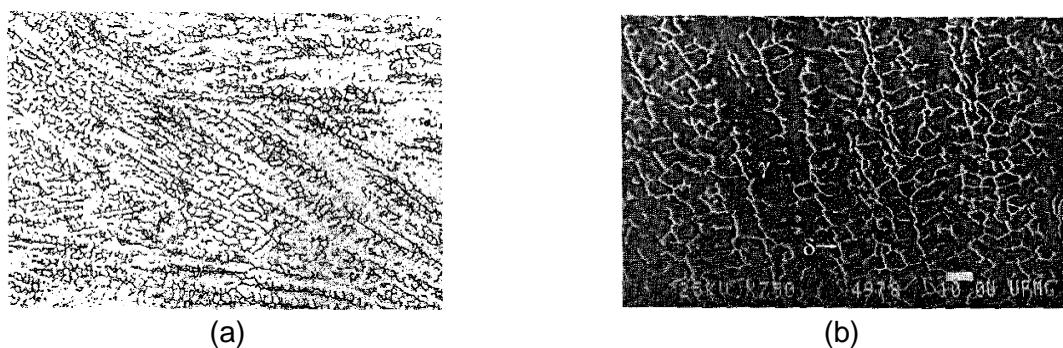


Figura 2.26 – Microestrutura da zona fundida de um eletrodo AWS309-L. Microscopia (a) ótica, 200X e (b) eletrônica de varredura, 750X (MODENESI, 2001)

2.6. Ligas de Cobalto

O cobalto puro possui duas formas alotrópicas: uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) estável a altas temperaturas, e uma hexagonal compacta (HC) estável a baixas temperaturas. É um metal duro, embora quebradiço, de aparência semelhante ao ferro e ao níquel. Quando polido, torna-se branco prateado e levemente azulado. A transformação é do tipo martensítica e ocorre por cisalhamento, o que contribui para aumentar a taxa de

encruamento. No cobalto puro, a transformação ocorre a 417 °C, mas os elementos de liga afetam a transformação. Cromo, tungstênio e molibdênio estabilizam a estrutura HC, enquanto o ferro e níquel a estrutura CFC (YAEDU, 2003).

O cobalto apresenta uma temperatura de recristalização maior do que os aços e as ligas a base de níquel. A combinação de baixa EFE e elevada temperatura de recristalização confere uma melhor resistência ao desgaste para o cobalto. Baixa EFE acarreta maior capacidade de encruamento a elevadas temperaturas.

As ligas de cobalto são endurecidas por uma combinação de solução sólida e carbonetos de elevada dureza, nas quais os *Stellites* representam a principal família deste tipo de liga. A principal diferença entre essas ligas é a quantidade de carbono, que é o fator que determina a fração volumétrica de carbonetos, a dureza à temperatura ambiente, e a resistência ao desgaste. Os elementos formadores de carbonetos mais comuns são cromo, tungstênio e molibdênio (ASM, 2004).

O principal carboneto presente é o carboneto de cromo do tipo M_7C_3 , apesar do carboneto $M_{23}C_6$ ser muito comum em ligas de baixo carbono. Outros elementos que formam carbonetos são o tungstênio e o molibdênio, mas o tungstênio é mais eficaz no aumento de resistência por solução sólida, enquanto o molibdênio confere maior resistência a meios corrosivos.

Os elementos endurecedores por solução sólida são: tântalo, tungstênio, nióbio, cromo e molibdênio, mas todos estes elementos também são formadores de carbonetos. O que determina se estes permanecem em solução ou formam carbonetos é a porcentagem desses elementos e a quantidade de carbono. Os elementos que ficam em solução sólida produzem outros efeitos além do endurecimento. Cromo melhora a resistência à corrosão a quente e a resistência à oxidação. Níquel é adicionado para estabilizar a estrutura CFC, e molibdênio melhora a resistência a meios corrosivos (ASM, 2004).

Por exemplo, com teor de carbono de 2,4% em massa, os carbonetos constituem cerca de 30% do material. Estes são do tipo M_7C_3 (rico em cromo primário) e tipo M_6C (rico em tungstênio eutético). Em 1% em massa de carbono (liga *Stellite 6B*), os carbonetos constituem aproximadamente 13% do material (ASM, 2004).

Quanto à aplicação, as ligas a base de cobalto podem ser separadas em três grupos: liga resistente ao desgaste, material estrutural para altas temperaturas e material resistente à corrosão. Das três aplicações, é como material resistente ao desgaste que as ligas de cobalto ganharam maior destaque.

Em relação às ligas de níquel, pode-se dizer que apresentam as seguintes vantagens (ASM, 2004):

- Possuem pontos de fusão mais altos que as ligas de níquel (ou ferro). Isso faz com que elas possam absorver maiores tensões em temperaturas absolutas mais altas;
- Permitem maior resistência à corrosão à quente nas atmosferas de turbinas a gás, devido a sua maior quantidade de cromo;
- Exibem resistência à fadiga térmica e soldabilidades superiores às de níquel.

As ligas de cobalto resistentes à corrosão aliam alta resistência com tenacidade e possuem baixos teores de carbono para minimizar a formação de carbonetos. Normalmente, as ligas são trabalhadas, podendo ser fornecidas nas condições encruada, ou encruada/envelhecida.

O *Stellite 21* é uma liga de menor teor de carbono, e que emprega molibdênio ao invés de tungstênio para endurecer por solução sólida. Devido ao molibdênio e ao fato de a maior parte do cromo estar em solução, esta liga possui maior resistência à corrosão do que os *Stellite 6*. As microestruturas do *Stellite 6* e *21* são mostradas na Fig. 2.27. De acordo com Nsoesie et al. (2014), a dureza de ligas de cobalto é originária principalmente da presença de carbonetos, mas em ligas com baixo carbono, como o *Stellite 21*, a grande quantidade de compostos intermetálicos é também a principal fonte de aumento na resistência.

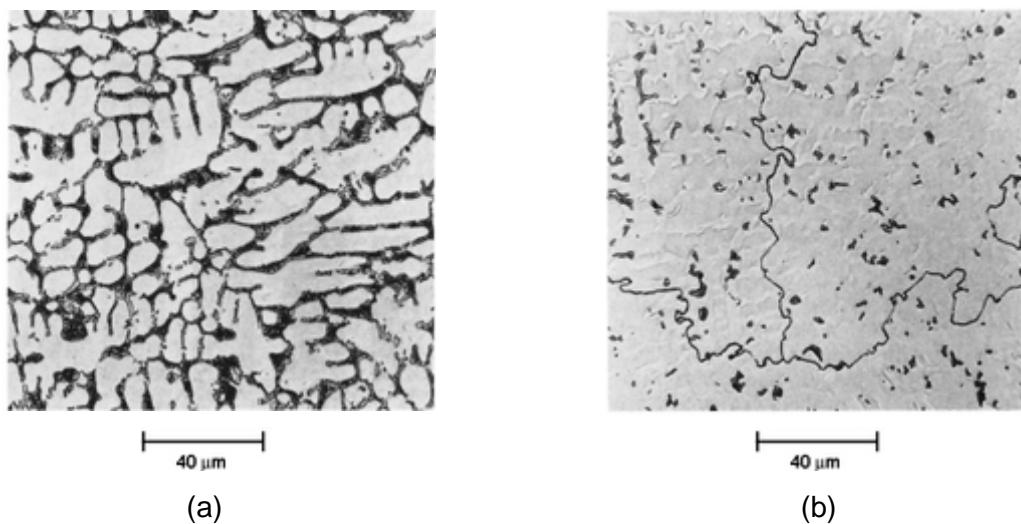


Figura 2.27 – Microestrutura de zonas fundidas de ligas de cobalto resistentes ao desgaste (a) *Stellite 6* e (b) *Stellite 21*, processo de soldagem utilizado TIG (ASM, 2004)

Na Figura 2.27, percebe-se uma maior concentração de carbonetos na liga *Stellite 6*, neste caso provavelmente relacionado ao maior teor de carbono presente nesta liga. Portanto, o tamanho e a forma das partículas de carboneto dentro das ligas *Stellites* são fortemente influenciados pela taxa de resfriamento e leves mudanças na composição química. Por exemplo, microestruturas típicas de diferentes revestimentos soldados são

mostradas na Fig. 2.28, sendo que tais alterações podem afetar notoriamente a resistência ao desgaste. A fração de carbonetos é também influenciada pela velocidade de resfriamento, o teor de carbono e elementos de liga.

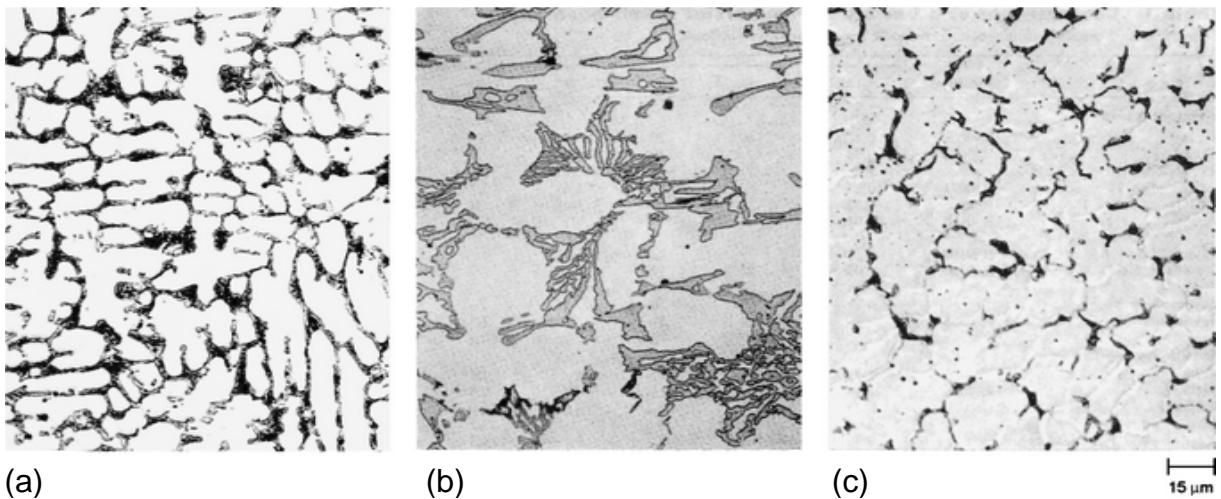


Figura 2.28 – Microestrutura típica de três revestimentos da liga *Stellite* 6 aplicados por diferentes processos de soldagem. (a) Três camadas pelo processo TIG. (b) Três camadas depositadas pelo processo oxi-acetileno. (c) Três camadas pelo processo MIG/MAG (ASM, 2004)

Nsoesie et al. (2014), ao comparar 5 ligas *Stellites*, com nomenclatura de A a E, perceberam que existiam variações significativas entre a erosão para os materiais ao variar o teor de carbono. Eles avaliaram a incidência à 30° e 90°, de forma numérica e experimental, sugerindo que, para ângulos rasos o mecanismo dominante é o desgaste devido ao corte e, para incidência normal, o desgaste é por deformação. A liga denominada B tem composição similar ao *Stellite* 6, enquanto a liga E é idêntica ao *Stellite* 21, com durezas de 378 HV e 370 HV respectivamente. Para incidência normal, a liga E apresentou valores experimentais de taxa de erosão de $2,65 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$ enquanto que para a liga B foi de $3,06 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$. Segundo a mesma tendência, os valores obtidos numericamente foram de $2,77 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$ para a liga E e $2,96 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$ para a liga B. Entretanto, a taxa de erosão experimental a 30° teve desempenho inverso, sendo de $3,58 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$ para a liga B e $5,04 \text{ m}^3/\text{gx}10^{-11}$ para a liga E.

Nsoesie et al. (2014) atribuíram o melhor desempenho do *Stellite* 21 em relação à erosão com incidência normal a sua maior dureza. Os carbonetos intermetálicos formados no *Stellite* 21 têm dureza compatível com materiais ricos em carbonetos de cromo fortalecendo a liga. Logo, a liga *Stellite* 21 possui uma grande fração em volume de compostos intermetálicos de Co_3Mo e CoMo_6 , que são misturados com o carboneto Cr_7C_3 .

na matriz eutética. Estes compostos intermetálicos reforçam a dureza das ligas, e aumentam a resistência na erosão, por outro lado, são quebradiços e vulneráveis a impactos repetidos e acelerados de partículas, como acontece na cavitação.

Os *Stellites* compõem atualmente uma família de 57 ligas, que em termos de composição química, são classificadas como ligas quaternárias Co-Cr-W-C. O cromo varia entre 19 e 35%, e está presente em todas as ligas atuais. Tungstênio e molibdênio não são elementos obrigatórios, sendo que o tungstênio é encontrado na composição de 72% das ligas e o molibdênio em 58% das ligas existentes. Naquelas em que se faz presente, o tungstênio varia entre 0,5 e 19% e o molibdênio varia entre 0,25 e 18%. Carbono é o elemento que rege a formação de carbonetos e varia entre 0,1 e 3,3%.

2.7. Correlação entre erosão por cavitação e microestrutura

A resistência à erosão por cavitação está intimamente relacionada com a microestrutura do material, não necessariamente à original, mas aquela formada pela ação do impacto dos microjatos. Para Ribeiro (2007), a microestrutura com melhor desempenho à cavitação é aquela com a presença da fase metaestável austenítica γ (CFC), baixa energia de falha de empilhamento (EFE) e refinamento microestrutural. Quando submetida à cavitação, permite basicamente o deslizamento planar, promove elevado encruamento (maclas finas) e a formação de martensita α' (CCC) e ϵ (HC) e, com isso, incrementa a resistência à cavitação.

Durante a utilização destes materiais em turbinas hidráulicas, os impactos dos microjatos sobre a superfície provocam as deformações (fadiga cíclica) e geram a energia necessária para a transformação de fase. Quanto mais longo o tempo necessário para essa transformação, maior será o período de incubação, consequentemente maior será a resistência à erosão por cavitação. Somente após a transformação de fase é que os impactos devidos à implosão de microjatos provocarão o desenvolvimento de tensões localizadas requeridas para iniciar a fratura. Essas são características de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto e ligas de cobalto.

Ribeiro (2007) verificou três fatores fundamentais para a produção de materiais com microestrutura adequada para resistir à cavitação (Fig. 2.29):

- a) Fase metaestável austenítica γ (CFC): para que seja viável a transformação de fase;
- b) EFE: quanto mais baixa, promove o modo de deslizamento planar, que requer grande quantidade de energia de deformação e que, portanto, aumenta o tempo para a transformação de fase.

- c) Metaestabilidade da fase austenítica: quanto mais estável maior é o tempo para a transformação de fase em um mesmo nível de energia de deformação imposta.

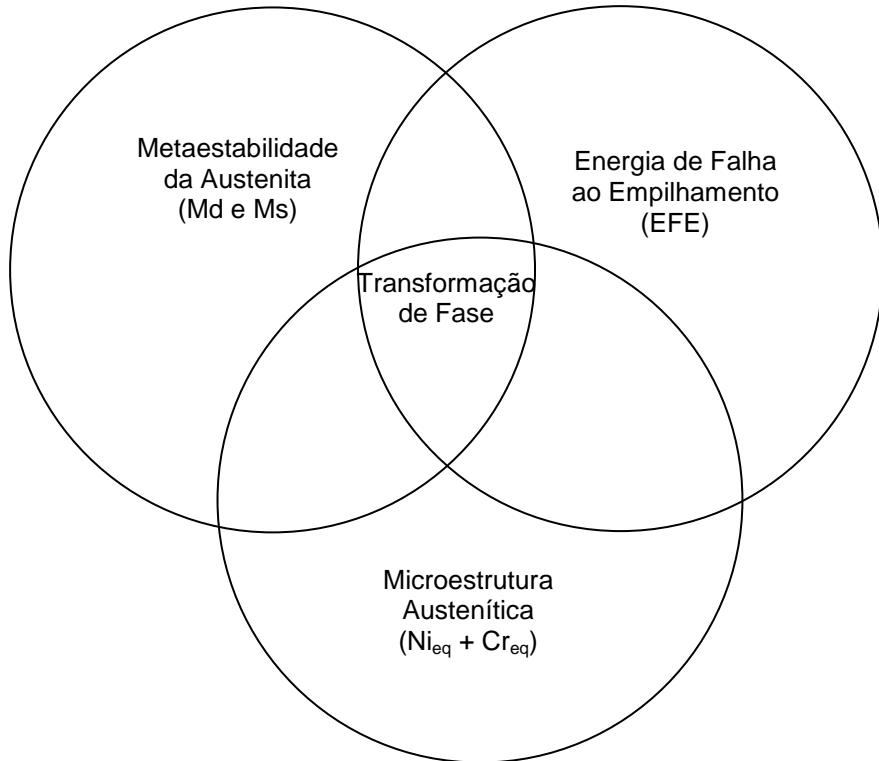


Figura 2.29 – Fatores necessários para obtenção de uma microestrutura adequada resistente à erosão por cavitação (RIBEIRO, 2007)

Para Schwedersky (2008), um dos fatores fundamentais para o material ser aplicado em revestimentos resistentes à erosão por cavitação é a possibilidade do mesmo passar pela transformação de fase. Isto está diretamente ligado à EFE, à microestrutura austenítica e a sua metaestabilidade, que pode ser prevista mediante avaliação do Ni e Cr equivalente e metaestabilidade da austenita. A temperatura de metaestabilidade da austenita é aquela acima da qual não haverá transformação de fase promovida por deformação.

2.7.1. Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a energia de falha ao empilhamento – EFE

Alguns materiais cristalinos são formados pela sequência de empilhamento de planos atômicos compactos bem definidos ao longo do espaço. Porém, em algumas situações, podem ocorrer falhas na sequência de empilhamento, resultando em estruturas diferentes em pontos localizados dos cristais formados. Por exemplo, uma falha de empilhamento em um cristal cúbico de face centrada (CFC) poderia ser identificada como a formação de uma camada de um cristal hexagonal compacto (HC) na sua sequência de planos atômicos. A

esse defeito cristalino (falha de empilhamento – FE), está associado um determinado nível de energia (E) que depende da composição química dos metais e ligas (SCHWEDERSKY, 2008).

Um material com baixa energia de falha de empilhamento (EFE) apresenta geralmente discordâncias parciais bem separadas, com maior área de falha de empilhamento. A tensão necessária para recombinar essas discordâncias parciais dependerá da distância de equilíbrio de separação entre elas, as quais dependerão da magnitude da EFE. Nesses materiais, ocorre uma distribuição mais homogênea de discordâncias, uma menor tendência à formação de células de discordâncias, o deslizamento cruzado é restrito, uma maior resistência mecânica, baixa taxa de fluência, e uma maior suscetibilidade à formação de martensita induzida por deformação, como no caso de aços inoxidáveis austeníticos.

Já em materiais com mais alta EFE uma menor tensão é necessária para recombinar as discordâncias parciais, já que a separação entre elas é pequena e é maior a facilidade para realizar deslizamento cruzado (*cross slip*) de discordâncias.

A adição de átomos de soluto em um metal puro tende a alterar a EFE, uma vez que restringe a mobilidade das discordâncias, o que influenciará em sua distribuição após a deformação. Por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni, um aumento na concentração de cromo causa um abaixamento da EFE, enquanto que um incremento de níquel aumenta a energia.

A Figura 2.30 mostra, de forma esquemática, a relação entre a EFE e os efeitos da deformação nos aços inoxidáveis austeníticos. Segundo Schwedersky (2008), os materiais com maior resistência à erosão por cavitação são aqueles que apresentam uma microestrutura com baixa energia de falha de empilhamento. Para ligas CFC, a resistência à cavitação está relacionada à EFE e as propriedades de fadiga do material. Foi observado também que, à medida que a EFE diminui, dificulta-se o deslizamento cruzado, o que propicia a formação de maclas bem como a formação de martensita ϵ e α' . A baixa EFE em conjunto com o encruamento causado pela cavitação promove o deslizamento planar, maclas de deformação e transformações martensíticas. Isto é essencial para o incremento da resistência a fadiga e, consequentemente, da resistência à cavitação.

2.7.2. Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a determinação das temperaturas de transformação martensíticas

A facilidade ou dificuldade da transformação de uma microestrutura austenítica em martensítica influencia diretamente a resistência ao desgaste por cavitação. Desse modo, a composição química tem efeito determinante, sendo uma das responsáveis pela

possibilidade de ocorrência da transformação decorrente do resfriamento ou da deformação a frio (SCHWEDERSKY, 2008).

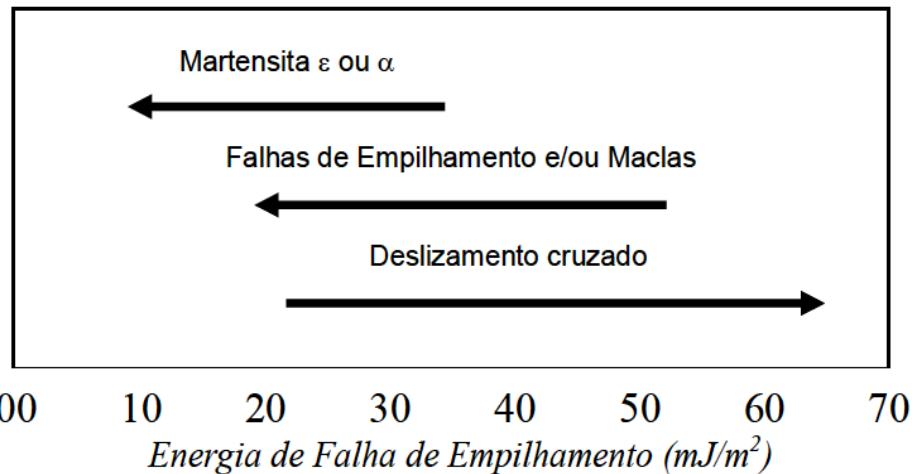


Figura 2.30 – Esquema do mecanismo de deformação em função da EFE (SCHWEDERSKY, 2008)

Desse modo, uma das características importantes em uma liga austenítica resistente à erosão por cavitação é a determinação da temperatura M_d , que representa a temperatura acima da qual nenhuma transformação ocorrerá por deformação. Quanto menor for a temperatura M_d , desde que ainda possibilite a transformação de fase, mais estável será a microestrutura, maior o tempo necessário para a transformação microestrutural e o período de incubação, consequentemente a resistência à cavitação será superior.

As temperaturas M_s e M_d são frequentemente usadas para descrever a estabilidade da austenita, ou seja, a resistência à transformação de fase da austenita tanto por temperatura como por tensão/deformação. Abaixo de M_s , ocorre a transformação de fase da austenita, tanto por temperatura, como por tensão/deformação. Portanto, abaixo de M_s , ocorre a transformação de fase espontaneamente e acima de M_d obtém-se a estabilidade mecânica de γ (FEDUMENTI, 2010).

Rao (1987), em sua pesquisa, também obteve, para alguns materiais, temperaturas mais baixas do que -273°C e, segundo o autor, o significado físico pode ser que as transformações induzidas por deformação não ocorram ou que concentrações elevadas de martensita não são produzidas. As temperaturas M_{d30} podem variar em função das composições químicas fornecidas pelos fabricantes ou se obtidas a partir de um revestimento depositado.

Deve-se mencionar que as várias fórmulas para a temperatura M_{d30} frequentemente geram diferentes resultados, assim a previsão da transformação por essas fórmulas é

simplesmente uma abordagem empírica que por vezes permite prever o comportamento dos materiais e às vezes não.

2.8. Transformação de fase induzida por deformação

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

- a) Transformação da fase austenita γ em martensita cúbica α'

Com a ocorrência da deformação da rede cristalina, comumente a baixas temperaturas ou a altos níveis de deformação, a fase originalmente cúbica de face centrada, CFC, austenítica γ , transforma-se em martensítica cúbica de corpo centrado α' (BEILER, 2012).

- b) Transformação da fase austenita γ em martensita hexagonal ϵ

A martensita ϵ é originada em placas muito finas e alongadas localizadas nos planos octaédricos da austenita, com uma estrutura cristalina hexagonal compacta HC. Em aços com manganês até 80%, a fase ϵ normalmente está presente. A característica refinada da martensita ϵ proporciona uma melhor resistência à erosão por cavitação, pois o refinamento microestrutural diminui a extensão da falha de empilhamento, reduzindo a quantidade de transformação de fase e prolongando o período de incubação. A transformação da fase austenítica “ γ ” em martensítica ϵ e/ou α' ocorre com pequena variação volumétrica, como mostrado na Tab. 2.1.

Tabela 2.1 – Transformação de fase e variação volumétrica (BEILER, 2012)

Transformação	Variação Volumétrica
$\gamma \rightarrow \alpha'$	2,57% de expansão
$\gamma \rightarrow \epsilon$	1,12% de contração

Segundo Beiler (2012), devido a este fato é mais fácil formar fase ϵ na erosão por cavitação, uma vez que o fenômeno impõe tensões compressivas na superfície do material devido à implosão dos microjatos contra a superfície.

O volume de fases a serem formadas é um dos elementos responsáveis pelo comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos. A demora na nucleação da

martensita α' ou ϵ nos revestimentos austeníticos demonstra que o aumento da estabilidade da austenita atua melhorando o comportamento do revestimento.

Após a transformação de fase, que ocorre em virtude da incorporação da energia de impacto, a microestrutura martensítica não consegue mais acumular energia, e a remoção de material inicia propagando-se nas bandas de deslizamento e contornos de grão, proporcionando um estado avançado de erosão por cavitação nessas regiões (BEILER, 2012).

Para Beiler (2012), a transformação de fase é, consequentemente, o comportamento desejado para os materiais resistentes à erosão por cavitação, uma vez que longo tempo para a mudança resulta em maior tempo de incubação e maior resistência à erosão por cavitação. Portanto, os materiais com resistência à erosão por cavitação superior são aqueles que têm um elevado percentual de transformação da fase austenítica para a martensítica. Como consequência, ocorre um maior endurecimento, um período de incubação mais longo, devido ao tempo necessário para que ocorra a formação da martensita e uma diminuição na taxa de erosão por cavitação.

2.9. Técnicas de Caracterização Topográfica

A caracterização topográfica é extremamente utilizada na indústria e pesquisa acadêmica para controle funcional de superfícies, sendo divididas em grupos de acordo com a representatividade. A primeira forma é analisar a superfície através de um perfil bidimensional (2D) que tenha a capacidade de descrever a topografia da superfície analisada ou através de uma representação tridimensional da superfície (3D). Para Oliveira (2012), a caracterização topográfica de superfícies em três dimensões ganha novos adeptos a cada dia, pois garante uma maior representatividade da superfície analisada do que as técnicas em duas dimensões.

Existe também uma classificação relacionada às técnicas de topografia ligada ao modo de varredura do equipamento. Pode-se realizar uma varredura da amostra por contato, utilizando um apalpador mecânico, ou varredura sem contato, utilizando feixe de luz. Segundo Oliveira (2012), as técnicas de medição óptica possuem uma vantagem com relação aos métodos de avaliação com apalpadores mecânicos, porque evitam o contato entre o corpo de prova e a ponta do rugosímetro, logo não caracteriza o ensaio como destrutivo. Como consequência deste contato, pode ocorrer uma alteração da superfície medida, a ponta do apalpador pode riscar a superfície da amostra e sofrer desgaste provocado pelo contato, induzindo a erros de medições sistemáticos.

Em técnicas ópticas, as modificações superficiais da amostra pela ação da fonte de luz na varredura ocorrerão eventualmente ao se selecionar fontes inadequadas para a análise de materiais orgânicos, como polímeros. Assim, a seleção de uma fonte laser com potência relativamente alta também poderá danificar a superfície da amostra.

A Figura 2.31 mostra a rugosidade tridimensional obtida a partir do rugosímetro a laser, sendo avaliada uma área de $100 \times 100 \mu\text{m}^2$. Verifica-se que as diferentes cores evidenciam os diversos níveis de profundidade apresentados pela superfície.

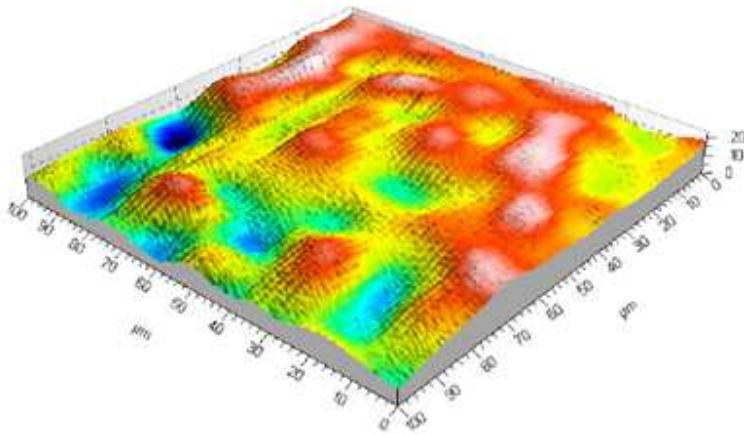


Figura 2.31 – Rugosidade obtida com o rugosímetro a laser (COSTA, 2012)

A resolução dos equipamentos de caracterização topográfica está intimamente relacionada a esta capacidade de penetração da luz ou ao raio de ponta dos apalpadores mecânicos. Equipamentos convencionais de caracterização por contato possuem apalpadores com raio de ponta da ordem de micrometros, porém equipamentos como o microscópio de força atômico, definido como um equipamento não convencional de caracterização topográfica por contato, possuem apalpadores com raio de ponta da ordem de nanômetros (OLIVEIRA, 2012).

O Interferômetro laser é um equipamento de caracterização de topografia de superfície por medição óptica e o seu princípio de funcionamento se baseia na varredura do feixe laser sobre a amostra, no qual 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 da onda eletromagnética do feixe de luz incidente e o refletido na superfície da amostra (OLIVEIRA, 2012).

2.10. Incerteza de medição

Quando se relata o resultado de medição de uma grandeza física, é obrigatório que seja dada alguma indicação quantitativa da qualidade do resultado, de forma tal que aqueles que o utilizam possam avaliar sua confiabilidade. Sem essa indicação, resultados de medição não podem ser comparados, seja entre eles mesmos ou com valores de referência fornecidos numa especificação ou norma. É, portanto, necessário que haja um procedimento implementado, facilmente compreendido e de aceitação geral para caracterizar a qualidade do resultado de uma medição, isto é, para avaliar e expressar sua incerteza (ISO TAG 4/WG 3, 2008).

Segundo o INMETRO (2012), a incerteza de medição é definida como um parâmetro não negativo que caracteriza a dispersão dos valores atribuídos a um mensurando, com base nas informações utilizadas.

São diversos os fatores que influenciam a incerteza total de medição e, dependendo do tipo de ensaio e/ou calibração, contribuindo com intensidades diferentes. Dentre as fontes de incerteza, estão as variações associadas ao instrumento de medição, ao operador, às condições ambientais, às propriedades e condições físicas do item ensaiado, entre outros.

A avaliação e declaração da incerteza contribuem para a rastreabilidade dos valores obtidos e para adequação das medições às normas técnicas em vigor, como exemplo, a NBR ISO/IEC 17025 (2005). Possibilita efetuar uma análise visando identificar quais fatores contribuem mais para a incerteza final, bem como propor meios para reduzir seus efeitos.

Para avaliação da incerteza de medição, é utilizado um procedimento proposto pelo documento *Guide to the Expression of Uncertainty in Measurements* publicado em 1993. Este documento é popularmente conhecido como GUM e a versão mais atual data de 2008.

Basicamente, o ISO TAG 4/WG 3 (2008) estabelece as regras gerais e critérios para expressar e combinar as incertezas individuais que afetam o processo de medição e, assim, determinar a incerteza total, que pode seguir vários níveis de exatidão e complexidade.

O ISO TAG 4/WG 3 (2008) conceitua três tipos de incerteza: a incerteza padrão, a incerteza padrão combinada e a incerteza expandida. A primeira delas está relacionada a cada grandeza de influência e é obtida através da análise individual de cada variável considerada, através de uma avaliação do Tipo A ou do Tipo B. Conhecendo-se o efeito dessas grandezas, é possível relacioná-las por meio da lei de propagação de incertezas obtendo-se, assim, a incerteza padrão combinada. Por sua vez, a incerteza expandida consiste no resultado da multiplicação do valor da incerteza padrão combinada por um fator, definido de acordo com o nível de abrangência desejado.

Para aplicação da metodologia proposta pelo ISO TAG 4/WG 3 (2008), deve-se, na etapa inicial do cálculo da incerteza, efetuar a identificação de todas as variáveis que influenciam o resultado de medição. A quantidade e o tipo de grandezas de influência variam de acordo com o sistema de medição, com o tipo de mensurando analisado e com o nível de exatidão requerido. A seguir devem-se reunir todas as informações disponíveis sobre elas e definir que tipo de avaliação deve ser utilizado para determinar a incerteza padrão.

CAPÍTULO III

MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo, são apresentados a descrição dos equipamentos e seus acessórios, os materiais de consumo empregados, a montagem da bancada experimental e os ajustes necessários para a busca da melhor condição possível de ensaios de soldagem para posterior realização de ensaios de erosão e cavitacional.

3.1. Equipamentos empregados

Para a soldagem MIG/MAG com arame frio, a bancada experimental, apresentada na Fig. 3.1, consiste da fonte de soldagem (1), do sistema de alimentação do arame eletrodo (2), do sistema de alimentação do arame frio (3), suporte do corpo de prova (4), tocha de soldagem (5), sistemas de aquisição e sistema de monitoramento (6).

Na soldagem MIG/MAG duplo arame, a montagem consiste em um sistema similar ao caso anterior com utilização de duas fontes de soldagem trabalhando em paralelo. A bancada experimental para este processo é mostrado, na Fig. 3.2.

3.1.1. *Fonte de soldagem*

Para a realização dos testes no modo MIG/MAG arame frio, utilizou-se uma fonte eletrônica multiprocessos, selecionada para operar com MIG/MAG no modo tensão constante, cujas principais características são corrente contínua ou alternada (convencional ou pulsada), corrente nominal de 300 A para fator de serviço de 100%, corrente máxima de 450 A e tensão de 70 V.

Na soldagem MIG/MAG duplo arame, foram utilizadas duas fontes MTE DIGITEC 600, trabalhando em paralelo e conectadas eletronicamente através de cabos. Nas fontes, estão

acoplados cabeçotes alimentadores do modelo STA-20, cada um com quatro roletes tracionadores, permitindo assim alimentação contínua do arame eletrodo.



Figura 3.1 – Bancada experimental com sistema utilizado para movimentação da tocha



Figura 3.2 – Montagem Experimental soldagem MIG/MAG duplo arame

As fontes de soldagem permitem a imposição de corrente ou tensão. No modo de ajuste pela corrente, possibilita-se um controle de corrente constante ou pulsada e o ajuste pela tensão permite somente o controle por tensão constante. Na tese, foi utilizada somente a opção na qual as fontes trabalham com o ajuste pela tensão (modo tensão constante).

O sistema de alimentação do arame eletrodo é um acessório próprio da fonte de soldagem. Com ajuste eletrônico de rotação, este sistema apresenta um controle adequado

à realização dos ensaios deste trabalho (ver Fig 3.1 e 3.2 item 2). Destaca-se que o sistema de alimentação foi montado sobre um suporte na fonte de soldagem para facilitar a passagem do arame (toga mais reta), diminuindo a possibilidade de problemas com a oscilação da velocidade de alimentação, e consequentemente, a confiabilidade dos resultados.

Devem-se mencionar ainda os ajustes das rampas de aceleração e desaceleração. A rampa de aceleração regula a velocidade inicial do arame eletrodo antes da abertura do arco, logo após a energização do eletrodo. A rampa de desaceleração ajusta a velocidade final do arame eletrodo, após o desligamento do sistema de alimentação do eletrodo. Neste trabalho, para todas as soldagens realizadas em aço, as rampas de aceleração e de desaceleração foram posicionadas no valor 5 (numa escala de 0 a 10).

3.1.2. Alimentador de arame frio

É um acessório ao sistema de soldagem igual ao utilizado para alimentação de arame eletrodo no processo TIG. Sua função é introduzir continuamente o arame na poça de fusão simultaneamente à adição do arame energizado. A velocidade de avanço do arame pode ser ajustada nos valores de 0,1 a 20 m/min. Os cabeçotes alimentadores são possuidores de quatro roletes tracionadores, permitindo a passagem contínua do eletrodo necessário para a adição de arame frio. Os sistemas tracionadores aceitam a alimentação do arame bobinado, com velocidade regulável pelo operador. A Figura 3.3 apresenta o alimentador de arame não energizado usado na confecção das chapas de testes revestidas pelo processo MIG/MAG arame frio.



Figura 3.3 – Alimentador de arame frio

3.1.3. Mesa de Coordenadas

Na realização dos ensaios de soldagem, utilizou-se uma mesa de coordenadas XY, ligada a um computador com *hardware* de interface, que por meio de um programa

desenvolvido no LAPROSOLDA/UFU pode-se determinar os valores das coordenadas que a tocha de soldagem percorrerá, com uma resolução de 0,5 mm, faixa nominal de 600 mm no eixo x e 850 mm no eixo y.

Este sistema de movimentação da tocha permite a realização de tecimento triangular com o ajuste para a posição horizontal. Neste trabalho, o tecimento ajustado na soldagem MIG/MAG arame frio foi com uma amplitude de 10 mm e uma frequência de oscilação de 1,0 e 1,5 Hz.

3.1.4. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados

Para monitorar os sinais elétricos do arco (corrente e tensão), foi usada uma placa de aquisição da National Instruments®, acoplada a um microcomputador com o software LabView® tanto para a aquisição dos sinais de corrente e tensão, como para o tratamento destes sinais.

O sinal de corrente foi obtido pelo sensor de efeito *Hall* (placa EH-2). Como a placa de aquisição tem uma faixa de entrada de sinal de 0 a 10 V, para se obter o sinal de tensão, foi utilizado um divisor de tensão DTS-6, sendo que as duas placas foram ligadas à entrada da fonte.

Realizou-se esta etapa de aquisição de sinal em função da necessidade de se monitorar as condições de soldagem com determinação da energia gerada pela fonte, desconsiderando o rendimento térmico, para todas as condições utilizadas de materiais e gás de proteção.

3.2. Consumíveis

Os consumíveis utilizados neste trabalho foram chapas de aço carbono ABNT 1020, metais de adição em aço inoxidável, ligas de cobalto e gás de proteção. A seguir, são discutidos, de forma mais detalhada, cada um destes consumíveis.

3.2.1. Material de Base

O material selecionado como metal de base foi o aço ABNT 1020 por ser facilmente encontrado no mercado, o que o faz economicamente viável para esta pesquisa.

Foram confeccionadas chapas de testes nas dimensões de 300 mm de comprimento, 60 mm de largura e 12,5 mm de espessura, sendo escovadas para a remoção de sujeiras. Durante os testes preliminares nas soldagens na posição horizontal inicialmente, a chapa de

teste foi fixada na bancada sendo depositado o cordão de revestimento. Porém, devido à presença de defeitos com o escorramento do cordão de solda (*humping*), utilizou-se uma chapa fina de aço comum para ancoramento do primeiro cordão de solda depositado (ver detalhe na Fig. 3.4). Esta chapa foi cortada na dimensão de 300 mm de comprimento, 25 mm de largura e 3 mm de espessura. A Figura 3.4 mostra a configuração da montagem da chapa de teste com uso do recurso de ancoramento para a soldagem na posição horizontal.

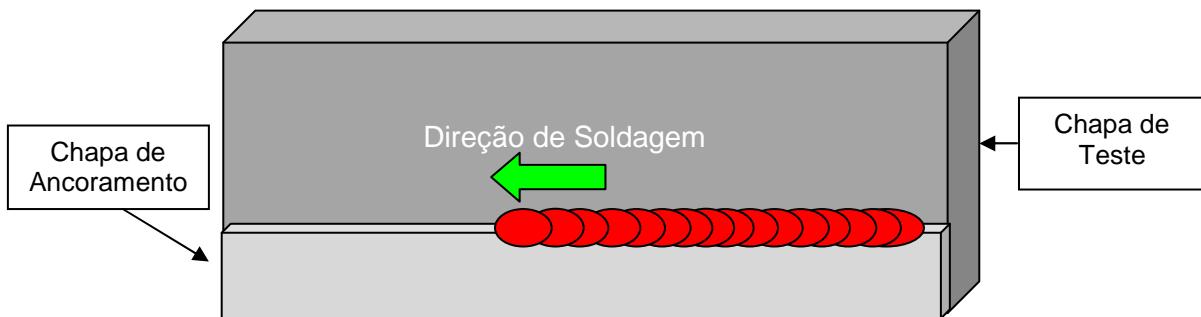


Figura 3.4 – Montagem da chapa de teste com a chapa de ancoramento para a posição horizontal

A partir dos testes preliminares visando à possibilidade de retirada de diversos corpos de prova para macrografia, ensaios de erosão e cavitação, o comprimento definitivo adotado para a chapa de teste foi de 300 mm. A distribuição dos corpos de prova na chapa de teste está mostrada na Fig. 3.5.

3.2.2. Material de Adição

Os metais de adição utilizados na soldagem são arames de aço inoxidável com baixa porcentagem em massa de carbono, com especificação ER308LSi, *Stellite 6* e *Stellite 21*. Na Tabela 3.1, são apresentadas as composições químicas dos arames eletrodos.

Tabela 3.1 – Composição química do arame eletrodo (HATTORI; MIKAMI 2009)

Liga	C	Co	Mo	N	Cr	Mn	Si	Fe	Ni
ER 308LSi	0,02	0,0	0,0	0,06	20,0	1,6	0,8	68,7	10,5
Stellite 6	1,10	70,1	0,0	0,00	28,0	0,5	0,3	0,0	0,0
Stellite 21	0,25	63,0	5,0	0,00	27,0	0,5	0,3	0,0	3,0

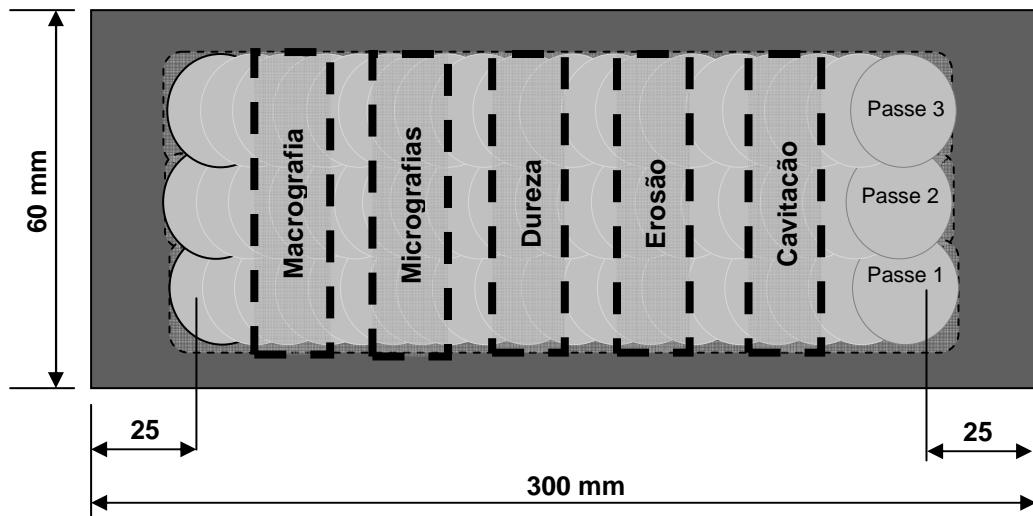


Figura 3.5 – Disposição esquemática da chapa de teste para a retirada dos corpos de prova.
Espessura da chapa de 12,5 mm

3.2.3. Gás de Proteção

Para a realização dos testes, foi utilizado o gás de proteção cuja composição é de 98%Ar+2%O₂. Este gás é o mais utilizado pela indústria na soldagem de aços inoxidáveis, sendo viável na aplicação da combinação com ligas de cobalto.

A composição do gás, devido à importância para este trabalho, foi avaliada com um analisador de marca comercial Oxybaby, apresentando variações de no máximo 1% para mais ou para menos na composição do O₂. A vazão de gás de proteção manteve-se fixa em 14 l/min, no MIG/MAG arame frio, sendo ajustada através do uso de um medidor de vazão denominado turbina.

Para a soldagem MIG/MAG duplo arame, o gás de proteção foi utilizado com uma vazão ajustada em 30 l/min. A vazão de gás é superior devido ao uso de uma tocha dedicada a este processo com potencial isolado, cujo bocal é quase o dobro do diâmetro de uma tocha para MIG/MAG convencional.

3.3. Método dos ensaios de soldagem

A primeira etapa do trabalho foi composta pelos testes preliminares através do estudo dos parâmetros de soldagem para o processo MIG/MAG arame frio na posição horizontal, em todas as condições estudadas. A DBCP nestes ensaios foi mantida constante, no valor de 16 mm.

O procedimento de soldagem para o processo MIG/MAG convencional e com arame frio consiste basicamente na fixação do corpo de prova juntamente com a chapa de

ancoramento, a um anteparo fixo na mesa de soldagem, permitindo o posicionamento na posição horizontal. Em seguida, adiciona-se a chapa de ancoramento para a realização do primeiro passe de soldagem. Na sequência, são aplicados outros quatro passes na posição horizontal.

Comparou-se, nesta fase, a execução dos cordões de solda na posição horizontal pelos processos MIG/MAG convencional e MIG/MAG arame frio, conforme Fig. 3.6, analisando a viabilidade desta aplicação para a soldagem de revestimento.



Figura 3.6 – Montagem experimental para o processo (a) MIG/MAG convencional e (b) MIG/MAG arame frio, com tocha na horizontal posição neutro

A segunda etapa dos ensaios exploratórios foi composta pela soldagem de placas de teste e confecção dos corpos de prova para execução dos demais ensaios, avaliando os cordões de solda com relação a defeitos e determinando sua geometria e microestrutura.

Para isso, escolheu-se a soldagem de revestimento com o processo MIG/MAG duplo arame como alternativa comparativa ao MIG/MAG arame frio. No processo MIG/MAG duplo arame, a posição plana foi selecionada devido à ocorrência constante de corcovas durante os testes preliminares para o processo com MIG/MAG arame frio na posição horizontal, sendo necessário um grande número de testes para viabilizar os corpos de prova, o que poderia comprometer o cronograma da tese.

Na configuração do processo MIG/MAG duplo arame em paralelo, fixou-se a tensão em 30 V, com uma DBCP em 25 mm. A posição da tocha variou entre os ângulos de 15° e 30°. A velocidade de soldagem foi de 60 e 80 cm/min. As velocidades de alimentação adotadas foram de 12 e 14 cm/min. Um exemplo de corpo de prova soldado na configuração em paralelo com 3 (três) passes de revestimento é mostrado na Fig. 3.7, com os parâmetros de soldagem apresentados nos capítulos adiante.



Figura 3.7 – Revestimento soldado na posição plana pelo processo MIG/MAG duplo arame

Ao realizar o passe seguinte, deixou-se uma distância de 2 mm entre o cordão de solda e o ponto de entrada de arame para o MIG/MAG duplo arame paralelo. No MIG/MAG duplo arame série, esta distância foi reduzida para 1 mm visando à obtenção de cordões adequados para aplicações em revestimentos.

3.3.1. Procedimentos Experimentais

O presente trabalho foi desenvolvido conforme sequência de atividades apresentadas no diagrama esquematizado na Fig. 3.8. A metodologia adotada incluiu, em uma primeira etapa, o levantamento geral sobre o assunto, objetivando-se uma maior compreensão dos fenômenos, bem como verificar quais os principais testes a serem realizados no sistema em questão. Com as informações referentes ao assunto, o próximo passo foi a determinação dos materiais a serem empregados como metal base e arame eletrodo. Nesta fase dos testes preliminares, foram confeccionados corpos de prova em aço carbono comum para revestimento pelo processo MIG/MAG arame frio na posição horizontal (Etapa 1 na Fig. 3.8).

As soldas preliminares (Etapa 1) visaram o levantamento de microestrutura, macrografias, propriedades mecânicas e desgaste erosivo, servindo para direcionamento dos parâmetros e processos definitivos para avaliação de erosão e cavitação.

A partir da Etapa 2, foram soldadas chapas de testes para os ensaios exploratórios, incluindo a realização de soldagem de revestimento pelos processos MIG/MAG arame frio e MIG/MAG duplo arame, em aço inoxidável austenítico e combinados com ligas de cobalto. Ao final da Etapa 2, foi realizada a avaliação das características geométricas e rendimento de deposição dos cordões de solda. Para determinação das propriedades mecânicas na Etapa 3, foram efetuadas as medidas de dureza das diferentes regiões presentes ao longo do cordão de solda do revestimento, zona afetada pelo calor (ZAC) e metal base (MB).

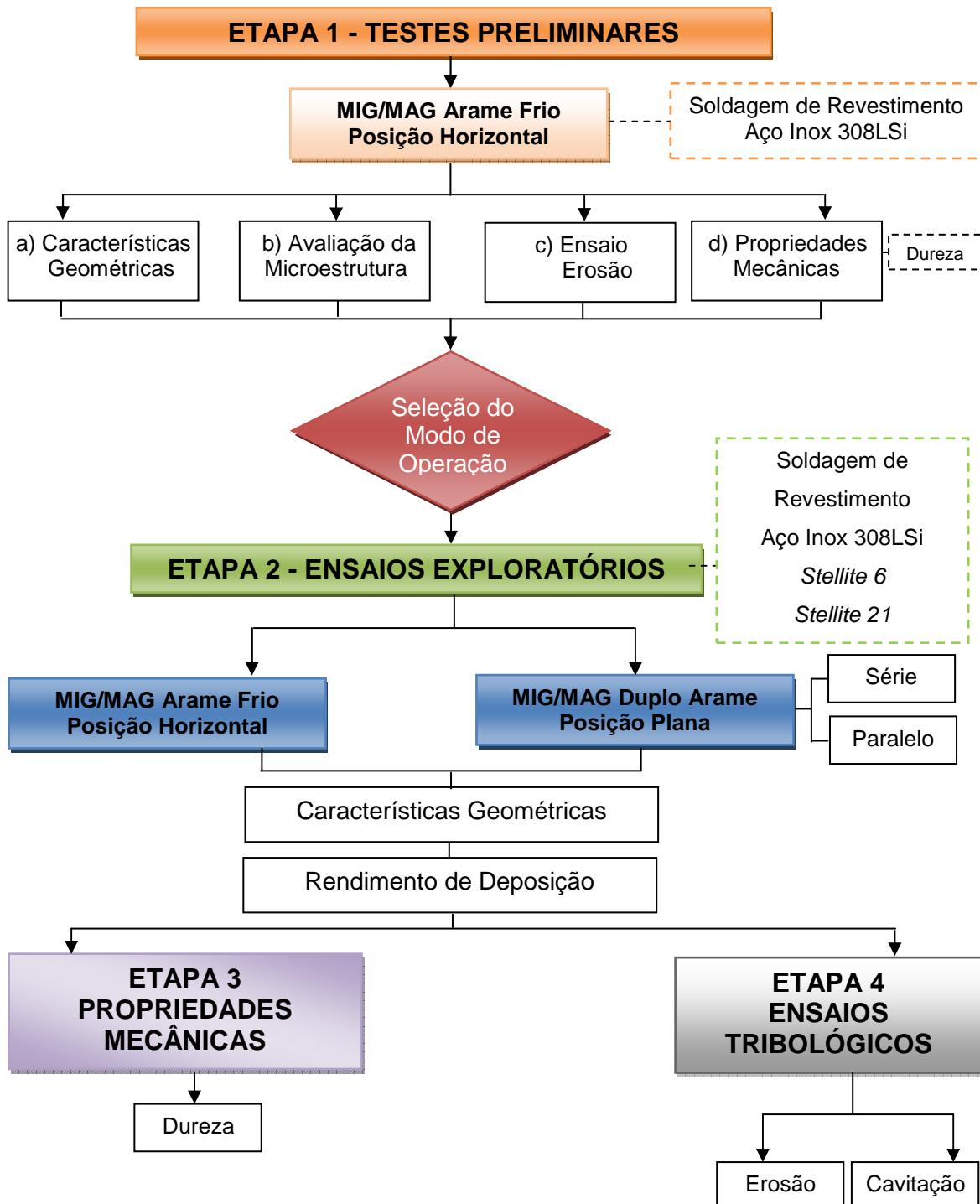


Figura 3.8 – Resumo das etapas adotadas no desenvolvimento do trabalho

A Etapa 4 consiste na caracterização tribológica através de ensaio de desgaste que melhor reproduz os mecanismos presentes em turbinas hidráulicas. Diante das características do tribosistema (grande volume e a agressividade do fluido presente), foram selecionados os ensaios de erosão e cavitação.

Para a realização dos ensaios de erosão, foi construída uma infraestrutura própria no Laboratório de Soldagem da Universidade Federal de Uberlândia. O erosímetro possui um

pote metálico com volume de 5 litros, trabalhando com a mistura de água e granalha. O equipamento em questão foi avaliado para a definição dos principais parâmetros de teste. Para o ensaio de cavitação, foi utilizado um sistema de vibração ultrassônica, pertencente ao Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia, capaz de reproduzir os mecanismos existentes em turbinas hidráulicas.

3.4. Determinação das Características Geométricas

Um sistema de aquisição e tratamento de imagens foi utilizado para medição das características geométricas dos cordões de solda, tais como largura, reforço, penetração, área fundida e área total do cordão de solda. Ao todo foram realizadas 5 repetições nas medidas. As seções transversais foram preparadas com reagente Nital 5%, digitalizadas através de um microscópio ótico com resolução de 0,040 mm e analisadas no programa de tratamento de imagem (ImageJ).

Como referência na determinação das medidas, utilizou-se uma régua graduada calibrada com faixa de indicação de 0 a 300 mm e incerteza de 0,7 mm, com certificado de calibração n.º 02097/13, emitido pela Mitutoyo Sul Americana Ltda.

Para efetuar a avaliação da incerteza associada à calibração da régua, foi utilizado o modelo matemático conforme Eq. (3.1) descrita em Franco de Moraes e Valdés (2012).

$$C = s(L_{Mi}) + \Delta R_{Mi} + \Delta I_{CMI} + \Delta I_{CSO} \quad (3.1)$$

$s(L_{Mi})$: variabilidade das leituras indicadas pelo microscópio;

ΔR_{Mi} : correção devido à resolução do microscópio (μm);

ΔI_{CMI} : correção devido à incerteza padrão da calibração do microscópio;

ΔI_{CSO} : correção devido à incerteza padrão de calibração do sistema óptico do microscópio;

Devido aos resultados elevados de incerteza associados à medição da geometria do cordão de solda do sistema de medição calibrado utilizando a régua de aço, nos ensaios definitivos, optou-se pela avaliação usando um projetor de perfis com resolução de 1 μm , incerteza padrão de 0,002 mm nos eixos x e y, com certificado de calibração n.º 12137/12, emitido pela Mitutoyo Sul Americana Ltda. Cada parâmetro foi avaliado 5 vezes. A Fig. 3.9 mostra o equipamento usado na avaliação da geometria do cordão de solda.



Figura 3.9 – Projetor de perfis fabricante Mitutoyo, modelo PJA3000

A avaliação da incerteza de medição foi realizada através do modelo proposto, conforme Eq. 3.2, descrita em Franco de Moraes e Valdés (2012).

$$C = s(L_{Pr}) + \Delta R_{Pr} + \Delta I_{Pr} \quad (3.2)$$

$s(L_{Pr})$: desvio padrão dos valores do mensurando indicados pelo projetor;

ΔR_{Pr} : correção devido à resolução do projetor;

ΔI_{Pr} : correção associada à incerteza padrão da calibração do projetor;

Para determinação das medidas de diluição, utilizou-se um microscópio ótico e definiu-se:

- ✓ Área Penetrada (A_p): área compreendida pela região do cordão de solda diluída no metal base;
- ✓ Área de Reforço (A_R): área acima do metal base do cordão de solda;
- ✓ Área Total (A_T): é área do cordão de solda composta pela Área Penetrada e a Área de Reforço ($A_T = A_p + A_R$);

Na avaliação das imagens, definiu-se para área de reforço a região em tom mais escuro e a área penetrada, a região em tom mais claro, conforme ilustrado na Fig. 3.10. Com a soma destes termos, determina-se a área total referente a toda extensão da região colorida.

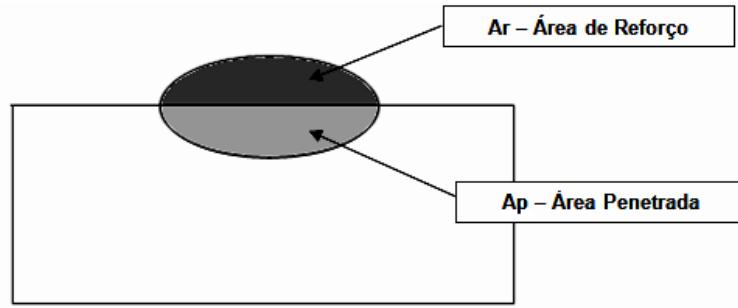


Figura 3.10 - Determinação da Diluição no Cordão de Solda para os ensaios com demonstração da Área de Reforço (Ar) e Área Penetrada (Ap)

Logo, a Diluição (Dil) é determinada de acordo com a expressão da Eq. (3.3):

$$\text{Dil}(\%) = \frac{A_p}{A_t} \times 100 \quad (3.3)$$

3.5. Avaliação do Rendimento de Deposição

O rendimento de deposição foi obtido por meio do consumo e da produção. Seguem as expressões para a determinação de cada uma destes fatores.

- *Consumo (C)*

O consumo é determinado pela duração do tempo para depositar um cordão do metal de solda. Este é obviamente uma função da taxa de deposição do processo. O tempo de soldagem foi determinado através dos sinais de corrente e tensão adquiridos durante a realização do cordão de solda. A taxa de deposição é geralmente expressa em kg/h, válido para uma solda contínua e sem interrupções. O consumo é dado pela Eq. (3.4) de acordo com Scotti e Ponomarev (2008).

$$C = \frac{3,6\rho_a \cdot L_a}{t} \left(\frac{\text{kg}}{\text{h}} \right) \quad (3.4)$$

Onde: ρ_a é a densidade linear do arame (g/m);

L_a é o comprimento do arame consumido (m);

t é o tempo de soldagem (s);

➤ Área Adicionada (S_{ad})

A área adicionada é determinada através da relação entre a velocidade de alimentação e velocidade de soldagem mantida fixa neste trabalho no valor 10 multiplicado pela área da seção do arame eletrodo. Logo, a área adicionada é dada pela Eq. (3.5).

$$S_{ad} = \left(\frac{\pi d^2}{4} \right) \frac{V_{alim}}{V_{sold}} \text{ (mm}^2\text{)} \quad (3.5)$$

Onde: V_{alim} é a velocidade de alimentação do arame eletrodo (m/min);
 V_{sold} é a velocidade de soldagem (m/min);
 d é o diâmetro do arame (mm)

Para o diâmetro de 1,2 mm, tem-se o valor a área adicionada:

$$S_{ad} = 1,130 \times 10 = 11,30 \text{ mm}^2$$

➤ Produção (Pd)

A obtenção do valor da produção é uma tarefa relativamente simples. Mede-se a massa de uma peça antes, faz-se o depósito do metal de solda utilizando os parâmetros por um tempo fixo e, em seguida, faz-se a nova medida de massa. Dessa forma, obtém-se um valor bem próximo ao real, que pode ser usado para estimar os custos. A produção é dada pela Eq. (3.6), mostrada em Scotti e Ponomarev (2008).

$$Pd = \frac{3,6(m_f - m_i)}{t} \text{ (kg/h)} \quad (3.6)$$

Onde: m_f é a massa final do corpo de prova;
 m_i é a massa inicial do corpo de prova;

➤ Rendimento de deposição ($Rend$)

O rendimento de deposição é definido por alguns autores também como eficiência de deposição do processo. Para todas as definições, o rendimento é a relação entre a quantidade do metal de adição depositado e o total do metal de adição aplicado. A diferença

está nos respingos, pontas descartadas, etc. É uma relação direta entre produção e consumo e pode ser obtido pela Eq. (3.7) (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

$$Rend = \frac{Pd}{C} \times 100 (\%) \quad (3.7)$$

3.6. Ensaios Tribológicos

3.6.1. Ensaio de Erosão

Para a realização dos testes de erosão, foi utilizado um equipamento desenvolvido por José Ribamar dos Santos Ribeiro durante seu curso de doutorado em uma infra-estrutura específica para esse fim.

A Figura 3.11 traz a montagem do equipamento de erosão, sendo o motor elétrico colocado na parte superior e o porta amostra ligado ao eixo em recipiente fechado na caixa inferior. O motor elétrico fornece uma rotação ao porta amostra, proporcionando uma velocidade tangencial no centro do corpo de prova de 20 m/s. O pote foi abastecido com 4 litros de água e 400 g (concentração de 10%) de granulha angular de especificação G-80, padronizada conforme ABNT NBR 15814:2010 (2010). Em cada ensaio a mistura líquido erodente foi substituída, visando manter a característica angular das partículas.

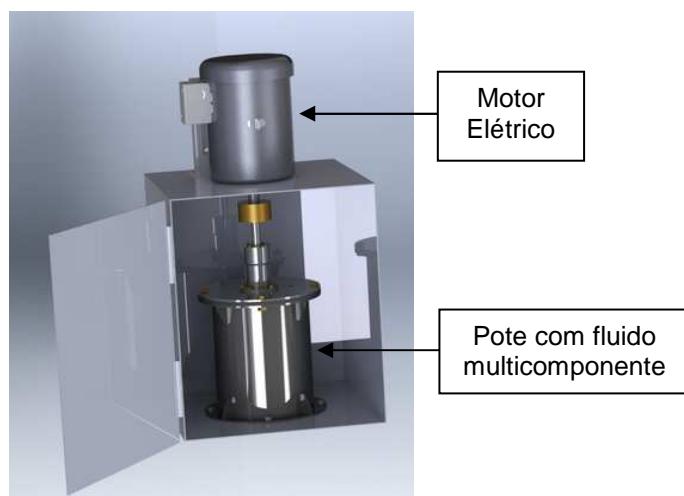


Figura 3.11 – Vista geral do erosímetro (RIBEIRO, 2013)

Os corpos de prova para o ensaio erosivo possuem uma espessura de 3 mm, sendo retirados diretamente do metal de solda, através da remoção do substrato, com posterior corte de duas amostras em cada teste, na dimensão de comprimento 10 mm e largura 8 mm, de acordo com o ilustrado na Fig. 3.12. Para isso, utilizou-se uma plaina na usinagem

da parte inferior do corpo de prova até o aparecimento do metal de solda. Em seguida, com uma fresa de topo, removeu-se material na parte inferior do corpo de prova até a espessura próxima à desejada. Na parte superior do cordão de solda, fez-se a usinagem para obtenção de um acabamento plano e sem os desníveis dos passes, usando uma fresa de topo.

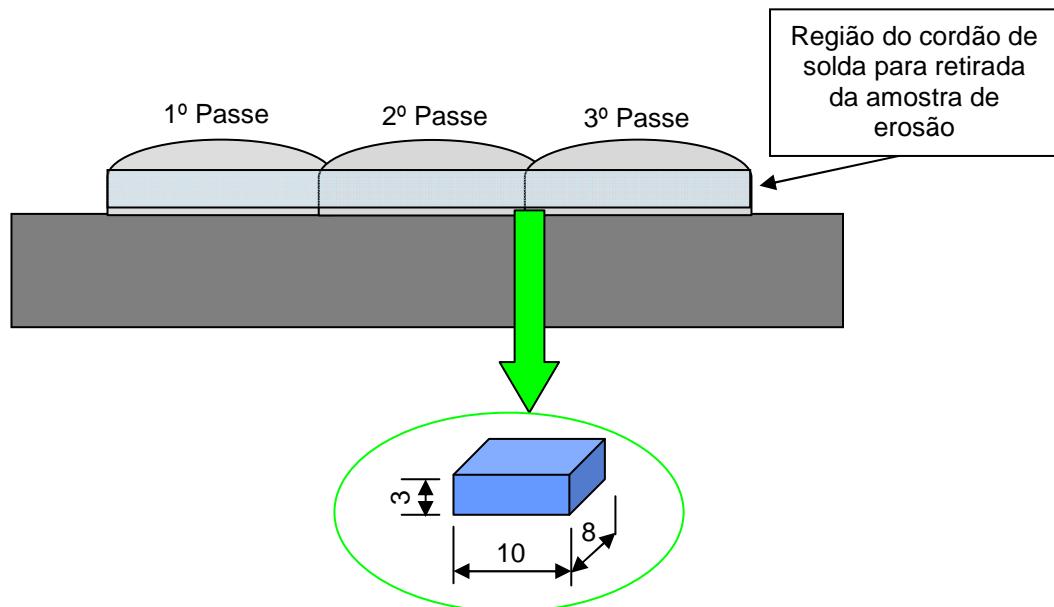


Figura 3.12 – Região de retirada da amostra para erosão nos testes com 3 passes de solda

Para o lixamento, os corpos de prova foram embutidos, passando pela sequência de lixas de 100, 220, 380, 600 e 1200 μm , com objetivo de obter uma superfície lisa. Em seguida, mediu-se a massa dos corpos de prova, para fixação no porta amostra (Fig. 3.13) a ser inserido dentro do pote com fluido multicomponente (Fig. 3.11). O porta-amostra gira de forma similar a uma hélice, fazendo com que as partículas impactem no corpo de prova, provocando o desgaste por erosão.

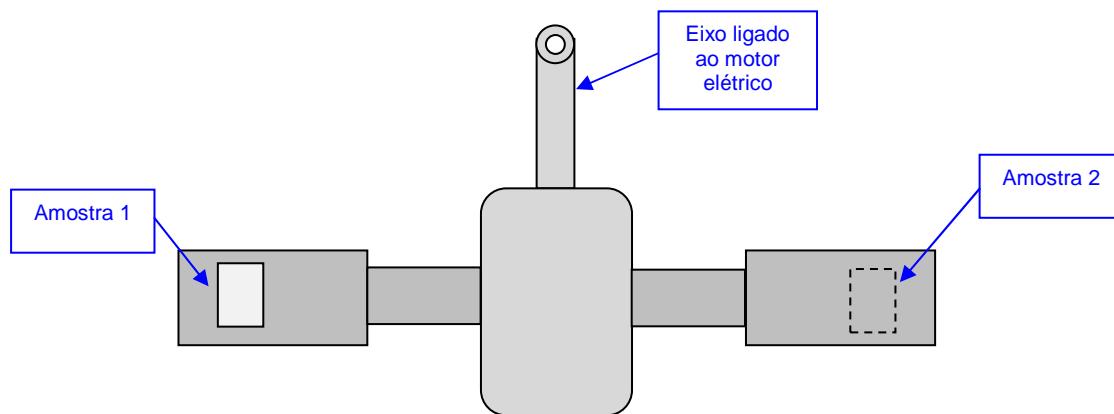


Figura 3.13 – Ilustração da fixação dos corpos de prova no porta amostra

3.6.2. Ensaio de Cavitação

Os ensaios foram realizados pelo método de vibração ultrassônica, segundo a ASTM G32-10 (2010), em um equipamento Sonic Mills, modificado para o método indireto, ou método da amostra estacionária. Neste método, as bolhas geradas pelo contra-corpo agem sobre a amostra de teste, provocando um dano cavitacional de 40 a 60% menor que o verificado no método direto (SILVA et al., 2013). A distância entre a amostra e o contra-corpo influí diretamente no desgaste, sendo o valor de 0,5 mm a distância onde a intensidade é máxima. A bancada experimental é mostrada na Fig. 3.14.

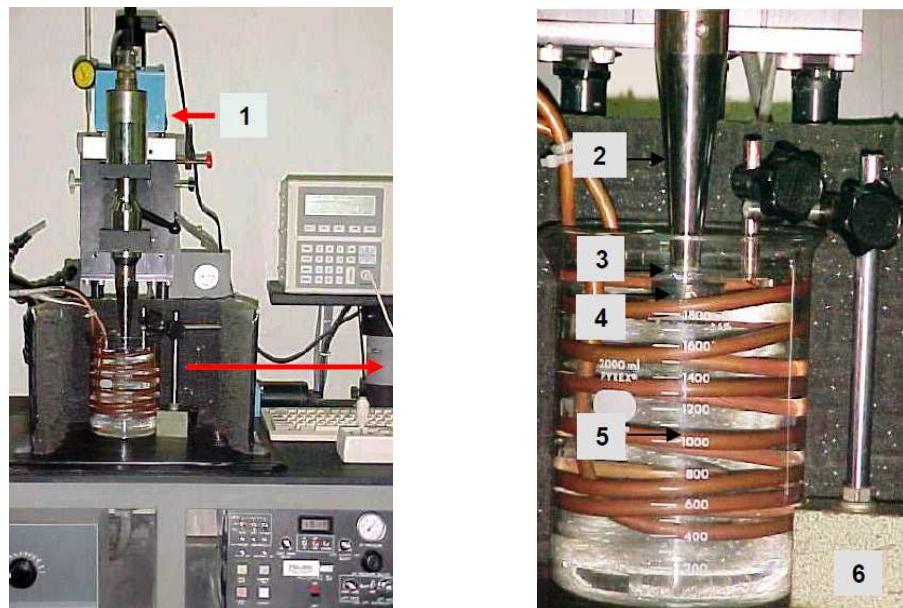


Figura 3.14 – Bancada experimental e detalhe da montagem, 1 – sistema de regulagem da altura da amostra por meio de micrômetro, 2 – sonotrodo, 3 – contracorpo em aço inoxidável (AISI 304), 4 – amostra, 5 – sistema de refrigeração, 6 – suporte de fixação da amostra

A amostra de teste foi fixada em um porta-amostra dentro do líquido (água destilada) e posicionada a uma distância de 0,5 mm de um contra-corpo de aço inoxidável AISI 304, montado no sonotrodo. A regulagem da distância entre a amostra e o contracorpo foi feita através de um dispositivo pneumático, com um sensor de fim de curso e um micrômetro com resolução de 0,01 mm. A frequência de vibração do sonotrodo é de $19,3 \pm 0,1$ kHz e a amplitude de oscilação foram mantidas em 45 μm , pico a pico. A temperatura de ensaio foi de 25 ± 2 °C, controlada através de um sistema de refrigeração. A profundidade de imersão da amostra no líquido de teste foi de aproximadamente 5 mm. A Figura 3.15 apresenta detalhes da montagem do sistema de fixação da amostra.

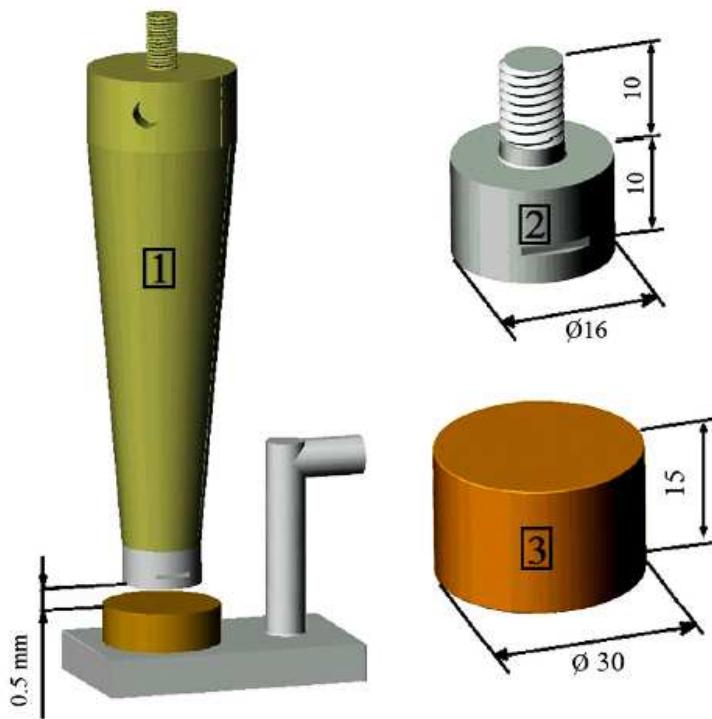


Figura 3.15 – Representação esquemática do método indireto e dimensões do corpo e contra corpo; (1) sonotrodo, (2) contra corpo em aço inoxidável 304 e (3) amostra de teste (SILVA et al., 2013)

Para determinação do desgaste, o ensaio foi interrompido em intervalos de tempo regulares de 1 h, as amostras foram limpas com acetona em banho ultrassônico por 5 min. A perda de massa foi determinada através de balança analítica com resolução de 0,001 mg e máxima massa de 210 g. A balança utilizada é do fabricante Sartorius, com certificado de calibração n.º 1726/2013, emitido pela Mitutoyo Sul Americana Ltda. Foram realizadas 5 medições de massa para determinação dos valores médios.

Os tempos totais de erosão cavitacional foram de 20 h para aço inoxidável austenítico e 40 h quando presentes as ligas de cobalto, objetivando a determinação da taxa máxima de erosão em regime permanente.

3.7. Avaliação de Dureza

O perfil de dureza ao longo da seção transversal do depósito possibilitou uma primeira avaliação das propriedades do revestimento, e consequentemente, a obtenção de previsão sobre o comportamento da amostra nos ensaios de erosão e cavitação.

Para o levantamento de perfis de microdureza nos testes preliminares e subsequente análise metalográfica no microscópio óptico, cada cordão é seccionado na direção transversal à deposição, desprezando os trechos de abertura e fechamento do arco. Cada amostra, em seguida, passou a ser preparada para exame metalográfico, através de embutimento a quente em baquelite, lixamento com lixas de superfície abrasiva de grana 180, 260, 320, 400, 600 e 1200 μm .

Os perfis de microdureza foram levantados com um microdurômetro digital de bancada modelo HVS 1000, utilizando-se um penetrador Vickers (pirâmide de diamante de 136°) e uma massa de 500 g (HV 0,5). Após a focalização e o ajuste do “zero” (interface revestimento / baquelite) pelo sistema ótico do microdurômetro, foram feitos 5 perfis com identações até atingir o substrato (metal de base). O espaçamento adotado entre os perfis foi de 0,5 mm e entre as identações de 0,25 mm, conforme representação esquemática apresentada na Fig. 3.16. Foi considerado, para fins de dureza, o valor médio obtido em cada posição (NBR NM ISO 6507-1, 2008).

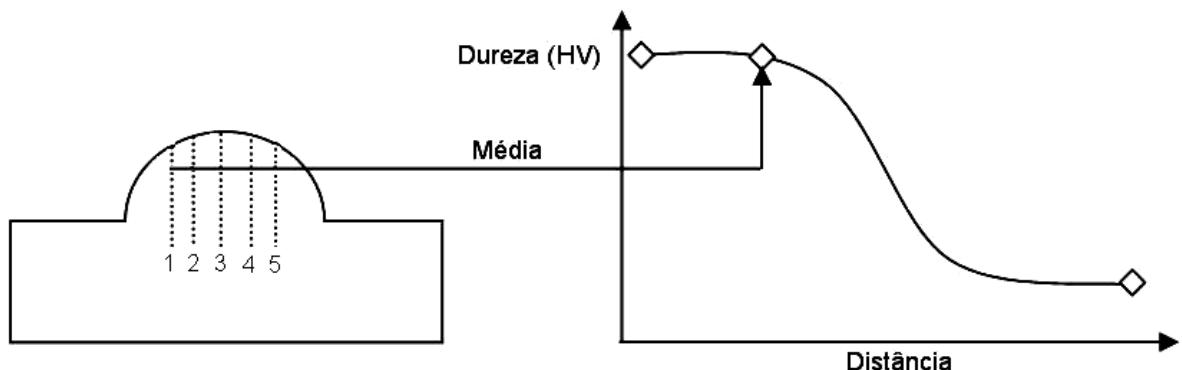


Figura 3.16 – Representação esquemática do procedimento padrão de determinação do perfil de microdureza

A avaliação de microdureza nos testes preliminares seguiu com a análise nos dois últimos cordões de solda, com intuito de entender a variação de microestrutura presente no depósito. Assim, a primeira metodologia utilizada é mostrada na Fig. 3.17.

Em seguida, a análise de microdureza foi realizada nas regiões do cordão do passe 4 e 5 e na ZAC em duas posições, distantes de 0,050 mm. A ZAC GG corresponde ao ponto mais próximo da linha de fusão. Para facilitar o entendimento desta etapa, é apresentada a Fig. 3.18.

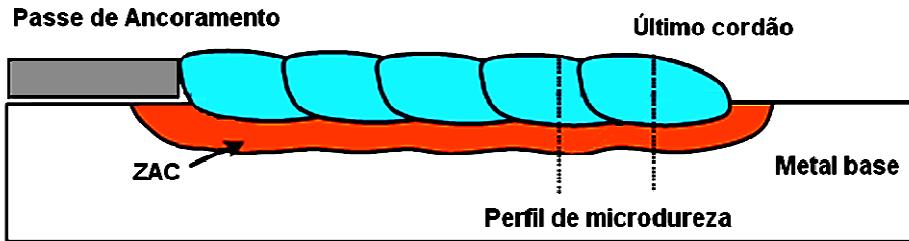


Figura 3.17 - Determinação dos valores de microdureza no cordão de solda 4 e 5

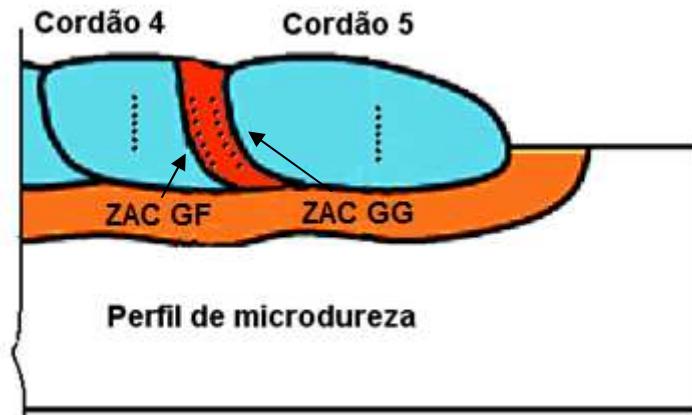


Figura 3.18 - Detalhe das regiões avaliadas para determinação de microdureza. Legenda:
ZAC GF: região de granulação fina, ZAC GG: região de granulação grossa

Nestes ensaios, foram realizadas 7 indentações, sendo descartados os dois valores correspondentes aos pontos extremos (máximo e mínimo).

Para a verificação da dureza, após a erosão, optou-se pela utilização do método de microdureza Knoop com massa de 100 g, tempo de aplicação de 15 s e ampliação de 400 vezes. Os ensaios foram realizados no microdurômetro HMV Micro Hardness Tester da Shimadzu. A microdureza Knoop utiliza o mesmo princípio da microdureza Vickers (equipamento similar), com um penetrador de diamante que produz uma impressão em que a relação entre a diagonal maior e a menor é de 7:1. Por ser mais estreita, é indicada para medida de camadas endurecidas. A penetração é a metade da obtida com um penetrador Vickers para uma mesma carga.

A medição da dureza na seção transversal do corpo de prova após erosão foi medida com o intuito de auxiliar na determinação da espessura da camada endurecida. A Figura 3.19 mostra a região analisada do corpo de prova a partir da superfície erodida. O critério usado para encerrar as indentações em cada região avaliada foi a varredura em todo o cordão de solda da amostra ou o alcance do metal de base.

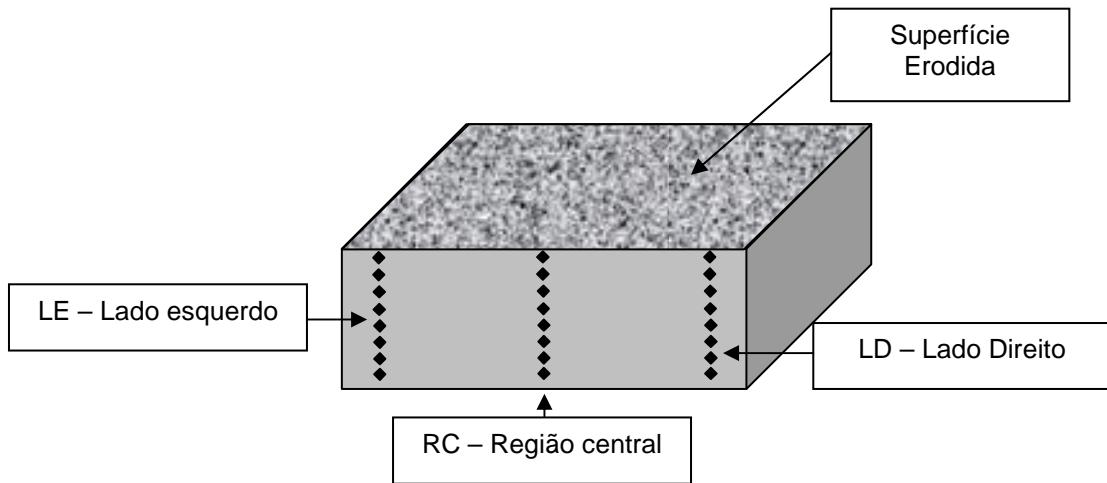


Figura 3.19 – Ilustração esquemática de determinação da dureza ao longo do corpo de prova erodido

Visando à avaliação criteriosa da camada endurecida, propôs-se, paralelamente a esta análise, uma avaliação da região próxima à área desgastada. A Figura 3.20 ilustra a área de interesse.

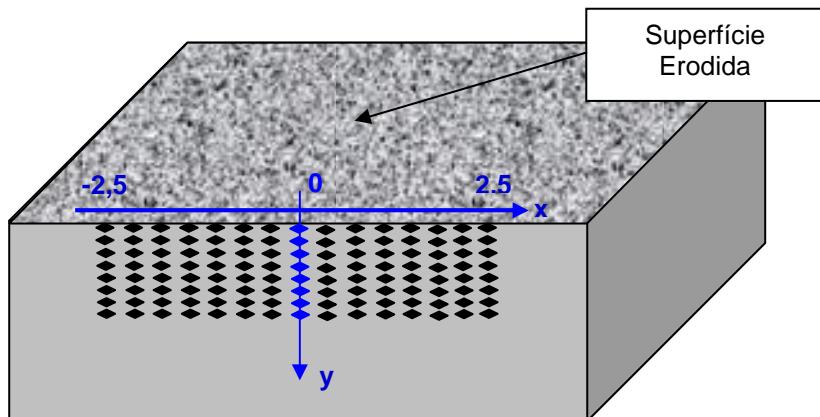


Figura 3.20 – Região avaliada após o ensaio de erosão

Em cada amostra erodida, fez-se a centralização do corpo de prova, usando como origem o ponto central da amostra na posição da camada desgastada. Com o auxílio do cabeçote do microdurometro, fez-se o posicionamento dos demais pontos medidos. Em cada amostra, o total foi de 9 medidas ao longo do eixo y (vertical) em 15 posições de x (horizontal), totalizando 135 medidas.

3.8. Avaliação da Rugosidade

Para a coleta dos dados de rugosidade, nos testes preliminares, foi utilizado um rugosímetro eletro-mecânico, modelo TIME TR200, com medição por contato (Fig. 3.21) e o programa computacional dedicado TimeSurf For TR200 V1.4.



Figura 3.21 – Rugosímetro modelo TIME TR200

O rugosímetro em questão possui resolução de 0,01 μm e 0,001 μm , em função do parâmetro avaliado e faixa nominal de 160 μm . Para apalpar a peça, este equipamento faz uso de uma agulha de diamante, com raio de ponta igual a 2 μm .

Por sua vez, o programa TimeSurf For TR200 V1.4 apresenta uma interface gráfica bastante amigável, solicitando alguns dados de entrada, por exemplo, valor do *cut-off*; tipo de filtro; sistema de unidades; número de comprimentos de amostragem e a norma técnica de referência. Algumas características deste programa o tornam muito interessante na avaliação da rugosidade, pois o mesmo, além de fornecer diversos parâmetros como Ra, Rq, Rz, Rt, Rp, Rv, RS, RSm e RSk, mostra o perfil de rugosidade com e sem o uso de filtros e a curva de Abbott-Firestone.

A medição da rugosidade das amostras foi efetuada em duas etapas. O primeiro experimento foi planejado com a finalidade de obter e analisar os valores assumidos por quatro parâmetros, que caracterizam o perfil de rugosidade. São eles: o desvio aritmético médio (Ra), desvio médio quadrático (Rq), altura total do perfil (Rt) e largura média dos elementos do perfil (RSm). Para isto, foram utilizadas três medidas de cada ensaio de erosão. A segunda etapa consistiu na determinação da incerteza, utilizando-se a planilha desenvolvida por Costa (2012).

O rugosímetro, o padrão de rugosidade e os corpos de prova foram posicionados no desempeno de granito para minimizar os efeitos das vibrações transmitidas pelo solo, tendo-se assim o cuidado para execução das medições em condições normais. Ainda, o efeito das

vibrações nestas circunstâncias foi considerado na avaliação da incerteza da calibração e das medições.

Segundo Costa (2012), a incerteza expandida associada ao deslocamento devido à amplitude das vibrações, no Laboratório de Metrologia Dimensional, em condições normais, é de 0,009 µm para k igual a dois.

Para efetuar a avaliação da incerteza associada à calibração do rugosímetro, foi utilizado o modelo matemático proposto por Costa (2012), conforme Eq.(3.8).

$$C = s(L_{Ru}) + \Delta R_{Ru} + \Delta I_{CPR} + \Delta I_{DVib} + L_0 \Delta T (\alpha_{Pe} + \alpha_{Ru}) + L_0 \cdot \delta T \cdot (\alpha_{Pe} + \alpha_{Ru}) \quad (3.8)$$

Em que:

$s(L_{Ru})$: desvio padrão dos valores indicados pelo rugosímetro;

ΔR_{Ru} : correção devido à resolução do rugosímetro;

ΔI_{CPR} : correção associada à incerteza padrão da calibração do padrão de rugosidade;

ΔI_{DVib} : correção associada à incerteza do deslocamento provocado pela amplitude das vibrações;

δT : variação da temperatura durante a medição;

ΔT : afastamento da temperatura em relação a 20°C;

α_{Ru} : coeficiente de expansão térmica linear do material do apalpador do rugosímetro;

α_{Pe} : coeficiente de expansão térmica linear do material da peça.

L_0 : valor do mensurando.

Todos os testes, incluindo a calibração, foram realizados a temperatura ambiente de $(20 \pm 1)^\circ\text{C}$, conforme recomendado pela NBR NM-ISO 1 (1997). Durante os experimentos, a temperatura foi monitorada por um termo-higrômetro digital com resolução de 0,1 °C e faixa nominal de (-20 a 60)°C. Aguardou-se um período de três horas até as peças e todos os equipamentos e dispositivos de medição entrarem em equilíbrio térmico com o ambiente.

Em decorrência da importância da determinação da rugosidade na avaliação dos resultados de erosão e cavitacional, combinado com a presença de leves riscos na superfície após a passagem da ponta do rugosímetro eletromecânico, na sequência dos ensaios, utilizou-se o Interferômetro a Laser Microfocus Expert IV do fabricante UBM (Figura 3.22).

Este equipamento possui resolução lateral de 0,1 µm, resolução vertical de 60 nm. A interface com o usuário para o interferômetro é realizada através de um sistema de medição que indica a aproximação do feixe laser do seu ponto focal ao se deslocar a amostra

verticalmente. A placa controladora realiza a função de conversor de sinal que será tratado por um processador. Os dados brutos obtidos foram analisados por meio do software Mountains Map Universal, Digital Surf Versão 3.0, possibilitando a caracterização desta superfície quanto à forma, ondulação e calculando parâmetros da rugosidade superficial.

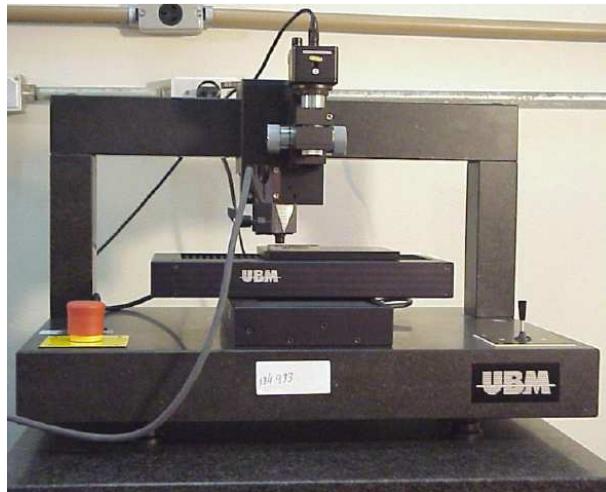


Figura 3.22 – Interferômetro Laser Microfocus Expert, fabricante UBM

Nas amostras avaliadas por interferometria, tanto as desgastadas por erosão quanto cavitação, a área varrida compreende uma região central da amostra de dimensões $2 \times 2 \text{ mm}^2$. A partir desta área, obtiveram-se os parâmetros de rugosidade, bem como os perfis bidimensionais de rugosidade nas direções leste oeste e norte sul, passando pelo centro da amostra. A Figura 3.23 apresenta detalhes da metodologia proposta.

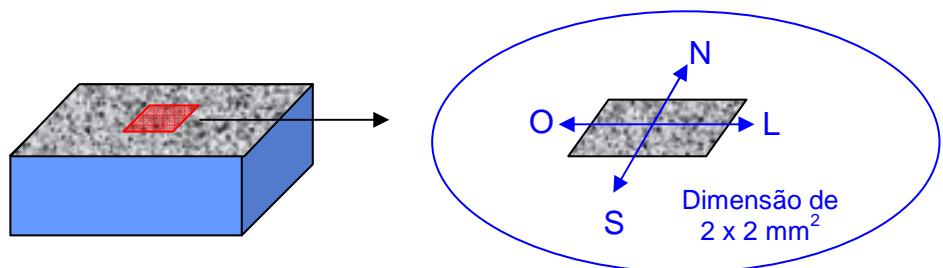


Figura 3.23 – Detalhe da região da amostra erodida avaliada no interferômetro

Na avaliação utilizando o interferômetro, determinaram-se os parâmetros de rugosidade em função da área (indicado pela letra S) e os parâmetros lineares (letra R). Foram avaliados os valores de desvio médio aritmético (S_a/R_a), desvio médio quadrático (S_q/R_q), altura total do perfil (S_t/R_t), altura do pico (S_p/R_p), profundidade do vale (S_v/R_v),

fator de assimetria (S_{sk}/R_{sk}) e fator de achatamento (S_{ku}/R_{ku}). A nomenclatura adotada para os parâmetros segue recomendações de NBR ISO 4287 (2002).

CAPÍTULO IV

AVALIAÇÃO INICIAL DO REVESTIMENTO DEPOSITADO PELA SOLDAGEM MIG/MAG ARAME FRIO

Os testes iniciais de soldagem tiveram seu enfoque na determinação das melhores condições para o processo de soldagem MIG/MAG arame frio na posição horizontal, variando-se os parâmetros como tensão, velocidade de soldagem, velocidade de alimentação, bem como a localização do alimentador de arame frio. Foram realizados ensaios de erosão pura, com avaliação do desempenho dos corpos de prova em relação à perda de massa, dureza e parâmetros de rugosidade.

4.1. Revestimento na posição horizontal – 1^a Etapa

Com a finalidade de avaliar a funcionalidade de todo o sistema e o comportamento da poça de fusão fora da posição plana, buscou-se a realização de testes com MIG/MAG convencional e com arame frio. Nesta etapa, os ensaios foram executados partindo-se de parâmetros de soldagem na posição plana obtidos por Cruz Junior et al. (2011) com o processo MIG/MAG arame frio, apresentado na Tab. 4.1.

O arame eletrodo utilizado foi de aço inoxidável austenítico do tipo AWS ER308LSi, para o metal energizado com diâmetro de 1,2 mm. Para a soldagem posterior com o processo MIG/MAG arame frio, o diâmetro do arame não energizado foi de 1,2 mm, ambos com mesma composição.

Foram realizados inicialmente seis ensaios com o processo MIG/MAG convencional, conforme mostrado na Tab. 4.2, sem a realização de tecimento da tocha para a posição horizontal. Variou-se a velocidade de soldagem e a velocidade de alimentação do arame eletrodo, mantendo constante a tensão de referência e a DBCP. A designação ‘P’ antes da

numeração nesta tese será utilizada visando facilitar a identificação como ensaio preliminar. A fonte de soldagem foi ajustada no modo tensão constante e para a movimentação do sistema tocha-injetor, utilizou-se uma mesa de coordenadas, em concordância com o descrito no item 3.1 do Capítulo III.

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem MIG/MAG arame frio posição plana (CRUZ JUNIOR et al., 2011)

Parâmetros	Nível
Velocidade de Alimentação	6 m/min
Velocidade do Arame Frio	2 m/min
DBCP	14 mm
Tensão	20 V
Vazão de Gás de Proteção	14 l/min
Velocidade de Soldagem	30 cm/min
Ângulo da Tocha	15°
Ângulo de Entrada do Arame Frio	50°
Tecimento Amplitude	10 mm
Frequência	1,5 Hz

Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem dos testes preliminares MIG/MAG convencional

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	DBCP	PT
P1	20	30	6	16	Neutro
P2	20	25	6	16	Neutro
P3	20	35	6	16	Neutro
P4	20	40	6	16	Neutro
P5	20	40	5	16	Neutro
P6	20	40	4	16	Neutro

Nota: CS é a condição de soldagem; U é a tensão de soldagem; V_{sold} é a velocidade de soldagem; V_{alim} é a velocidade de alimentação do arame eletrodo; DBCP é a distância de bico de contato à peça; PT é a posição da tocha; Neutro indica o ângulo de 90° entre a peça e a tocha de soldagem.

Durante a realização dos ensaios P1 à P4 (Tab. 4.2), observou-se a formação de cordões irregulares, com aspecto de gotas solidificadas formadas periodicamente, chamadas de corcovas, (fenômeno conhecido também como *humping*) com ausência de um

cordão contínuo regular. Na Figura 4.1, é apresentado o cordão de solda obtido para o teste preliminar P1 com a presença de *humping*.



Figura 4.1 - Teste P1 com a formação de *humping* durante a soldagem

Visando a minimizar esta ocorrência, foram reavaliados os parâmetros iniciais de soldagem da Tab. 4.2. Para efeito de comparação, a condição do teste P6 foi repetida no teste P7. Nos testes P8 e P9, reduziu-se a velocidade de soldagem para 30 cm/min e aumentou-se a velocidade de alimentação para 5 m/min, propondo-se uma nova combinação de ensaios, conforme Tab. 4.3.

Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem dos testes preliminares MIG/MAG convencional

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	DBCP	PT
P7	20	40	4	16	Neutro
P8	20	30	5	16	Neutro
P9	20	30	5	16	Neutro

Devido à repetição das irregularidades mostradas na Fig. 4.1, nos testes P7 à P9, propôs-se novos ensaios com os parâmetros apresentados na Tab. 4.4, variando os parâmetros V_{sold} e V_{alim} . Nestes ensaios, foi utilizado o processo MIG/MAG arame frio, pretendendo-se obter cordões de solda regulares e isentos de *humping*.

Tabela 4.4 - Parâmetros de soldagem dos testes preliminares MIG/MAG arame frio

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	V_{Frio} (m/min)	DBCP	PT
P10	20	40	4	2	16	Neutro
P11	20	30	5	2	16	Neutro

No processo MIG/MAG arame frio, utilizou-se um cabeçote auxiliar para alimentar o arame não energizado, inserindo-o na atmosfera do arco estabelecido entre o metal de base e adição. O ângulo de entrada escolhido para o arame não energizado de 50° está exposto na Fig. 4.6, na qual é melhor detalhado o esquema de montagem. O objetivo é a inserção do

arame frio no centro da conexão eletrodo peça, visando a fundi-lo adequadamente através do calor gerado no arco, sem formação de grande quantidade de respingos.

Buscou-se, nos ensaios P10 e P11 (Tab. 4.4), repetir as condições de velocidade de soldagem utilizadas anteriormente de 40 cm/min e 30 cm/min, combinadas com a velocidade de alimentação de 4 e 5 m/min e com introdução do arame frio a 2 m/min. Contudo, as ocorrências de *humping* não foram eliminadas nestes 11 primeiros testes, sendo uma presença frequente, evidenciando a dificuldade de soldagem de revestimento (em particular o primeiro cordão) na posição horizontal com o processo MIG/MAG convencional e também com o MIG/MAG arame frio. Este fato está provavelmente relacionado à força de gravidade, que atua na poça de fusão fazendo a mesma escorrer, amplificando com isso o efeito do *humping*, pois resultados dos ensaios realizados por Cruz Junior et al. (2011) na posição plana com os mesmos parâmetros de soldagem deste trabalho não apresentaram este efeito.

Em uma nova tentativa de minimizar o problema do primeiro cordão de revestimento na posição horizontal, optou-se pelo uso de uma placa colocada na parte inferior do corpo de prova denominada ‘chapa de ancoramento’ (ver Fig. 3.4 do Capítulo III).

O objetivo do uso deste artifício é sustentar a poça de fusão durante a adição de metal, evitando o escorramento na solidificação, visando a extinguir o *humping*. Os parâmetros dos testes P12 e P13 nestas condições são apresentados na Tab. 4.5, com a velocidade de soldagem no menor nível testado de 30 cm/min e velocidade de alimentação do arame energizado em 6 m/min, mantendo a relação entre a velocidade do arame frio e energizado em 1/3.

Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem dos testes preliminares MIG/MAG arame frio

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	V_{Frio} (m/min)	DBCP	PT
P12	22	30	6	2	16	Neutro
P13	22	30	6	2	16	Neutro

No teste P12, a distância do ponto de entrada de metal de adição e a chapa de ancoramento foi de 5 mm. Neste caso, notou-se a deposição de um cordão relativamente regular sem a formação de gotas solidificadas (Fig. 4.2).

Para o teste P13, a distância entre o ponto de adição de metal e a chapa de ancoramento foi alterada para 7 mm, formando novamente as corcovas mostradas na Fig. 4.3, sem a fusão da chapa de ancoramento que se destacou após o término da soldagem.

A ocorrência das gotas solidificadas no cordão de solda no teste P13 mesmo com a adoção de uma chapa de ancoramento, usando uma distância maior, ou seja, 7 mm de

separação entre sua aresta e o ponto de alimentação de arame eletrodo, traz forte evidência de que a posição de inserção do arame apresenta influência fundamental na característica do cordão de solda, especialmente na formação dos *humpings*.



Figura 4.2 - Teste P12 soldagem MIG/MAG arame frio com uso de chapa de ancoramento

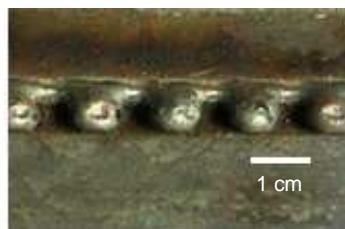


Figura 4.3 - Teste P13 soldagem MIG/MAG arame frio com uso de chapa de ancoramento

O processo MIG/MAG arame frio na posição horizontal indicou a necessidade de rigorosos cuidados na montagem do aparato experimental. Algumas ocorrências que podem prejudicar a qualidade do cordão de solda serão indicadas visando à eliminação dos fatores causadores de não conformidades.

Uma situação delicada é o ajuste da entrada do arame frio na poça de fusão em uma posição levemente superior, isto é, na junção do eletrodo com o arco elétrico, mostrado no esquema da Fig. 4.4. Este fato gera grande instabilidade na poça, podendo contribuir para a formação dos *humpings*.

Apesar de ser descrita como uma posição superior, esta diferença é muito pequena, algo em torno de 1 a 2 mm acima da poça de fusão. Verificou-se que este ajuste ocasiona muitos respingos e explosões de gotas metálicas devido à existência de curtos circuitos aleatórios entre o arame energizado e o arame frio, além do curto circuito normal da transferência metálica. Desta forma, a instabilidade gerada no processo é muito grande, podendo interferir na sinergia entre os fatores fundamentais para a formação de uma poça de fusão estável, sendo provavelmente uma das causas que contribuem para a geração dos *humpings*.

Outra constatação é a de que a entrada do arame frio no contorno da poça de fusão gera uma alimentação periódica com pequenos impulsos de inserção de arame frio. Uma representação esquemática desta situação é mostrada na Fig.4.5.

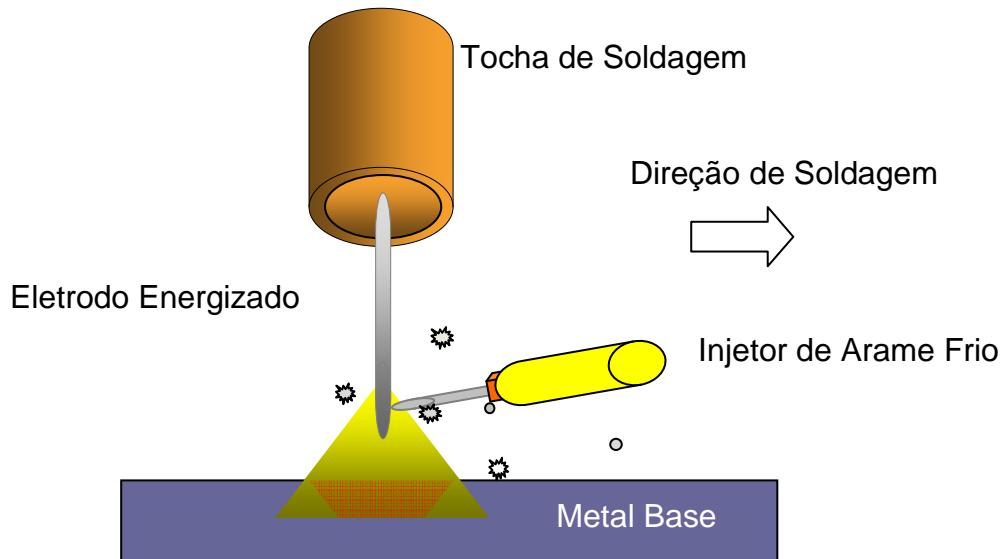


Figura 4.4 - Posição inadequada de entrada de metal não energizado, posição elevada

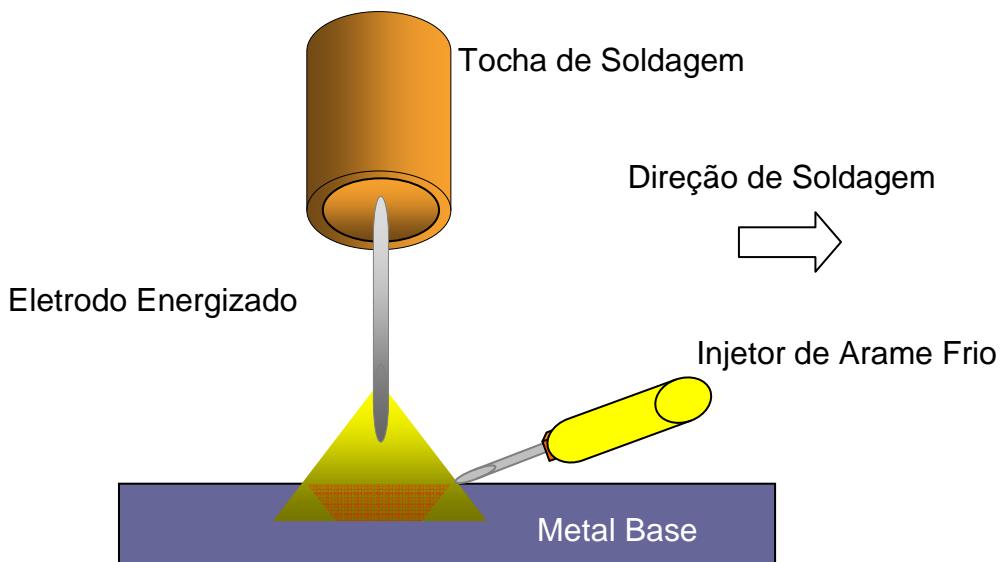


Figura 4.5 - Posição inadequada de entrada de metal não energizado, tocando o metal de base próximo à poça de fusão

Para os parâmetros de soldagem propostos até aqui, a melhor solução foi alimentar o arame frio diretamente na poça de fusão, na base do arco, permitindo a adição regular no sistema, conforme esquema apresentado na Fig. 4.6.

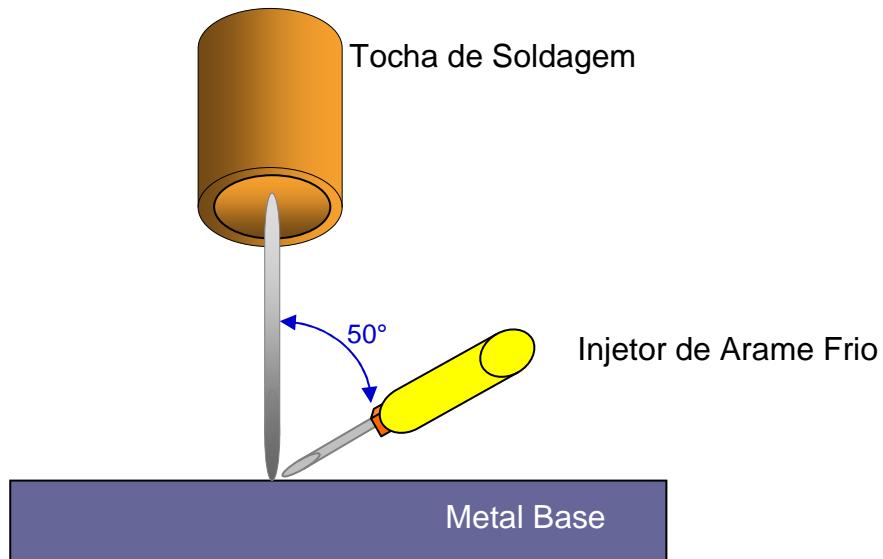


Figura 4.6 - Posição ideal para alimentação do arame frio em relação ao metal energizado

Caso o arame frio seja alimentado fora desta região (Fig. 4.6), ocorre falta de fusão ou sua adição de forma irregular, com picos de alimentação em determinados momentos e falta de injeção em outros, sendo esta uma das hipóteses para a geração de gotas solidificadas, de forma periódica (formação de corcovas ou *humping*).

Portanto, o posicionamento do arame energizado em relação ao arame frio apresenta uma importância fundamental na dinâmica do processo MIG/MAG arame frio, interferindo diretamente na poça de fusão e no sucesso do processo aplicado a revestimentos na posição horizontal.

Neste trabalho, baseado na experiência obtida com os testes preliminares, ajustou-se o arame frio coincidindo com o arame eletrodo em contato com a peça, como realçado na Fig. 4.6, sendo esta a melhor configuração obtida para a posição horizontal.

Starling et al. (2011) citam que a capacidade de soldagem fora da posição plana depende, entre outros fatores, das características da poça de fusão e do arco elétrico. Esses fatores são afetados pelo modo de transferência metálica, composição do gás de proteção, nível de corrente de soldagem, além de outros parâmetros.

Dessa forma, em função da combinação desses fatores, pode haver na soldagem MIG/MAG fora de posição tendência de escorramento da poça, formação de corcovas (*humping*) e a geração de maiores níveis de respingos. Tudo isso torna a tarefa de ajuste do sistema de soldagem para a obtenção de um cordão de solda satisfatório uma missão relativamente complexa. Soma-se a isso a introdução de um novo fator de controle na poça de fusão que é a alimentação do arame frio.

4.2. Revestimento na posição horizontal - 2^a Etapa

Após a avaliação inicial dos corpos de prova, adotaram-se artifícios para evitar a formação de irregularidades no cordão de solda, visando principalmente eliminar as corcovas (*humping*). Optou-se definitivamente pelo uso da chapa de ancoramento no passe inicial e, a partir desta etapa, todos os corpos de prova foram soldados com esta nova configuração. Outra alteração foi a adoção de oscilação da tocha (tecimento). O tempo de parada lateral (tpl) foi mantido igual a zero, baseado no trabalho de Cruz Junior et al. (2011), constatando que esta variável não apresenta influência significativa na qualidade do revestimento. A amplitude de tecimento utilizada foi de 10 mm e a frequência de oscilação em 1,0 Hz.

Com isso, foram realizados novos ensaios, visando avaliar a variação na distância entre passes e a velocidade de soldagem, de acordo com a Tab. 4.6. O objetivo destes ensaios foi alcançar uma condição satisfatória com o MIG/MAG convencional para posterior adequação ao MIG/MAG arame frio.

Tabela 4.6 - Parâmetros de soldagem dos testes preliminares MIG/MAG convencional

CS	U (V)	V _{sold} (cm/min)	V _{alim} (m/min)	DBCP	d _{passe} (mm)	PT
P14	22	40	6	16	5	Neutro
P15	22	30	6	16	4	Neutro
P16	22	30	6	16	3	Neutro

Nota: d_{passe} é a distância entre passes.

Nas análises anteriores, ficou claro que a variação da distância entre passes durante a soldagem de revestimento tem uma importante influência no aspecto superficial, sendo os menores valores responsáveis pela formação de uma superfície regular (plana) e para maiores distâncias, o aspecto de grandes relevos, sem a formação de uma camada uniforme. As Figuras 4.7 e 4.8 mostram os ensaios P14 e P16 em que nota-se uma melhor fusão entre os cordões do revestimento para o caso de distância entre passes de 3 mm.

A manutenção de uma apurada precisão na distância entre passes do revestimento evita um aspecto irregular, com formação de cordões excessivamente separados. Além disso, uma variação dessa posição pode fazer com que o arco de soldagem desvie da trajetória planejada, buscando pontos próximos ao cordão de ancoramento ou demais passes de revestimento. Diante destes fatos, a rigidez e a precisão no sistema de fixação do

conjunto na posição horizontal passam a ser um requisito mandatório para a realização satisfatória dos ensaios.

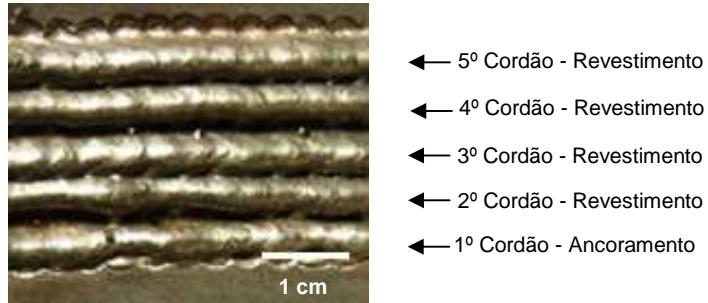


Figura 4.7 - Cordão de solda MIG/MAG convencional com distância entre passes de 5 mm (Teste P14), escala em mm

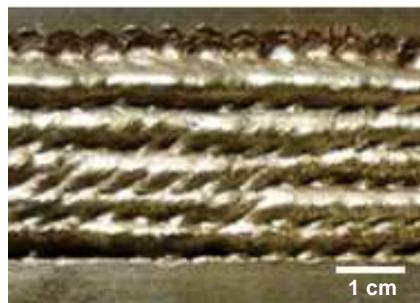


Figura 4.8 - Cordão de solda MIG/MAG convencional com distância entre passes de 3 mm (Teste P16), escala em mm

Com relação à formação de cordão com aspecto de corcovas (*humping*), uma hipótese provável para o efeito, recai sobre a alta fluidez da poça de fusão com o uso do arame eletrodo AWS ER308LSi. Esta alta fluidez da poça pode ser ocasionada pela presença de Si no arame eletrodo.

4.3. Revestimento na posição horizontal - 3^a Etapa

Os novos testes realizados foram propostos conforme a Tab. 4.7 pelo processo MIG/MAG convencional. As condições de soldagem foram indicadas partindo da referência dos melhores resultados para os ensaios anteriores com a variação na distância entre passes do cordão de solda (d_{passe}). Os resultados em termos de características operacionais para o ensaio P17 são apresentados na Tab.4.8. Observou-se que, para os outros ensaios os valores foram semelhantes, não apresentando variações significativas.

Tabela 4.7 - Testes preliminares MIG/MAG convencional

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	DBCP	d_{passe} (mm)	PT
P17	22	30	6	16	5	Neutro
P18	22	30	6	16	4	Neutro
P19	22	30	6	16	3	Neutro

Tabela 4.8 - Resultados em termos de características operacionais para o processo MIG/MAG convencional, teste P17

Passe	I_m (A)	I_{RMS} (A)	U_m (V)	U_{RMS} (V)	E (kJ/cm)
Anc	204,02	206,45	22,28	22,35	1,52
1º	200,55	204,96	21,83	22,13	1,46
2º	203,78	205,11	21,99	22,16	1,49
3º	203,57	205,89	21,56	21,84	1,46
4º	207,62	209,45	21,32	21,61	1,48

Nota: Anc – passe de ancoramento; I_m - corrente média; I_{RMS} - corrente eficaz; U_m - tensão média; U_{RMS} - tensão eficaz; E - energia.

A Figura 4.9 (a) apresenta o revestimento com $d_{passe} = 5$ mm e a Fig. 4.9 (b) com $d_{passe} = 3$ mm. Verifica-se que ocorreu uma leve melhora em relação ao preenchimento dos espaços entre os revestimentos, para uma menor distância, com a vantagem de não apresentar o *humping*. Entretanto, o revestimento apresentou irregularidades na superfície como presença de vazios e aberturas excessivas entre os passes.

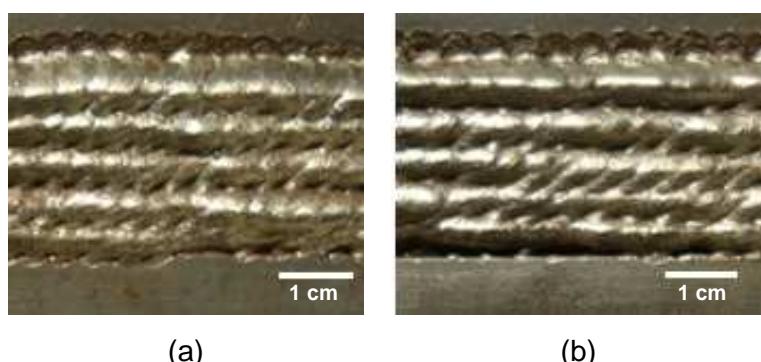


Figura 4.9 – Cordão de solda para o processo MIG/MAG convencional (a) $d_{passe} = 5$ mm e (b) $d_{passe} = 3$ mm

A Tabela 4.9 apresenta a diluição para os ensaios P17 à P19. A diluição (Dil) foi obtida de acordo com a metodologia proposta no item 3.4 do Capítulo 3. Nota-se a diminuição da diluição com a redução na distância entre passes de 5 para 3 mm.

Tabela 4.9 - Valores de diluição para os ensaios com o processo MIG/MAG convencional

Teste	d_{passe} (mm)	Dil (%)
P17	5	39,87
P18	4	37,94
P19	3	32,48

Para a realização dos demais ensaios, a partir da experiência adquirida no MIG/MAG convencional, propôs-se a soldagem pelo processo MIG/MAG arame frio com os ensaios apresentados na Tab. 4.10, repetindo as distâncias entre passes de 3 e 5 mm.

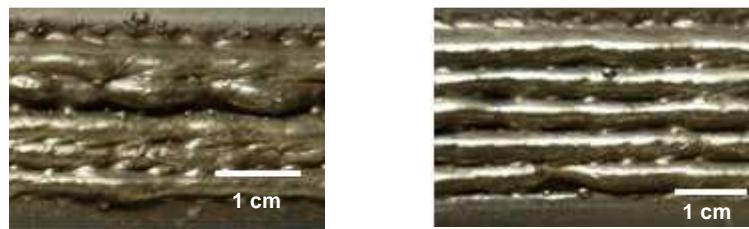
Tabela 4.10 - Testes preliminares MIG/MAG arame frio

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	V_{Frio} (m/min)	DBCP	d_{passe} (mm)	PT
P20	22	30	6	2	16	3	Neutro
P21	22	30	6	2	16	5	Neutro

Os resultados em termos de diluição (Dil) estão na Tab. 4.11 e na Fig. 4.10 são expostos os aspectos superficiais dos dois testes.

Tabela 4.11 - Resultados em termos de diluição para o processo MIG/MAG arame frio

Teste	d_{passe} (mm)	Dil (%)
P20	3	35,53
P21	5	20,76



(a) (b)

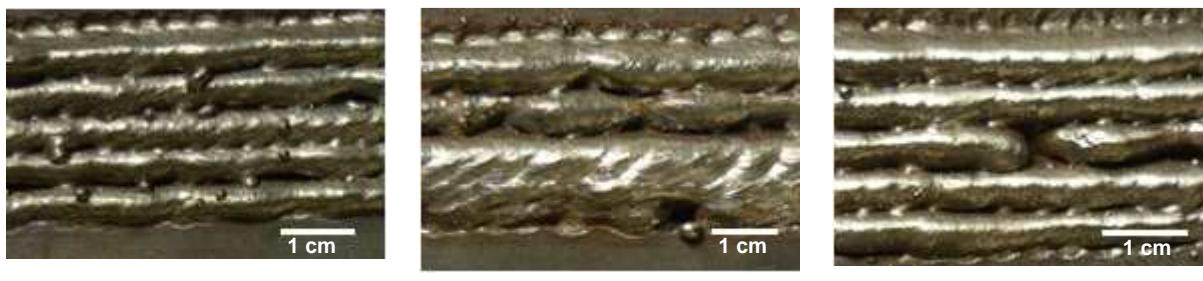
Figura 4.10 – Cordão de solda para o processo MIG/MAG arame frio (a) ensaio P20 e (b) ensaio P21

Verifica-se que ocorreu uma pequena melhora em termos de preenchimento dos espaços entre os cordões quando comparado com o MIG/MAG convencional (ver a Fig. 4.7). Entretanto, ainda não se pode considerar uma condição adequada de revestimento, necessitando, com isso, de novos ensaios com a combinação dos melhores parâmetros aparentemente satisfatórios para a obtenção do cordão com o aspecto desejado.

Sem perder de vista o objetivo de conseguir um revestimento adequado para a aplicação em questão, alterou-se a posição da tocha, utilizando-se para isso a técnica empurrando. Neste caso, variou-se a tensão de soldagem (U), de acordo com a Tab. 4.12. Nas condições propostas, não se obtiveram resultados satisfatórios, mantendo-se o revestimento com qualidade próxima aos casos anteriores, cujas características são mostradas na Fig. 4.11.

Tabela 4.12 - Testes preliminares com o processo MIG/MAG arame frio com a tocha na posição empurrando

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	V_{Frio} (m/min)	DBCP	d_{passe} (mm)	Ângulo da Tocha
P22	22	30	6	2	16	4	10°
P23	24	30	6	2	16	4	10°
P24	22	30	6	2	16	4	10°
P25	20	30	6	2	16	4	10°
P26	20	30	6	2	16	4	10°



(a) U = 24 V

(b) U = 22 V

(c) U = 20 V

Figura 4.11 - Ensaios MIG/MAG arame frio empurrando (a) P23, (b) P24 e (c) P25

Apesar das melhorias obtidas até esta etapa, ainda se considera que os resultados não são totalmente adequados devido à dificuldade de obter boa repetibilidade. Manteve-se o desafio de um ajuste extremamente sensível para a posição do alimentador de arame frio em relação ao energizado. Portanto, a partir deste ponto do trabalho, buscou-se uma nova proposta para esta posição relativa.

Nos testes realizados até o momento, utilizou-se o valor indicado do ângulo entre o arame eletrodo e o frio de 50°, usado na posição horizontal por Cruz Júnior et al. (2011), na posição plana (Fig. 4.6). Porém, o ajuste do arame frio neste ângulo provocou uma grande sensibilidade a qualquer variação no conjunto, citando como exemplo, a presença de pequenos desníveis ou desalinhamentos causados pela distorção da chapa durante a soldagem, afetando diretamente os resultados finais.

Para a próxima etapa, tentou-se um novo ajuste, com um ângulo maior em torno de 80°, melhorando a capacidade de entrada do arame frio diretamente na poça de fusão, proporcionando com isso maior robustez na montagem experimental.

4.4. Revestimento na Posição Horizontal – 4^a Etapa

Para análise da nova relação entre o arame energizado e o injetor de arame frio, propôs-se a realização de três ensaios, conforme mostrado na Tab. 4.13.

Tabela 4.13 - Testes preliminares processo MIG/MAG arame frio com a tocha na posição neutra com novo ângulo de 80° em relação ao metal não energizado

CS	U (V)	V _{sold} (cm/min)	V _{alim} (m/min)	V _{Frio} (m/min)	DBCP	d _{passe} (mm)	PT
P27	24	30	6	2	16	2	Neutro
P28	24	25	6	2	16	3	Neutro
P29	24	30	6	2	16	3	Neutro

A Tabela 4.14 traz os valores das características geométricas gerais dos cordões realizados na Tab. 4.13.

Tabela 4.14 - Resultados em termos de características geométricas

Teste	P (mm)	L (mm)	R (mm)	R/L	h _{útil} (mm)	A _{total} (mm ²)	Dil (%)
P27	1,48	21,58	7,28	0,337	3,45	137,66	14,44
P28	1,97	31,45	7,10	0,226	2,80	196,89	21,11
P29	1,82	28,43	5,71	0,201	3,71	152,47	19,97

Nota: P – penetração; L – largura; R – reforço; h_{útil} – altura útil; A_{total} – área total do cordão de solda e Dil – diluição.

Nestes testes, a melhor condição em termos de qualidade superficial foi o teste P29, mostrado na Fig. 4.12.



Figura 4.12 – Aspecto superficial do corpo de prova P29 soldado pelo processo MIG/MAG arame frio

A macrografia deste ensaio é mostrada na Fig. 4.13, com a presença de irregularidades pronunciadas, principalmente entre o passe de ancoramento e o primeiro passe do cordão de solda, gerando um desvio de planeza significativo. Esta leve abertura também é perceptível na representação superficial do corpo de prova da Fig. 4.12.

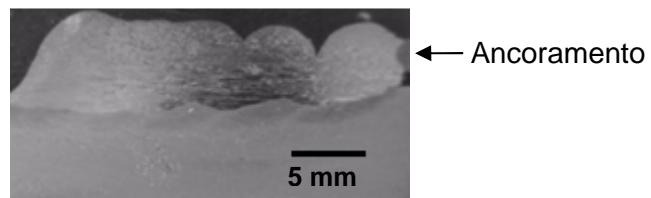


Figura 4.13 – Macrografia do teste P29

Visando adquirir maior conhecimento a respeito do desempenho do revestimento em termos da adoção ou não de tecimento durante a soldagem, realizaram-se os testes mostrados na Tab. 4.15 para o processo MIG/MAG convencional e MIG/MAG arame frio. Reduziu-se a velocidade de alimentação do arame frio, visando minimizar o volume da poça de fusão e eliminar a presença de *humps*.

Tabela 4.15 - Testes preliminares MIG/MAG convencional e MIG/MAG arame frio

CS	U (V)	V_{sold} (cm/min)	V_{alim} (m/min)	V_{Frio} (m/min)	DBCP	d_{passe} (mm)	Tecimento
P30	22	25	6	-	16	3	Não
P31	22	25	6	-	16	3	Sim
P32	22	30	6	-	16	3	Sim
P33	22	30	6	1	16	3	Sim
P34	24	30	6	1	16	3	Sim

Com relação à soldagem MIG/MAG arame frio, não foi possível eliminar a formação de corcovas sem o uso do tecimento. Logo, se adotaram duas propostas de tecimento, uma com frequência de 2 Hz para o teste P32, e outra de 1,5 Hz para o teste P33 e P34. Nos ensaios iniciais, a velocidade de alimentação do arame não energizado foi de 1/3 do valor do arame eletrodo, não fornecendo características adequadas do cordão de solda. Portanto, o valor da velocidade de alimentação do arame frio foi reduzida para 1 m/min com uma relação de 1/6.

Os resultados em termos de aspecto visual do cordão de solda são mostrados nas Fig. 4.14 e 4.15.

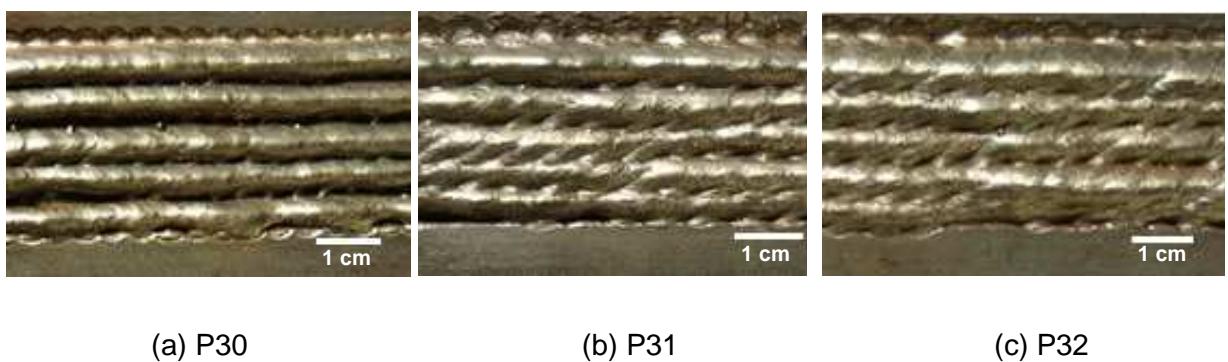


Figura 4.14 – Aspecto superficial do revestimento soldado no MIG/MAG convencional

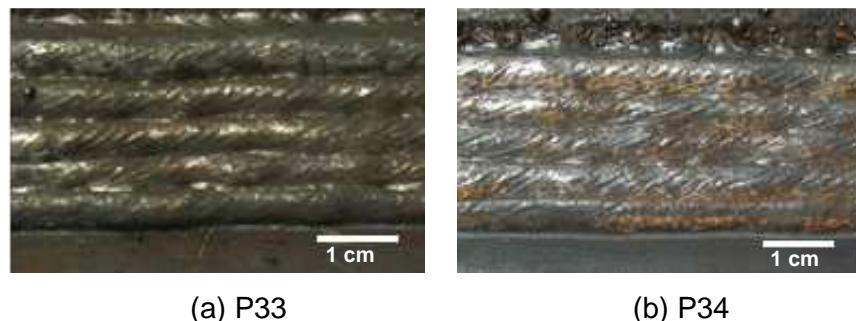


Figura 4.15 – Aspecto superficial do revestimento no MIG/MAG arame frio

Na Figura 4.14 (a), nota-se a presença de aberturas pronunciadas entre os passes do cordão de solda. Para os ensaios P31 e P32 da Fig. 4.14 (b) e (c), esta ocorrência foi minimizada com a adoção do tecimento durante a soldagem. Entretanto, em alguns pontos localizados, ainda ocorreu falta de fusão. Mantendo-se os parâmetros de soldagem similares nos testes P33 e P34, o uso do tecimento com a adição de arame frio provavelmente aumentou o volume da poça de fusão durante a soldagem, minimizando os defeitos entre passes (ver Fig. 4.15).

Visando uma melhor interpretação dos resultados obtidos nestes ensaios preliminares como medida de tomada de decisão para os ensaios exploratórios, os testes com o processo MIG/MAG arame frio, P33 e P34, foram avaliados com relação a sua dureza, microestrutura e ensaio de erosão pura.

Aparentemente, para os ensaios P33 e P34 houve uma boa adesão do revestimento com o substrato, minimização da falta de fusão e defeitos na região de ligação. A Figura 4.16 mostra a seção transversal do corpo de prova para o teste P33.

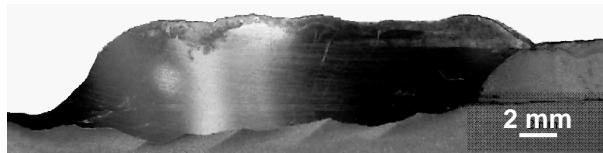


Figura 4.16 – Macrografia do teste P33 para a aplicação dos 5 passes no cordão de solda

O teste P34 apresenta característica idêntica ao P33, evidenciando-se em ambos os casos uma maior regularidade na superfície do cordão de solda. As características geométricas para os cordões dos ensaios P30 à P34 são apresentadas na Tab. 4.16.

Tabela 4.16 - Resultados em termos de características geométricas gerais para os ensaios pelo processo MIG/MAG convencional e MIG/MAG arame frio

CS	P (mm)	L (mm)	R (mm)	R/L	$h_{útil}$ (mm)	A_{total} (mm ²)	Dil (%)
P30	2,94	35,72	5,08	0,142	2,06	197,77	36,19
P31	2,18	32,72	5,87	0,179	5,08	193,21	22,18
P32	1,91	35,97	6,56	0,182	5,05	216,94	21,66
P33	2,22	30,77	5,85	0,190	5,45	188,89	19,55
P34	1,65	34,96	6,46	0,185	4,09	208,68	14,09

Com relação à formação das corcovas durante a soldagem MIG/MAG arame frio nesta fase preliminar, uma observação importante é de que o regime de transferência metálica para os parâmetros adotados foi o curto-círcuito, gerando dificuldade na obtenção de estabilidade do arco e apresentando certo nível de respingos. Nos ensaios exploratórios, as condições de soldagem de P33 e P34 foram novamente trabalhadas com o intuito de obter uma maior estabilidade na transferência metálica com uma fusão uniforme do arame não energizado.

4.5. Análise Microestrutural

Para a análise microestrutural dos testes P33 e P34, todos os ataques foram feitos com o reagente *Marble* composto de 10 g de CuSO_4 , 50 ml de HCl e 50 ml de água com imersão da amostra por 30 s.

A Figura 4.17 (a) ilustra a região do cordão de solda entre o passe 1 e 2 para o teste P33. De forma geral, os cordões de solda para os primeiros passes apresentaram uma microestrutura típica para uma solda de aço inoxidável austenítico, contendo ferrita δ em espinha e laminar. A microestrutura da região do cordão de solda entre os passes 4 e 5 tem um aspecto similar, de acordo com a Fig. 4.17 (b).

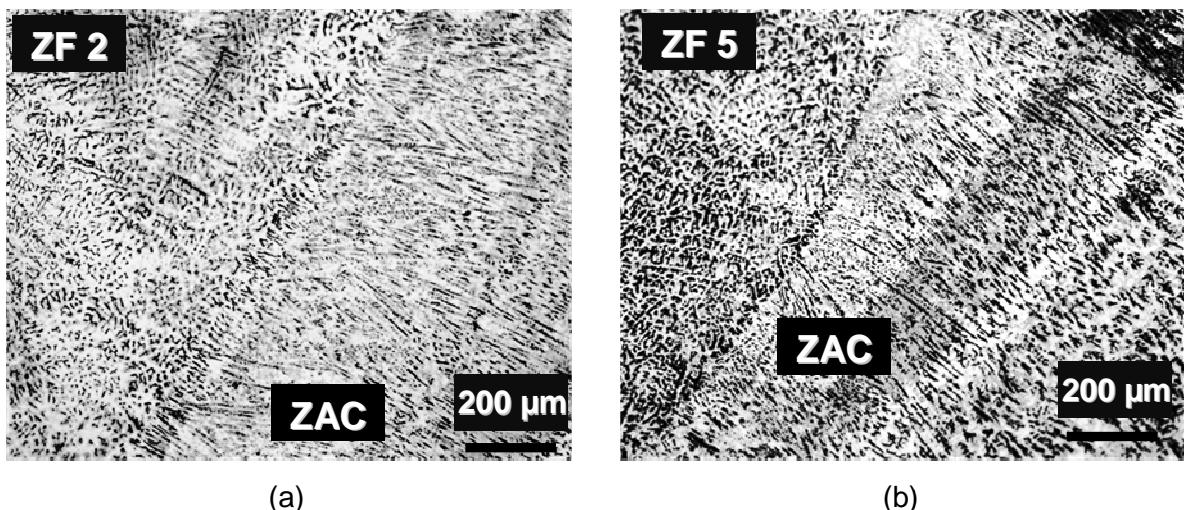


Figura 4.17 – Região entre os cordões de solda para o teste P33 (ZF: zona fundida). (a) região entre o passe 1 e 2 e (b) região entre o passe 4 e 5. A região intermediária corresponde a zona afetada pelo calor (ZAC). Microscopia ótica. 200X

Na Figura 4.17 (b) de forma análoga, a análise microestrutural mostra que a mesma foi formada por uma matriz austenítica com ferrita eutética. A relação $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$ é de 1,85 e uma quantidade de ferrita em torno de 3 %.

Ocorreu nestes ensaios, uma variação microestrutural entre os cordões, isto é, o primeiro passe apresentou uma diluição com o substrato maior que os outros, pois o mesmo é o ancoramento do revestimento. A partir do segundo cordão, a diluição com o substrato passa a ser aproximadamente constante. Desta forma, pode-se estimar a quantidade de ferrita analisando a média da diluição entre os passes.

As fronteiras existentes na Fig. 4.17 (a) e (b) estariam relacionadas ao nível de energia de cada região, bem como das características térmicas da liga. Nota-se a existência de duas regiões bem definidas, uma com incidência de ferrita em forma vermicular e outra com ferrita em forma poligonal.

A Figura 4.18 mostra a formação da ferrita δ com morfologia eutética e em espinha na região central do cordão 5 no ensaio P33. Esta microestrutura está constantemente presente, sendo similar em todos os passes utilizando o arame eletrodo em aço inoxidável austenítico.

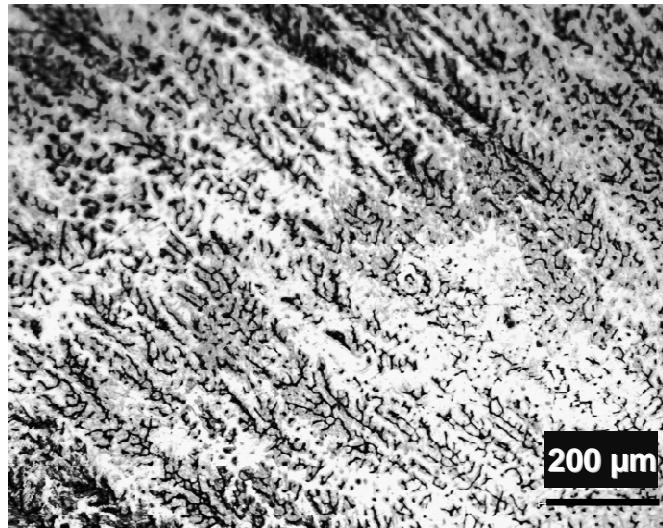


Figura 4.18 - Zona Fundida do cordão 5, com presença de ferrita δ com morfologia eutética e em espinha. Microscópia ótica. 200X

Como na soldagem MIG/MAG arame frio a diluição alcançou o valor de 19%, (ensaio P33) estimou-se a microestrutura para esse limite superior, como apresentado na Fig. 4.19. Nota-se que para o 1º passe o ponto está na região de possibilidade de ocorrência de austenita e martensita. Nos demais passes houve o deslocamento para a região de austenita e 2% ferrita. Essa proporção se manteve relativamente estável para os demais passes na faixa de 3,3 a 3,9% de ferrita.

A Figura 4.20 apresenta o diagrama de Schaeffler para o metal de adição com uma diluição de 14% na faixa obtida no processo MIG/MAG arame frio (ensaio P34). No diagrama, o 1º passe tem uma microestrutura estimada de austenita e 3% de ferrita. A microestrutura no diagrama de Schaeffler tende a estabilizar-se a partir do 2º passe não sendo observadas diferenças significativas para os próximos quatro cordões de solda, com a quantidade de ferrita variando na faixa de 5,1 a 5,3%.

A Figura 4.21 traz a variação de dureza no corpo de prova P33, sendo a Fig. 4.21 (a) a região do cordão 4 e a Fig. 4.21 (b) o cordão 5, de acordo com a metodologia da Fig. 3.17 do Capítulo III.

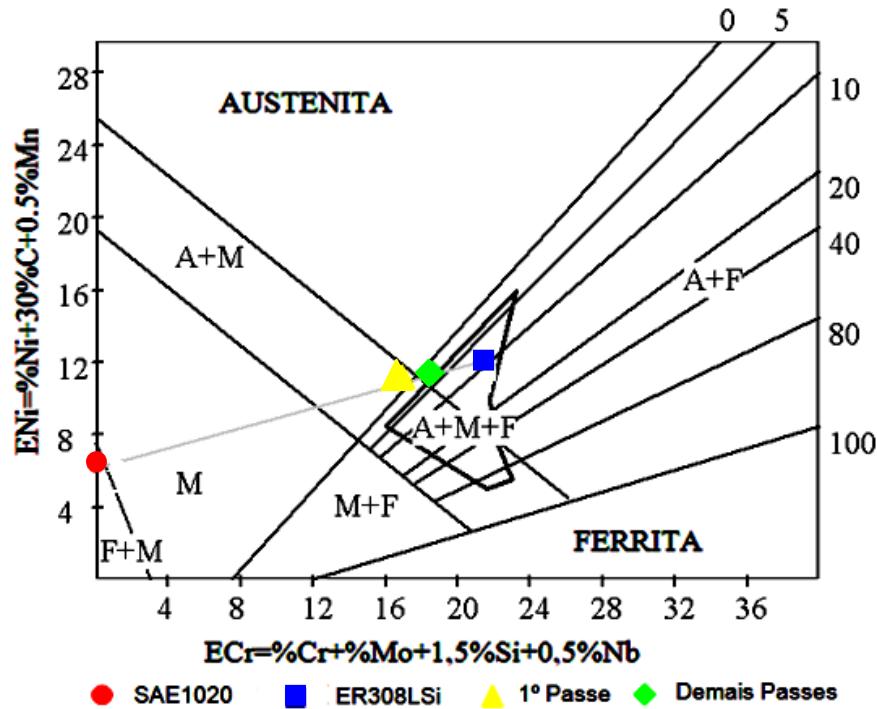


Figura 4.19 - Diagrama de Schaeffler para o metal de adição ER308LSi, com diluição de 19% (ensaio P33)

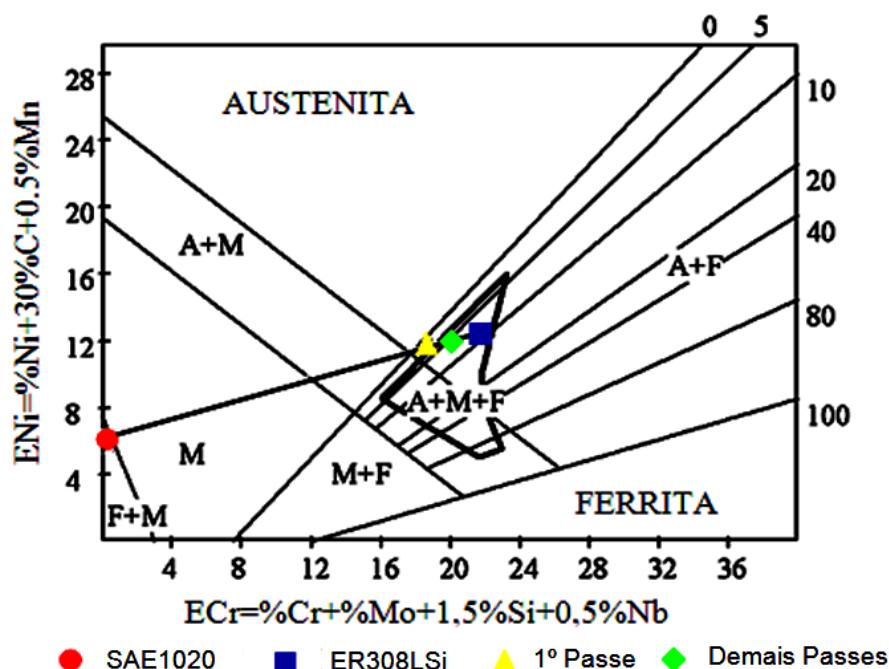


Figura 4.20 – Diagrama de Schaeffler para o metal de adição ER308LSi, com diluição de 14% (ensaio P34)

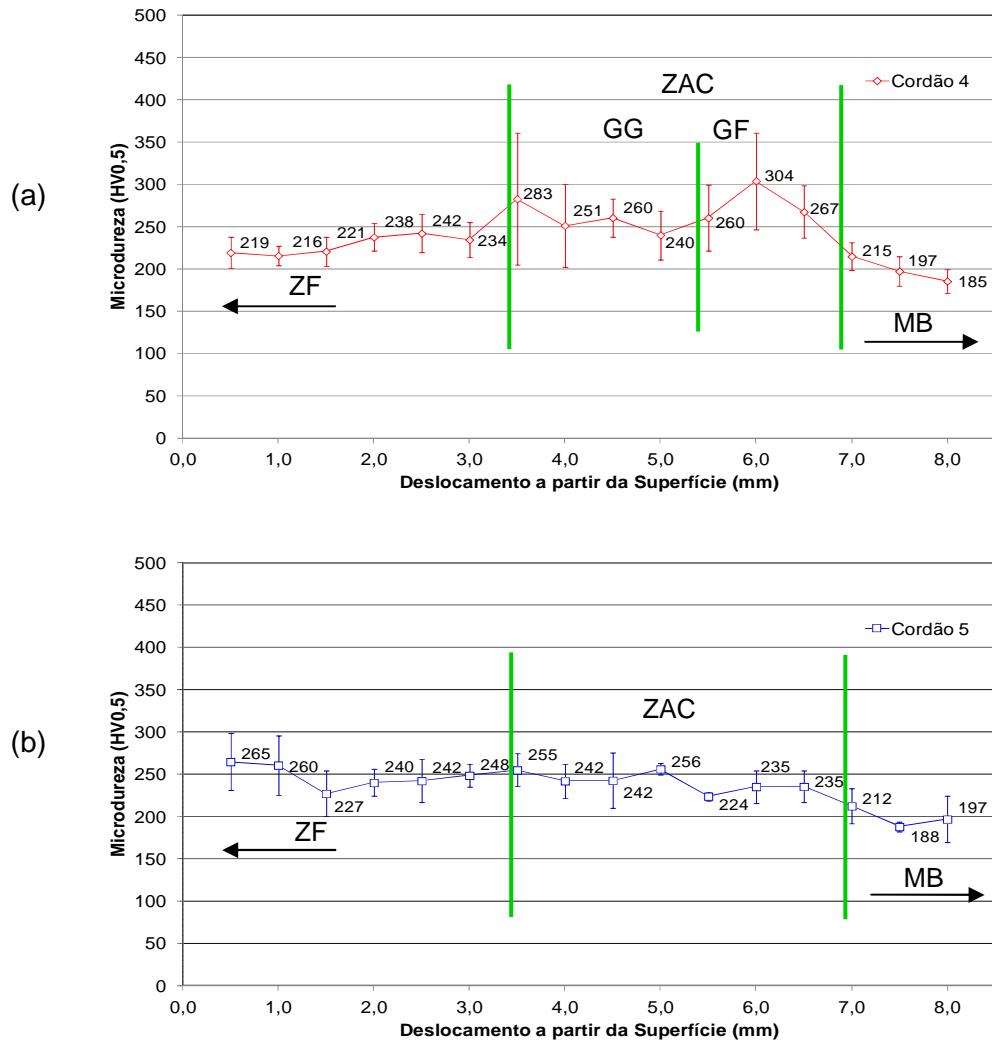


Figura 4.21 - Variação da dureza do metal de solda da superfície do revestimento até a interface substrato/revestimento para o teste P33. (a) Cordão 4 e (b) Cordão 5

No cordão 4 (Fig. 4.21 a), ocorreu uma variação significativa nos valores de dureza, sendo possível a caracterização da ZAC. É perceptível a regularidade das medidas nas zonas específicas (ZF, ZAC e MB), possibilitando demarcar sua extensão. Neste caso específico, tem-se uma ZAC de aproximadamente 3 mm. Levando em consideração que a extensão da ZAC é resultado de uma mudança microestrutural, esta dependerá tanto da composição da liga quanto da microestrutura inicial, ou seja, dos passes anteriores e do metal base (MB).

Na Figura 4.21 (b), observa-se uma homogeneidade maior entre os valores de dureza na ZF e ZAC. Embora parte da ZAC apresente uma característica similar à ZF gerada, esta ainda mantém regularidade na dureza, uma vez que devido aos processos de nucleação e crescimento de fase acontecer no estado sólido, o tempo de desenvolvimento dos mesmos

fica limitado pelos períodos experimentados na soldagem. Tomando como referência a zona mais homogênea nos valores medidos, notar-se-á que a região da ZAC mantém a mesma grandeza que a medida para o material soldado.

A elevada variação de dureza próxima à região de transição entre o metal de solda e o metal base está relacionada à existência de regiões descontínuas formadas por ferrita laminar, tendo sido notado este fato para ambos os testes P33 e P34. Estas variações podem ser observadas na Fig. 4.21 (a) nos pontos de dureza de 283 e 304 HV_{0,5}, destacando-se o alto desvio padrão.

Avaliando regiões específicas dos cordões de solda envolvendo o cordão 4, ZAC e cordão 5, realizaram-se novos testes, conforme Fig. 3.18 do Capítulo III. Os resultados obtidos são mostrados na Tab. 4.17 e Fig. 4.22.

Tabela 4.17 – Microdureza obtida para o Teste P33 HV_{0,5}

Indentação	Cordão 4	ZAC GF	ZAC GG	Cordão 5
1	226,1	247,0	198,3	221,7
2	218,0	223,3	185,2	215,3
3	228,9	233,6	198,3	234,1
4	199,7	223,3	211,3	216,9
5	222,4	223,3	207,8	203,4
Média	219,0	230,1	200,2	218,3
Desvio Padrão	13,0	10,4	10,2	11,1

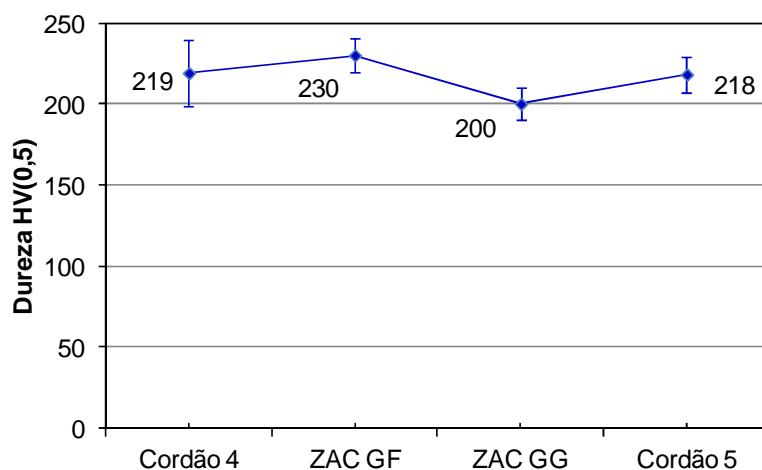


Figura 4.22 – Dureza da região entre o cordão 4 e 5 para o teste P33

Verificou-se uma queda de dureza (valor médio) na região da ZAC de grãos grosseiros da zona fundida do cordão 4. Este fato está relacionado ao ciclo térmico ao qual foi submetida esta região.

Assim como mostrado através do perfil de microdureza, nota-se o aparecimento de uma fronteira entre as duas regiões principais da ZAC (ZAC-GG e ZAC-GF). Luz (2009) frisou o aparecimento da fase ferrita delta nas duas formas, conforme ocorrido na Fig. 4.22.

Isto ocorreu provavelmente porque com o aumento da energia houve a geração de sítios de crescimento que, através de difusão, as partículas menores são agregadas às maiores. Assim, devido ao maior nível de energia da região próxima a zona fundida (ZAC-GG), a ferrita delta presente tende a crescer e gerar a forma poligonal. Tais ocorrências também foram observadas por Luz (2009) ao estudar a ZAC grosseira do aço inoxidável austenítico ER309LSi.

O corpo de prova P34 apresentou uma variação de dureza da superfície até a interface substrato/revestimento entre 205 e 289 HV_{0,5} para o cordão de solda 4 e 5 (Fig. 4.23), de acordo com a metodologia da Fig. 3.17. Houve um leve aumento da dureza próximo à região da ZAC em P34, ocorrido provavelmente devido à existência de regiões descontínuas constituídas de ferrita laminar, sendo o fato similar ao caso do teste P33.

As análises de microdureza nas regiões do cordão de solda 4 e 5 e na ZAC em duas posições distantes de 50 µm são mostradas na Tab. 4.18 e Fig. 4.24 (ver esquema da Fig. 3.18 em caso de dúvidas sobre a metodologia adotada).

Tabela 4.18 – Microdureza obtida para o teste P34 HV_(0,5)

Indentação	Cordão 4	ZAC GF	ZAC GG	Cordão 5
1	196,0	232,4	167,9	212,8
2	214,3	208,3	185,2	187,3
3	215,3	246,4	189,4	215,9
4	229,5	205,3	157,7	195,1
5	187,3	228,9	183,2	207,8
Média	208,5	224,3	176,7	203,8
Desvio Padrão	16,8	17,3	13,4	12,2

Para os passes 4 e 5 do teste P34, a formação de ferrita laminar ocorre de forma similar ao caso do teste P33. No cordão de solda do teste P34, a análise microestrutural mostra que a mesma foi formada por uma matriz austenítica com ferrita eutética, de forma análoga aos casos anteriores. Desta forma, provavelmente ocorreu uma solidificação em

austenita primária, com formação de ferrita interdendritica em reação eutética ao final da solidificação.

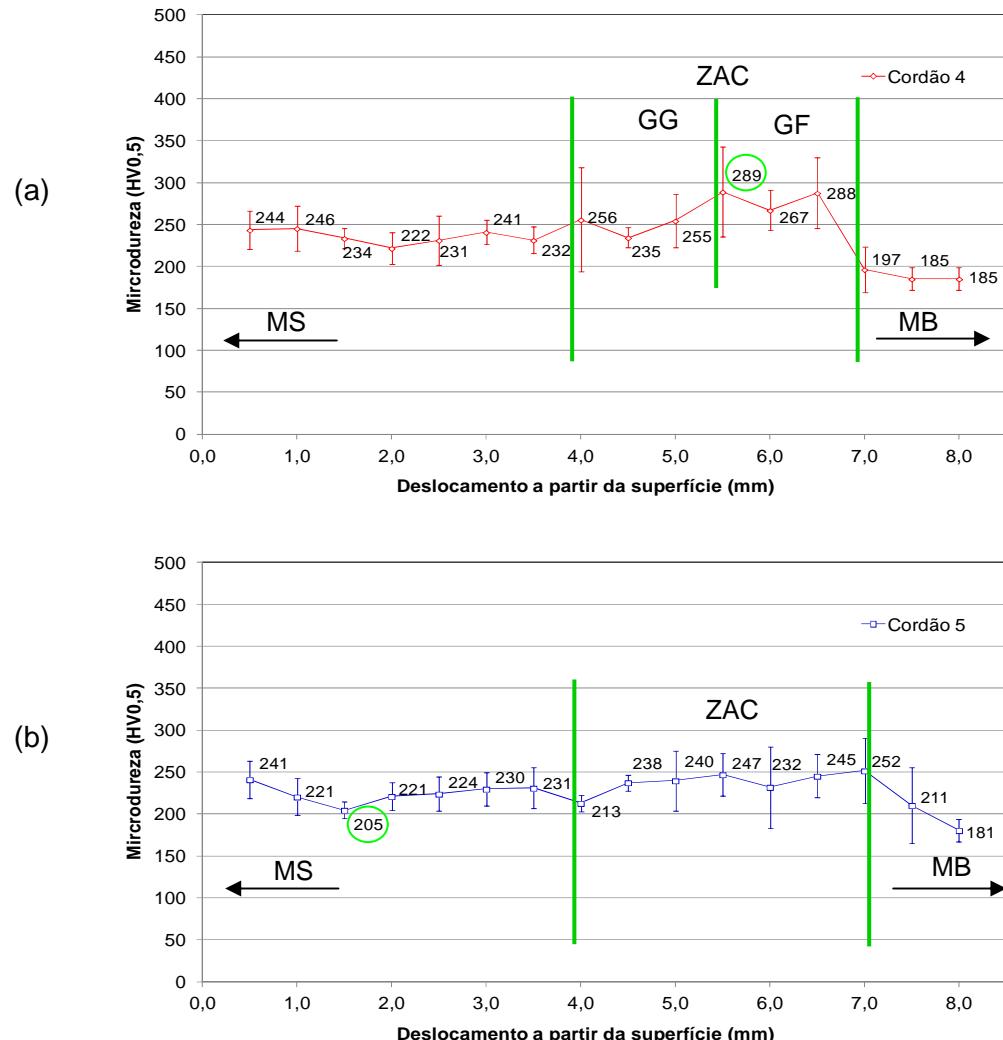


Figura 4.23 - Variação da dureza do metal de solda para o Teste P34

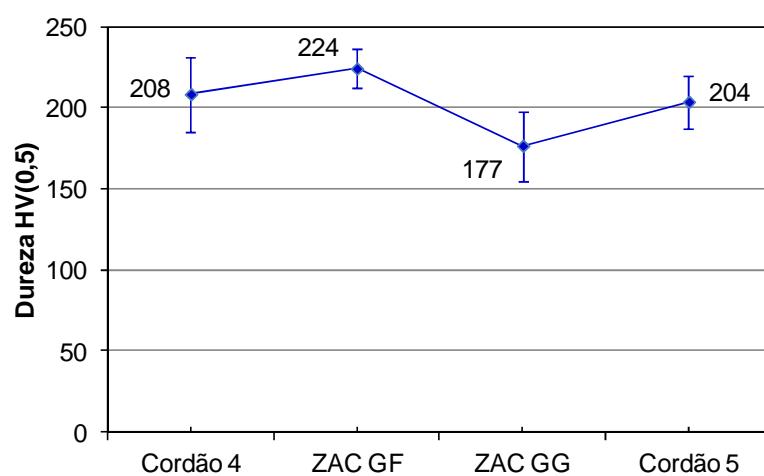


Figura 4.24 – Dureza da região entre o cordão 4 e 5 para o teste P34

4.6. Ensaio de Erosão

Os corpos de provas P33 e P34, soldados pelo processo MIG/MAG arame frio com metal de adição em aço inoxidável austenítico, foram submetidos aos ensaios de erosão pura com retirada do corpo de prova de forma similar ao discutido no item 3.6.1 na região entre o 4º e 5º passe. Para efeito de comparação com um material de referência usou-se o aço comum na primeira parte destes ensaios.

4.6.1. Erosão na amostra de referência – aço comum ABNT 1020

Em um primeiro momento, foi determinado o desgaste erosivo para corpos de prova em aço comum ABNT 1020. Os resultados em termos de taxa de erosão e desgaste são apresentados no Apêndice A na Tab. A.1 e Fig. 4.25 para os dois ensaios, totalizando quatro amostras. A Figura 4.25 (a) e (b) corresponde respectivamente à taxa de erosão e à perda de massa acumulada com os valores de incerteza expandida associada às medições.

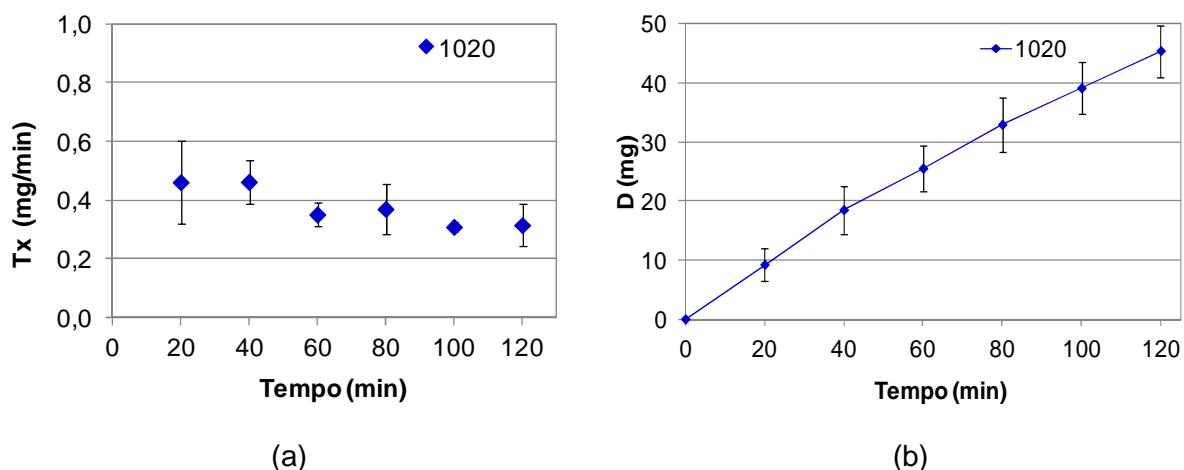


Figura 4.25 – Taxa de erosão (a) e desgaste (b) para o aço ABNT 1020

Os valores de $T_{x_{1020}}$ são referentes à taxa de erosão instantânea em cada intervalo de 20 minutos. A variável D_{1020} corresponde à perda de massa acumulada ao longo do ensaio. Neste teste, determinou-se a incerteza expandida para a taxa de erosão e o desgaste (IN_{T_x} e IN_D na Tab. 4.19).

Para o ensaio de referência com aço ABNT 1020, nota-se que as amostras sofreram um desgaste total após as duas horas na faixa de 40 a 50 mg. A evolução da taxa de erosão na Fig. 4.25 (a) tem um crescimento acentuado nos primeiros 20 minutos e posterior redução. A taxa de erosão possui uma tendência de estabilizar a perda de massa após os primeiros 60 minutos. Provavelmente, a taxa de erosão entra em regime estacionário a partir

de 60 minutos, sendo que o período de incubação e acumulação foi ultrapassado nos 40 minutos iniciais (ver Fig. 2.17 para identificar os regimes de erosão).

A taxa de erosão média foi calculada pela inclinação das retas de perda de massa acumulada com o tempo. Em $y = a \cdot x + b$, a inclinação é dada pelo valor de a . A Figura 4.26 traz o valor da perda de massa entre 1 e 2 horas. A taxa de erosão média foi de 0,329 mg/min, com uma correlação acima de 0,99.

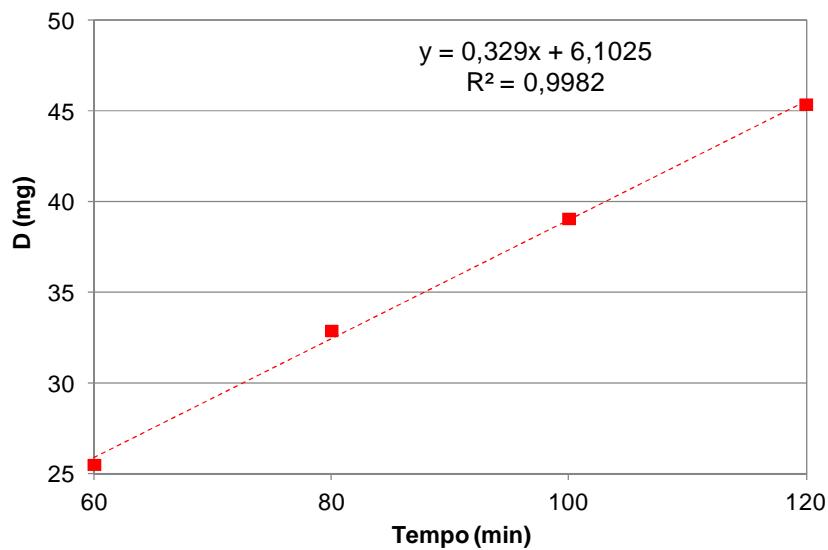


Figura 4.26 – Evolução da perda de massa para amostras em aço ABNT 1020

A erosão pura do aço ABNT 1020 apresentou-se muito próxima dos valores citados pela norma ASTM G76-13 (2013). Ressalta-se ainda que a metodologia usada no ensaio de erosão pura desta tese está condizente com suas orientações, ou seja, repetir o processo usando novas amostras em cada teste, ter pelo menos quatro pontos para a construção do gráfico, elaboração de diagramas com valores da perda de massa pelo tempo decorrido. No exemplo da ASTM G76-13 (2013), para condições com partículas a 70 m.s^{-1} , a perda de massa para 18 min é de 11 mg, próximo aos valores de 9,22 mg nos 20 minutos iniciais para o teste de erosão pura da Tab. 4.19.

A superfície erodida é mostrada na Fig. 4.27, sendo perceptíveis manchas de grandes dimensões, aparentemente profundas, tendo em vista que a direção dos impactos é aleatória, devido ao ensaio ser realizado com fluxo a 90° . Nota-se que a direção dos impactos é aleatória, formando grandes plaquetas nas laterais dos sulcos, em conformidade com o evidenciado por Desale et al. (2009).

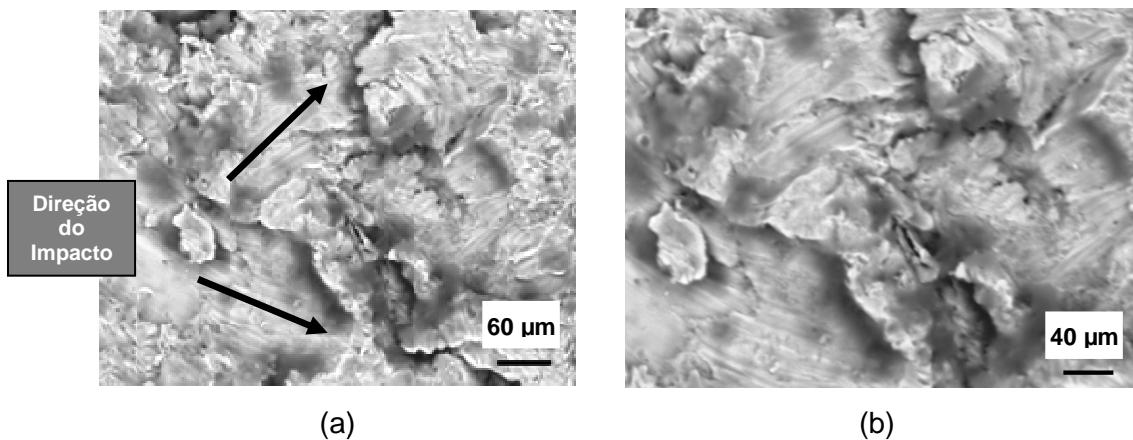


Figura 4.27 – Superfície erodida do aço ABNT 1020

Após o ensaio de erosão a dureza superficial saltou de 148 HV_{0,5} para 205 HV_{0,5}, com crescimento de 38%. Tal aumento de dureza é proporcionado provavelmente pela alta deformação ocasionada na superfície, devido ao impacto das partículas de granalha. Da mesma forma Weiyi et al. (2014) concluíram que a camada endurecida é gerada por um mecanismo de deformação residual, sendo que um aumento no ângulo de impacto aumenta o tamanho da zona plástica e consequentemente sua espessura.

4.6.2. Erosão do metal de adição ER308LSi

As amostras para o ensaio de erosão a partir desta etapa foram retiradas diretamente do revestimento soldado, conforme Fig. 3.12. A Tabela A.2 no Apêndice A mostra os valores obtidos e a Fig. 4.28, a evolução da taxa de erosão e perda de massa acumulada.

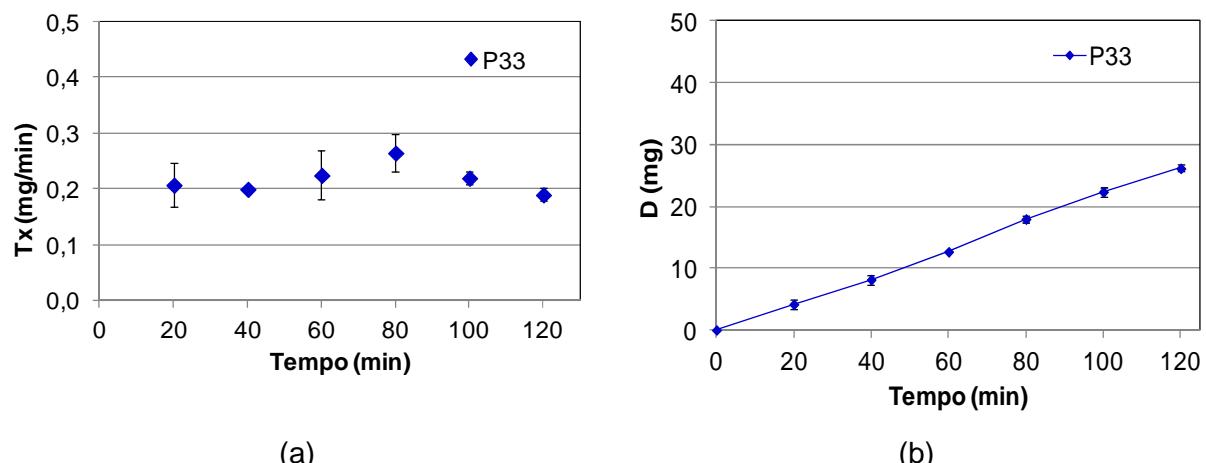


Figura 4.28 – Evolução da (a) taxa de erosão e (b) perda de massa acumulada de P33

Para o teste P33, o ensaio de erosão pura demonstrou que a taxa de erosão e a perda de massa acumulada foram menores do que os valores apresentados para o aço ABNT 1020. A perda de massa total de P33 é 57 % do valor observado para o aço ABNT 1020.

No teste P33, foram utilizados 4 corpos de prova, sendo determinada a incerteza associada a medição de massa. A taxa de erosão atingiu seu valor máximo aos 80 minutos, com 0,26 mg/min, porém os valores foram muito próximos, reduzindo-se levemente a partir dos 100 minutos. A perda de massa acumulada evoluiu com um crescimento praticamente linear atingindo o valor de 26 mg ao término do teste. A incerteza expandida associada às medições da perda de massa acumulada ficou sempre abaixo de 0,77 mg, indicando boa repetibilidade dos ensaios.

Analizando o desempenho da amostra P33, através da Fig. 4.29, tem-se uma taxa de erosão média de 0,22 mg/min com índice de correlação de 99%, supondo-se estar no regime estacionário a partir dos 100 minutos de ensaio.

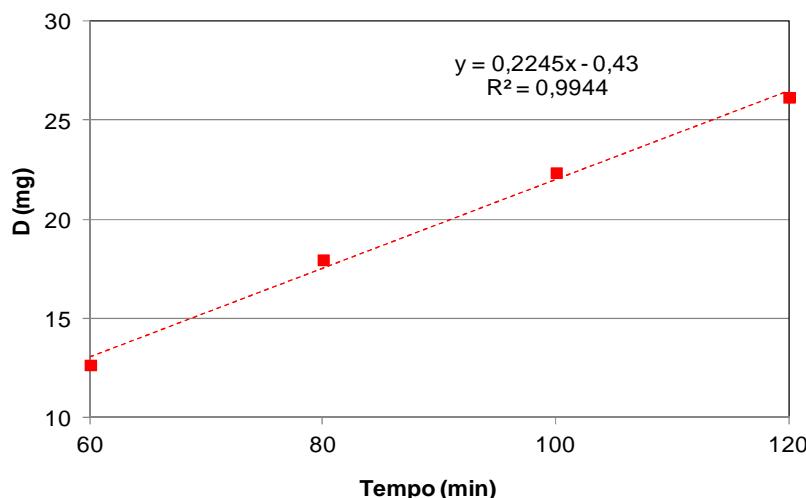


Figura 4.29 – Taxa de erosão média para o corpo de prova P33

Para o revestimento do teste P34, houve uma taxa de erosão e perda de massa acumulada levemente superior ao do teste P33. A Tabela A.3 e a Fig. 4.30 apresentam esta evolução ao longo de 2 horas de ensaio. O maior valor de taxa de erosão observada se situa nos primeiros 20 minutos, com a perda de massa acumulada de 34 mg. Para o teste P34, a taxa de erosão foi de 0,27 mg/min, com uma correlação em torno de 0,98 (ver Fig. 4.31).

Comparando os resultados obtidos para os testes P33, com diluição de 19% e P34 com 14%, para maiores valores deste houve um menor desgaste, como notado na Fig. 4.32 que compara todos os resultados de erosão pura. Ao se avaliar em termos de taxa de

erosão média, tem-se valores muito próximos da ordem de 0,224 mg/min para P33 e 0,277 mg/min para P34, de acordo com Fig. 4.33.

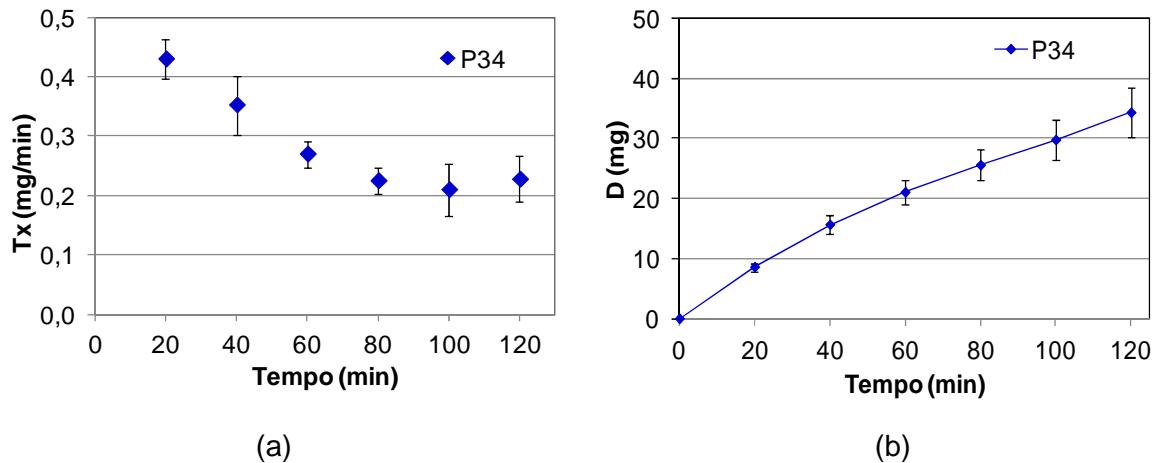


Figura 4.30 – Evolução da (a) taxa de erosão e (b) perda de massa acumulada de P34

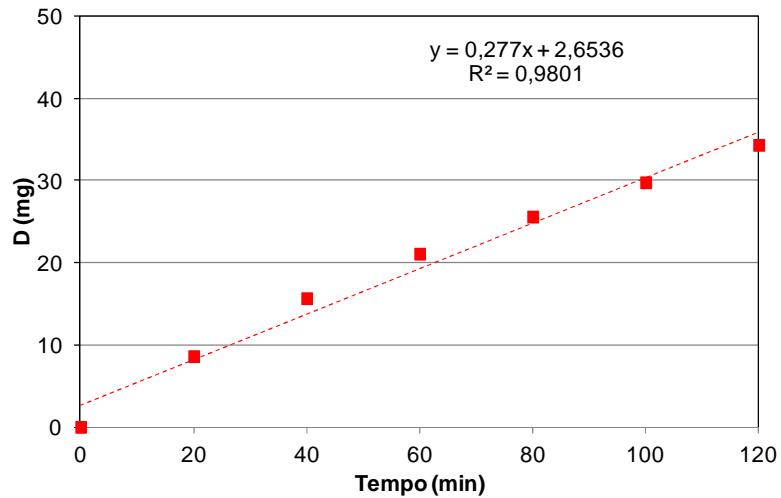


Figura 4.31 – Taxa de erosão média para o corpo de prova P34

A principal propriedade avaliada ligada à variação no desgaste dos materiais ensaiados é a dureza. O aço comum ABNT 1020 tem dureza inicial de 148 HV_{0,5} contra 218 HV_{0,5} (47% superior) para o P33 e 204 HV_{0,5} (37% maior) em relação à P34.

Ao comparar a taxa de erosão média em 0,329 mg/min para o aço ABNT 1020, 0,224 mg/min para o P33 e 0,277 mg/min para o P34, nota-se que a redução foi de 32% e 16% respectivamente no revestimento com aços inoxidáveis. Entretanto, ao analisar a perda de massa acumulada, a redução maior de 42% foi para o P33 e de 25% para o P34, indicando

que uma dureza elevada influencia com maior sensibilidade a fase inicial de incubação, do que a etapa de regime estacionário.

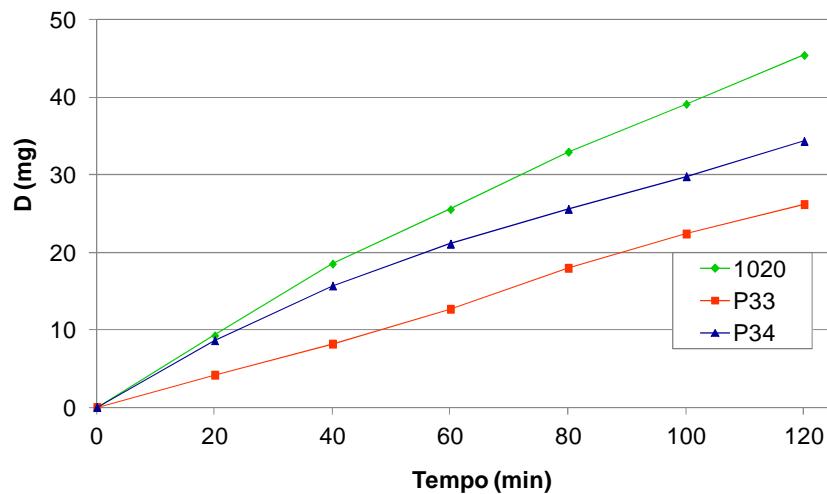


Figura 4.32 – Comparativo da perda de massa acumulada para os testes iniciais

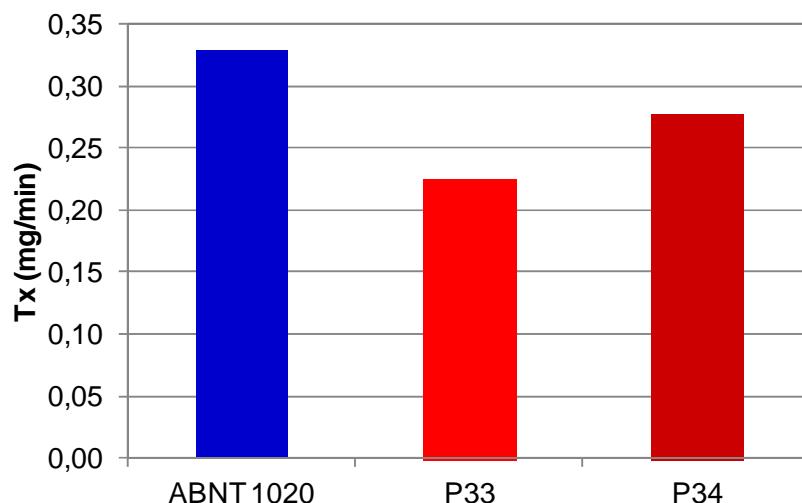


Figura 4.33 – Valores médios de taxa de erosão

Os materiais com maior dureza como o aço inoxidável austenítico possuem um limite de escoamento superior. No ensaio a 90°, as tensões residuais devido à erosão são muito elevadas, podendo atingir valores da ordem de 2.200 MPa, como encontrado em análises numéricas apresentadas por Weiyi et al. (2014). O metal de adição depositado em aço inoxidável austenítico possui um limite de escoamento de 360 MPa e ruptura de 600 MPa. O aço ABNT 1020 possui o limite de escoamento em torno de 210 MPa, indicando uma

passagem prematura para a fase plástica, com superação rápida da incubação, amplificando a perda de massa do material.

Com relação à variação na taxa de erosão apresentada nas amostras P33 e P34 da Fig. 4.33, tal diferença pode estar relacionada também à diluição do corpo de prova, com valores de 19% para P33 e 14% para P34. A diluição superior tende a aumentar a quantidade de austenita na microestrutura (ver diagrama de Schaeffler na Fig. 4.19 e 4.20), favorecendo o aumento da dureza e, consequentemente, a resistência à erosão pura.

A superfície erodida para o teste P33 é mostrada na Fig. 4.34, sendo idêntica para as amostras erodidas. As superfícies sofreram impactos normais e aleatórios, com a presença de riscos pronunciados.

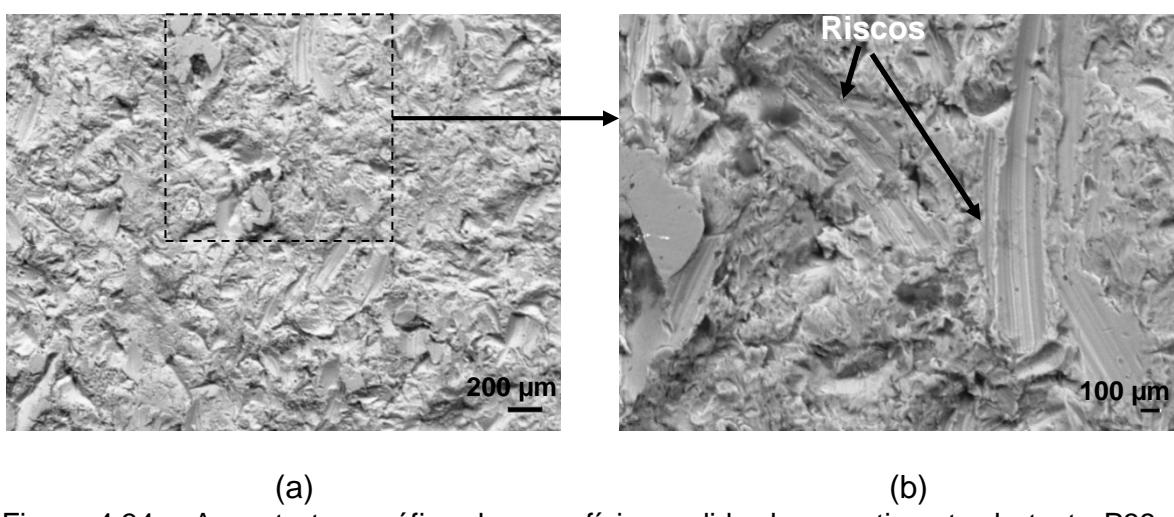


Figura 4.34 – Aspecto topográfico da superfície erodida do revestimento do teste P33: (a) ampliação de 500X e (b) 2000X

A Figura 4.35 apresenta o resultado das análises de dureza nas amostras erodidas P33 e P34. A dureza na seção transversal do corpo de prova após erosão (Fig. 4.35) foi realizada com o objetivo de determinar a espessura da camada endurecida. A Figura 3.19 do Capítulo 3 apresenta a metodologia adotada na determinação da dureza, considerando somente uma linha de identação na região central (RC).

Nota-se uma espessura uniforme com uma profundidade da camada endurecida para o teste P33 e P34 no intervalo entre 5 e 10 μm iniciais. A dureza alcançada na camada superficial desgastada para P33 é superior, com valores da ordem de 377 HV_{0,5} e 342 HV_{0,5} para P34. A amostra P33 aumentou em 72% a sua dureza e P34 em 67%, indicando um ganho elevado na amostra de maior dureza inicial.

O indício de que amostras com dureza inicial superiores, como é o caso de P33, formam camadas endurecidas mais espessas e de dureza maior, reforçam a tendência de

propagação das tensões residuais na direção do substrato ao longo da erosão pura. Provavelmente, devido aos impactos sucessivos nas amostras de maior dureza, gera-se uma camada deformada densa e restringe-se a perda de massa. Por isso, a amostra P33 tem uma menor perda de massa em relação à P34 e ao aço ABNT 1020.

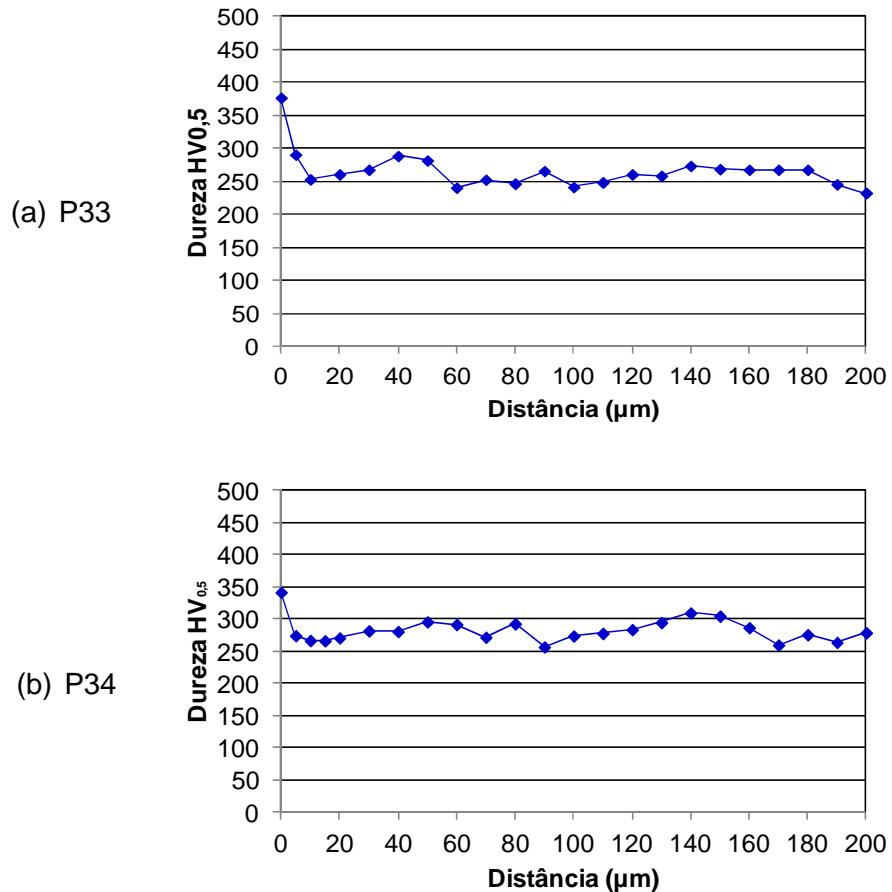


Figura 4.35 – Microdureza ao longo da seção transversal do corpo de prova

4.7. Avaliação da rugosidade das amostras do ensaio de erosão

A determinação da rugosidade da amostra antes do ensaio de erosão pura forneceu os valores mostrados na Tab. 4.19 para o aço ABNT 1020. São apresentados os parâmetros Ra (desvio aritmético médio), Rq (desvio médio quadrático), Rt (altura total do perfil), RSm (largura média dos elementos do perfil) e RSk (fator de assimetria).

Os valores do desvio padrão de cada parâmetro de rugosidade na Tab. 4.19 são pequenos, indicando excelente acabamento superficial da peça, demonstrando que a superfície está adequada para as condições propostas para o ensaio de erosão.

Tabela 4.19 – Valores de rugosidade para o aço ABNT 1020 antes do ensaio de erosão

Leituras	Ra (μm)	Rq (μm)	Rt (μm)	RSm (μm)	RSk
1	0,028	0,036	0,220	0,022	1,196
2	0,027	0,034	0,220	0,026	0,843
3	0,028	0,034	0,220	0,019	0,908
Média	0,028	0,035	0,220	0,022	0,982
Desvio padrão	0,001	0,001	0,000	0,003	0,188

A preparação superficial visa à obtenção de rugosidade média inferior a 0,8 μm , de modo a minimizar a presença de relevos significativos. Embora o acabamento fino não seja necessário, não deve haver marcas ou arranhões visíveis que sirvam como locais para aceleração da erosão. De acordo com a ASTM G32-10 (2010), o acabamento final com lixa 600 é considerado satisfatório. Por isso, em todas as amostras, foi utilizada a preparação até lixa 1200, como garantia do cumprimento da recomendação da ASTM G32-10 (2010) para os ensaios de erosão pura e cavitação.

A curva de Abbott-Firestone foi determinada, sendo apresentada na Fig. 4.36. Conhecida também como curva da razão portante do perfil, representa a razão do comprimento material como uma função de nível. A NBR ISO 4287 (2002) mostra a metodologia de construção de uma curva de Abbott Firestone.

De acordo com a Fig. 4.36, 25% da altura do perfil correspondem a apenas 10% do material da peça, confirmando a expectativa de um material com relevo uniforme e regular. De 25 a 70% da altura encontra-se 80% do material.

A rugosidade da peça de referência é mostrada na Fig. 4.37, com a apresentação do perfil antes e após a aplicação do filtro de Gauss. A curva superior corresponde ao perfil de rugosidade antes da filtragem, enquanto que a curva inferior representa o perfil filtrado. Embora, o perfil final siga a tendência do inicialmente obtido, o uso de filtros é fundamental na análise da rugosidade, pois além de eliminar os desvios de forma macro-geométricos, possibilita também um maior refinamento dos valores mensurados.

A avaliação da incerteza de medição do teste com a amostra de referência utilizando o ISO TAG 4/WG 3 (2008) é apresentada na Tab. 4.20, com os valores de incerteza padrão combinada (in_c), os graus de liberdade efetivos ($v_{efetivo}$), o fator de abrangência (k) e a incerteza expandida (IN) para os parâmetros Ra, Rq, Rt, RSm e RSk.

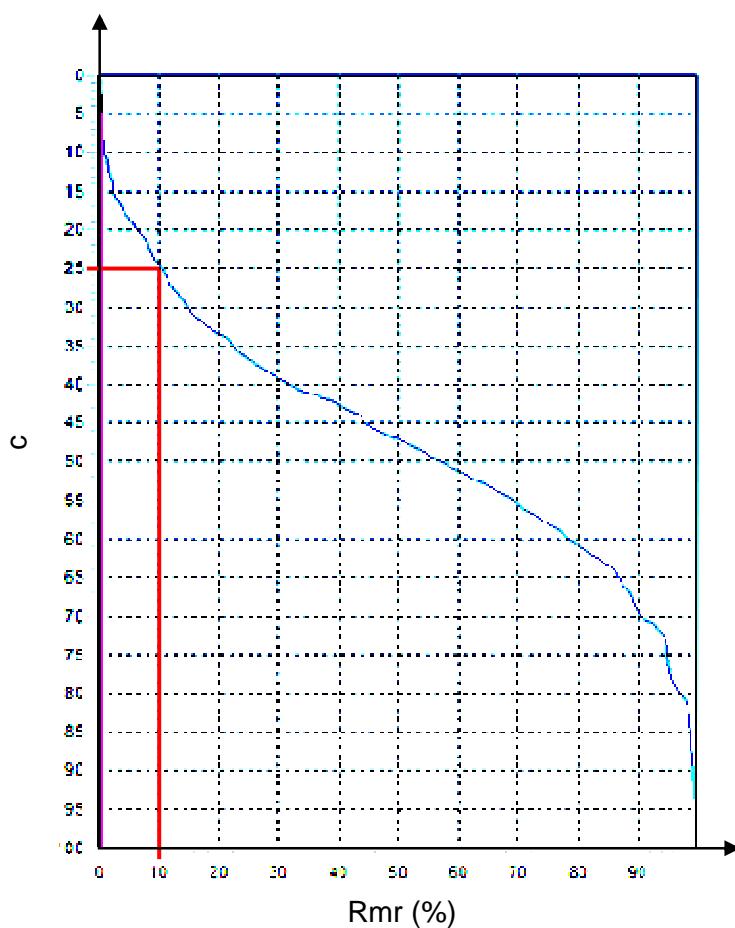


Figura 4.36 - Curva de Abbott-Firestone para a amostra de aço ABNT 1020

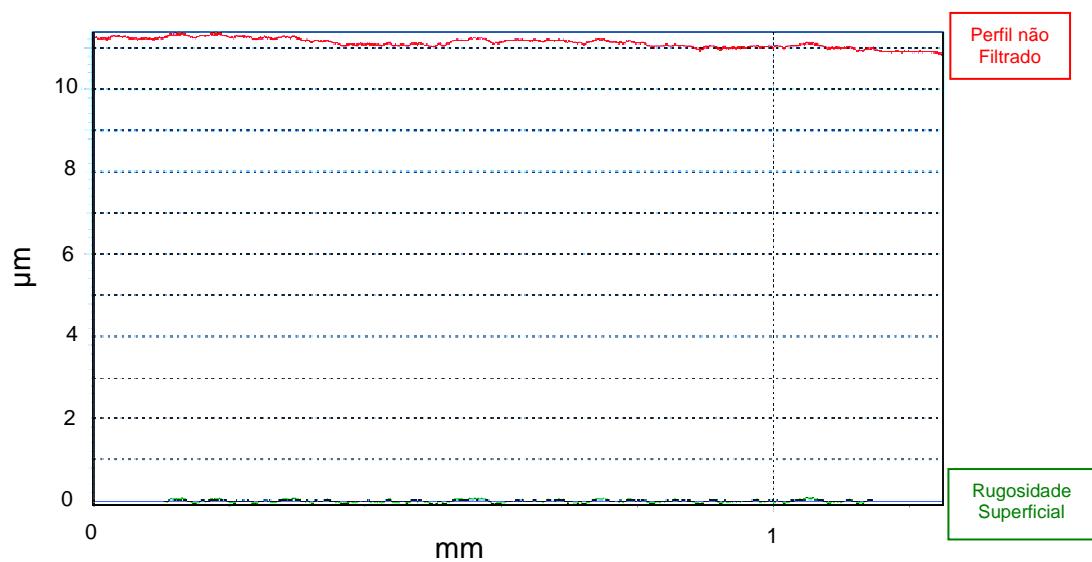


Figura 4.37 – Perfil de rugosidade para o aço ABNT 1020 antes do ensaio de erosão

Tabela 4.20 – Incerteza associada à medição da peça de aço ABNT 1020 antes do ensaio de erosão (ISO TAG 4/ WG 3, 2008)

	Ra	Rq	Rt	RSm	RSk
in_c (μm)	0,0049	0,0049	0,0049	0,0053	0,1086
V_{efetivo}	1,972	2,030	1,967	2,616	2,008
k	4,303	4,303	4,303	4,303	4,303
IN (μm)	0,021	0,021	0,021	0,023	0,188

A probabilidade de abrangência considerada na Tab. 4.20 é de 95,45 %. A incerteza padrão combinada associada à medição dos parâmetros de rugosidade Ra, Rq e Rt é igual a 0,0049 μm , enquanto para o parâmetro RSm e RSk tem-se os valores de 0,005 e 0,108. Isto pode ser justificado porque a variabilidade das leituras para o RSk e RSm foram maiores. Por sua vez, a incerteza expandida associada aos parâmetros, Ra, Rq e Rt, foram iguais entre si e assumem o valor de 0,021 μm . Como esperado, os parâmetros RSm e RSk apresentaram os maiores valores de incerteza expandida, sendo de 0,023 e 0,188 μm . Esta tendência é a mesma observada para os valores do desvio padrão. O maior valor da incerteza relacionado ao valor de RSk é devido ao fato de existirem picos ou vales de forma aleatória ao longo da superfície.

A rugosidade da amostra do revestimento em aço inoxidável austenítico foi determinada com o interferômetro a laser (Fig. 3.22 do Capítulo III). Os valores dos parâmetros de rugosidade considerando a área de dimensões $2 \times 2 \text{ mm}^2$ estão apresentados na Tab. 4.21. Portanto, no aço ABNT 1020 e nos demais corpos de prova de revestimento em aço inoxidável austenítico, observa-se que a preparação é suficiente para atender os requisitos da norma ASTM G32-10 (2010), porque estão com rugosidade média (Ra e Sa) inferiores ao valor recomendado de 0,8 μm .

Tabela 4.21 – Valores de rugosidade para amostras em aço inoxidável austenítico como preparadas (parâmetros em μm)

Sa	Sq	St	Ssk	Sku
0,171	0,271	1,160	5,540	15,200

4.7.1. Avaliação da Rugosidade após a Erosão para a amostra em Aço 1020

Após o ensaio de erosão do aço ABNT 1020, foram efetuadas novas medidas de rugosidade com o rugosímetro da Fig. 3.21, com os resultados apresentados na Tab. 4.22. Observa-se que o corpo de prova após o ensaio de erosão apresentou valores médios de

Ra, Rq e Rt de 1,085 μm , 1,334 μm e 8,387 μm , respectivamente. Isto mostra que o acabamento superficial do corpo de prova após o ensaio é sensivelmente afetado pela incidência de partículas erosivas, o que ocorre de forma aleatória. Quantitativamente, os valores dos parâmetros Ra, Rq e Rt são pelo menos 37 vezes maiores quando comparados com os valores da condição inicial. O desvio padrão também é maior, demonstrando que o acabamento da superfície é menos homogêneo.

Tabela 4.22 – Valores de rugosidade para o aço ABNT 1020 após ensaio de erosão pura

Leituras	Ra (μm)	Rq (μm)	Rt (μm)	RSm (μm)	RSk
1	1,046	1,294	7,320	0,100	0,013
2	1,014	1,238	7,780	0,133	0,432
3	1,194	1,471	10,06	0,143	-0,028
Média	1,085	1,334	8,387	0,125	0,139
Desvio padrão	0,096	0,122	1,467	0,023	0,254

Quanto ao parâmetro RSm, pode ser observado que o seu crescimento foi menos significativo, sendo apenas 5 vezes maior, quando comparado com a condição inicial. O parâmetro RSk apresentou valores que oscilaram em positivo e negativo, devido à existência de picos e vales pronunciados. Provavelmente, analisando o valor positivo superior em módulo traz uma indicação da presença de maior número de picos do que vales. Entretanto, ao comparar com o parâmetro inicial, que era 0,982 μm , tem-se uma redução para 0,139 μm , devido provavelmente ao grande aumento no número de picos após o ensaio de erosão.

A Figura 4.38 mostra a curva de Abbott-Firestone do corpo de prova após o ensaio de erosão. Pela análise da curva de Abbott-Firestone, conclui-se que o perfil resultante possui uma distribuição de picos e vales não uniforme. De acordo com a Fig. 4.38, 25% da altura do perfil correspondem a apenas 2% do material. Inicialmente, esta altura de perfil tinha cerca de 10% do material, sendo a redução da porcentagem de material, ligado ao aparecimento de picos isolados e finos. Esta constatação está de acordo com o valor de RSk antes e após o ensaio de erosão.

A Figura 4.39 evidencia principalmente a ocorrência de maior número de picos e vales pronunciados. É importante ressaltar que um pico isolado único é considerado aquele com o valor de asperezas acima da linha média (valor 0) da Fig. 4.39.

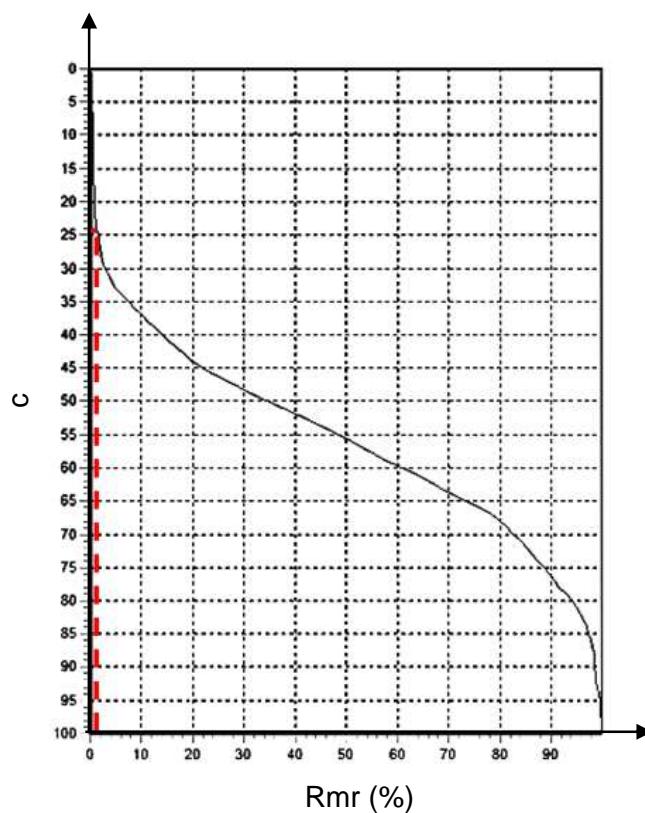


Figura 4.38 – Perfil de rugosidade para o aço ABNT 1020 após o ensaio de erosão

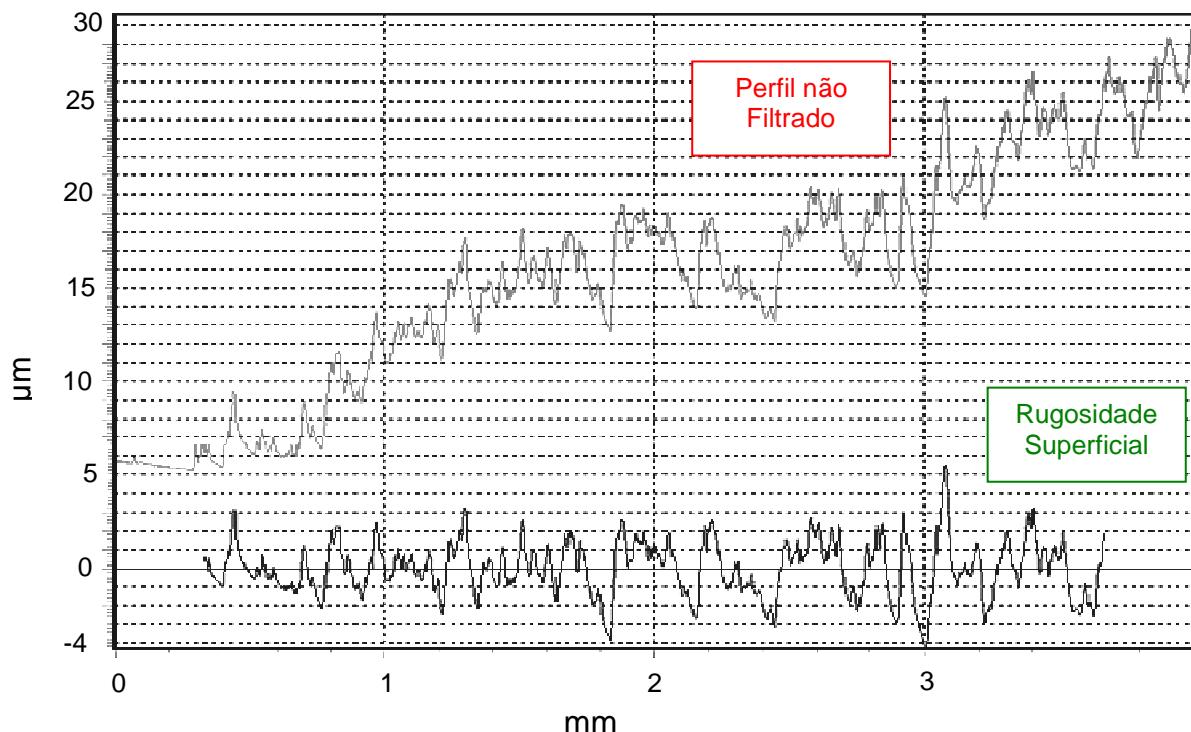


Figura 4.39 - Perfil de rugosidade para o aço ABNT 1020 após o ensaio de erosão

A Tabela 4.23 mostra os resultados obtidos durante a avaliação da incerteza de medição após o ensaio de erosão pura para o aço ABNT 1020. A incerteza expandida associada aos parâmetros de rugosidade, Ra, Rq, Rt, RSm e RSk avaliados para a peça de aço ABNT 1020 após o ensaio de erosão apresenta valores de 0,239 µm, 0,303 µm, 3,645 µm, 0,060 µm e 0,633, respectivamente. O maior valor de incerteza combinada e expandida está associado ao parâmetro Rt, provavelmente influenciado pelo valor elevado do desvio padrão, associado à grande variabilidade na profundidade dos picos e vales.

Tabela 4.23 – Incerteza associada à medição da peça de aço ABNT 1020 após o ensaio de erosão pura (ISO TAG 4/ WG 3, 2008)

	Ra	Rq	Rt	RSm	RSk
in_c (µm)	0,0557	0,0704	0,8472	0,0139	0,1471
V _{efetivo}	2,031	2,019	2,000	2,548	2,004
k	4,303	4,303	4,303	4,303	4,303
IN (µm)	0,239	0,303	3,645	0,060	0,633

O parâmetro Rt trata da soma do maior valor do pico e do vale no comprimento de avaliação, sendo esperado uma grande variabilidade deste parâmetro após o ensaio de erosão pura. No mesmo sentido, o RSk se apresenta com alta incerteza, pois é afetado principalmente pela presença de picos ou vales isolados.

4.7.2. Avaliação da Rugosidade nas amostras soldadas com MIG/MAG arame frio

As Tabelas 4.24 e 4.25 mostram respectivamente os valores de Ra, Rq, Rt, RSm e RSk para o revestimento dos corpos de prova P33 e P34 após o ensaio de erosão pura. Também são apresentados a média e o desvio padrão para cada parâmetro.

Tabela 4.24 – Valores de rugosidade após o ensaio de erosão para o teste P33

Leituras	Ra (µm)	Rq (µm)	Rt (µm)	RSm (µm)	RSk
1	1,357	1,649	8,840	0,082	0,133
2	1,280	1,594	9,140	0,073	-0,372
3	1,270	1,573	9,380	0,082	-0,016
Média	1,302	1,605	9,120	0,079	-0,085
Desvio padrão	0,048	0,039	0,271	0,005	0,259

Tabela 4.25 – Valores de rugosidade após o ensaio de erosão pura para o teste P34

Leituras	Ra (μm)	Rq (μm)	Rt (μm)	RSm (μm)	RSk
1	1,175	1,461	10,420	0,077	-0,278
2	1,160	1,444	9,180	0,073	-0,106
3	1,116	1,369	8,060	0,087	0,449
Média	1,150	1,425	9,220	0,079	0,021
Desvio padrão	0,031	0,049	1,181	0,007	0,380

A Figura 4.40 traz a curva de Abbott-Firestone dos corpos de prova obtidos durante as medições de rugosidade.

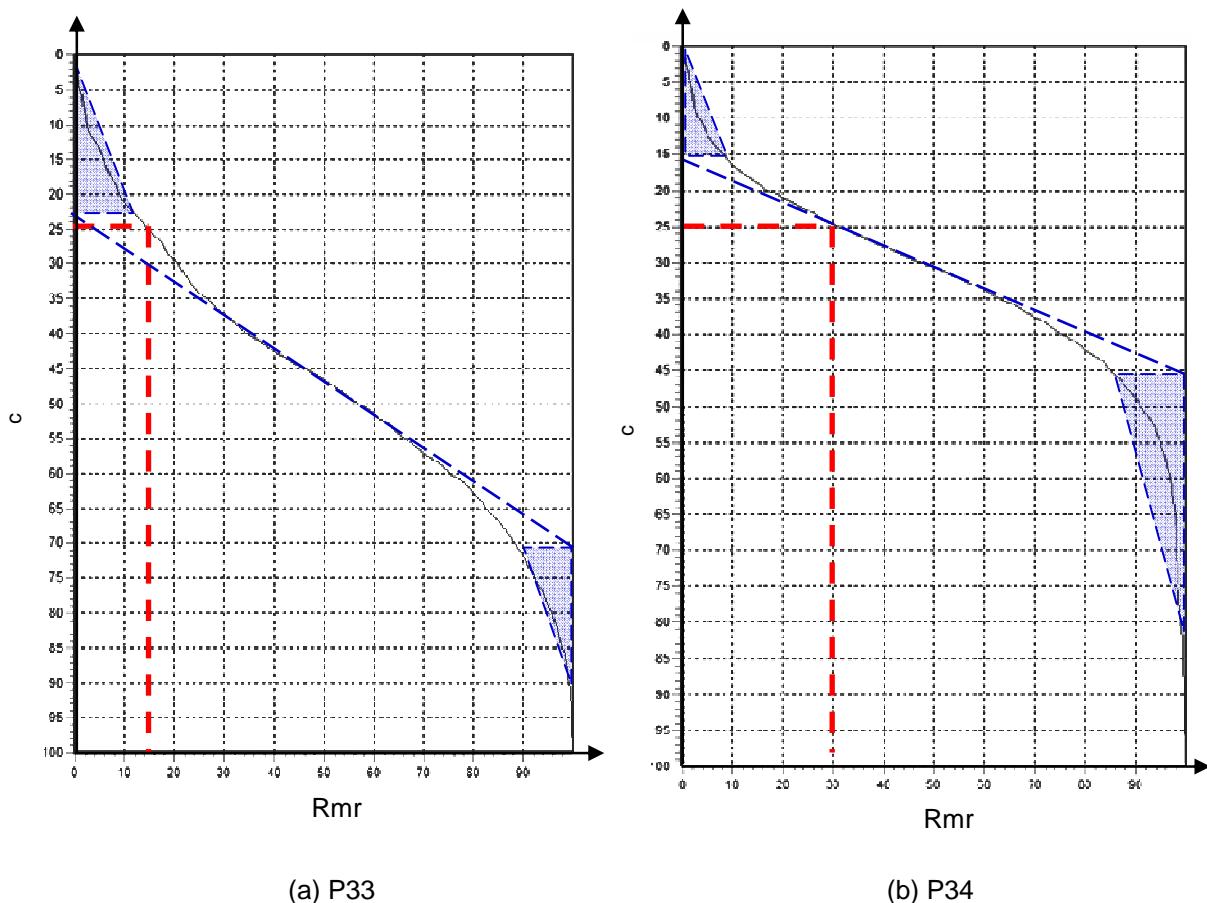


Figura 4.40 - Perfil de rugosidade para o teste P33 e P34 após o ensaio de erosão

Pela análise da curva de Abbott-Firestone, conclui-se que o perfil resultante possui uma distribuição de picos e vales em maior proporção do que a amostra inicial. No caso de P34 como a linha média está deslocada para cima existem vales profundos e estreitos e picos mais arredondados. Isto porque inicialmente existia, em 27% do perfil, 10% do material da peça. Após o ensaio de erosão pura, os 25% do perfil correspondem a aproximadamente 15 e 30% do material da peça respectivamente para o teste P33 e P34.

Os valores dos parâmetros Ra e Rq foram maiores para o teste P33, indicando uma maior rugosidade superficial para este ensaio. Os parâmetros Rt e RSm foram maiores para o teste P34, lembrando que os valores obtidos de desgaste para o teste P33 foram levemente inferiores aos obtidos com o teste P34.

A Figura 4.41 evidencia principalmente a ocorrência de picos e vales aleatórios de grande amplitude. O perfil não filtrado para ambas as amostras indica a presença de um desvio macro-geométrico significativo após o ensaio de erosão pura. Esta ocorrência pode ser relacionada ao mecanismo de erosão que, neste caso, provavelmente envolveu um modo de deformação plástica com formação de grandes sulcos.

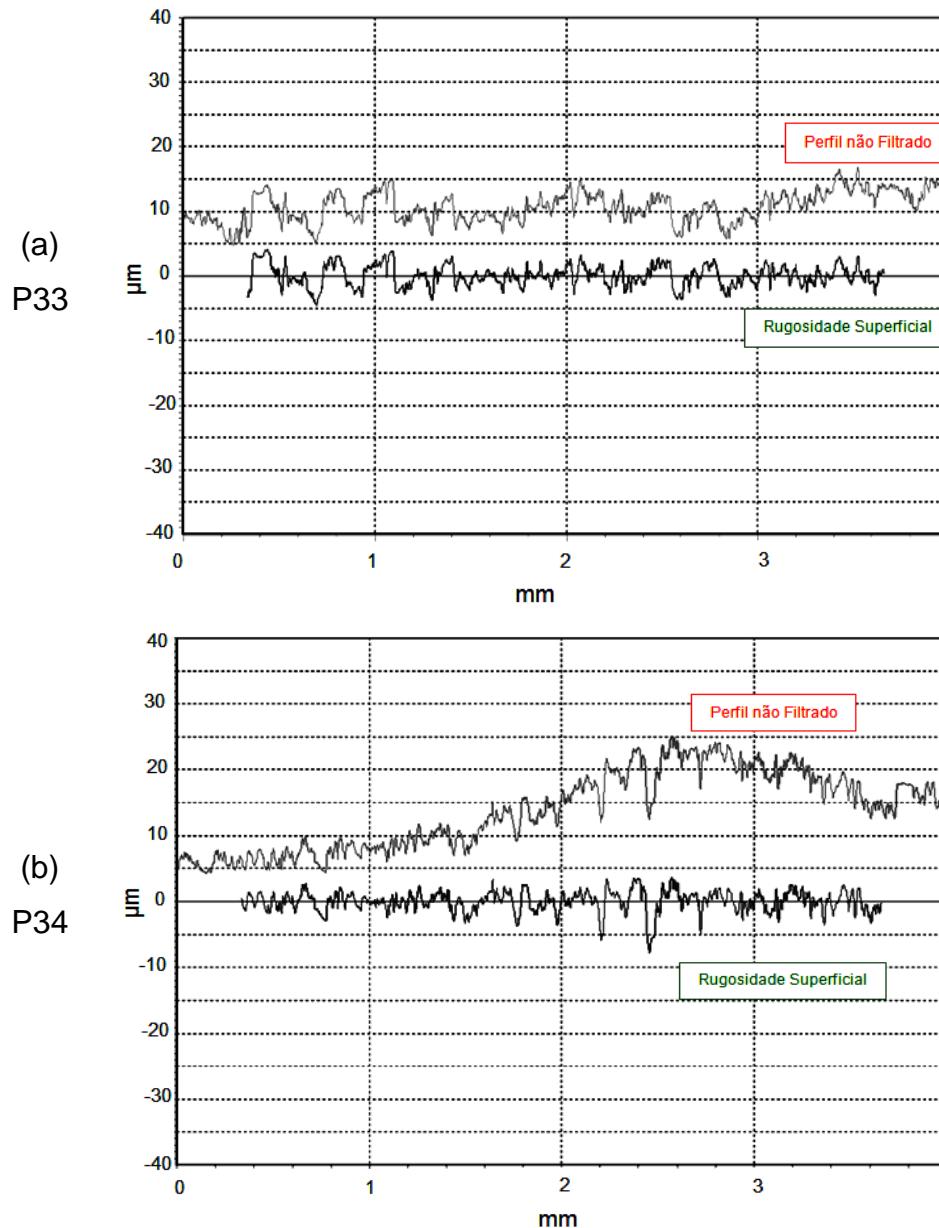


Figura 4.41 - Perfil de rugosidade para o teste (a) P33 e (b) P34 após a erosão

A seguir, são apresentados os resultados decorrentes da avaliação de incerteza de medição do teste com a amostra do teste P33 e P34 após o ensaio de erosão (Tab. 4.26 e 4.27). Os valores de incerteza padrão combinada e expandida associados aos parâmetros de rugosidade, Ra, Rq, Rt e RSm, para os corpos de prova P33 e P34, foram observados seguindo a mesma tendência do desvio padrão experimental. Logo, os maiores valores de incerteza estão associados aos parâmetros Rt e RSk para ambos os testes. Nos ensaios P33 e P34, o maior valor de incerteza está associado ao parâmetro Rt, provavelmente justificado pela grande variabilidade na altura dos picos e vales.

Tabela 4.26 – Incerteza associada à medição do corpo de prova P33 após o ensaio de erosão pura (ISO TAG 4/ WG 3, 2008)

	Ra	Rq	Rt	RSm	RSk
in_c (μm)	0,028	0,023	0,156	0,006	0,150
V_{efetivo}	2,125	2,184	2,004	3,264	2,004
k	4,303	4,303	4,303	3,182	4,303
IN (μm)	0,120	0,100	0,672	0,018	0,645

Tabela 4.27 – Incerteza associada à medição do corpo de prova P34 após o ensaio de erosão pura (ISO TAG 4/ WG 3, 2008)

	Ra	Rq	Rt	RSm	RSk
in_c (μm)	0,018	0,029	0,682	0,006	0,219
V_{efetivo}	2,299	2,118	2,000	3,849	2,002
k	4,303	4,303	4,303	3,182	4,303
IN (μm)	0,079	0,123	2,933	0,020	0,944

4.7.3. Avaliação Geral dos Resultados de Rugosidade

A Tabela 4.28 apresenta a comparação dos valores obtidos para os diversos testes realizados, agrupando os parâmetros de rugosidade, taxa de erosão e a perda de massa acumulada.

Visando encontrar uma relação entre os valores obtidos, é apresentada a Fig. 4.42. Os valores de Rt e D foram divididos por 10 e RSm e Tx foram multiplicados por 10, visando manter a mesma ordem de grandeza.

Analizando a Fig. 4.42, os parâmetros Ra e Rq aparentemente aumentam com a redução da taxa de erosão ou perda de massa acumulada. Outra constatação é de que o parâmetro Rt está sempre em uma faixa próxima para todos os ensaios.

Tabela 4.28 – Parâmetros de rugosidade, taxa de erosão e perda de massa acumulada

Material	Parâmetro	Ra (μm)	Rq (μm)	Rt (μm)	RSm (μm)	RSk	Tx (mg/min)	D (mg)
Aço 1020	Média	1,046	1,294	7,780	0,133	0,139	0,33	45,38
	Desvio Padrão	0,096	0,122	1,467	0,023	0,380	0,04	3,96
P33	Média	1,302	1,605	9,120	0,079	-0,085	0,22	26,25
	Desvio Padrão	0,048	0,039	0,271	0,005	0,259	0,01	0,35
P34	Média	1,150	1,425	9,220	0,079	0,021	0,27	34,30
	Desvio Padrão	0,031	0,049	1,181	0,007	0,380	0,02	0,69

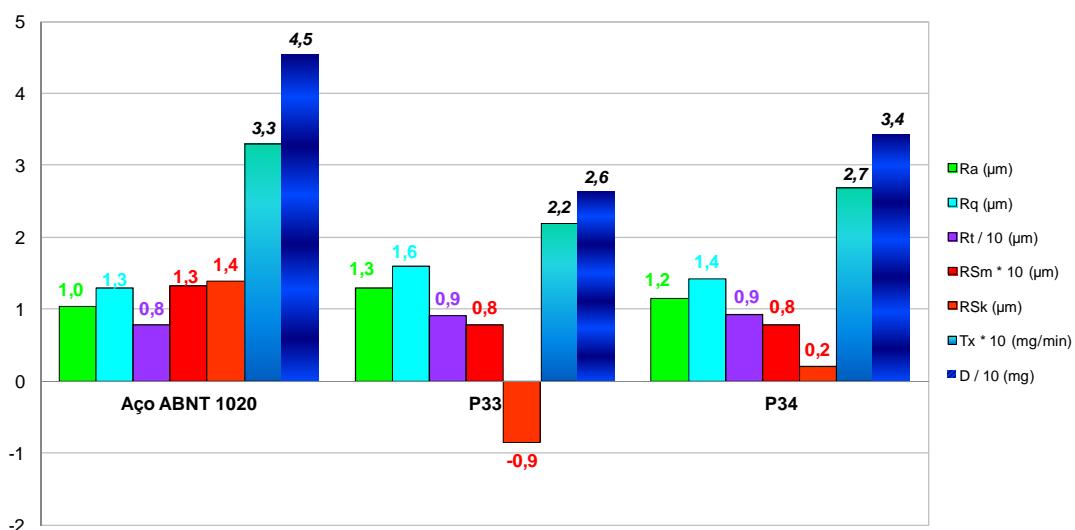


Figura 4.42 – Comparação dos valores de rugosidade e a taxa de erosão

O fato do aço ABNT 1020 ser mais dúctil do que o aço inoxidável austenítico proporciona uma maior taxa de erosão, com uma característica de uma superfície com picos finos e isolados, porém menos pronunciados, ou seja, menor Rt. Esta verificação também é feita comparando-se a Curva de Abbott-Firestone, em que se observou que, para os 25% da altura do perfil, tem-se apenas 2% de material para o aço ABNT 1020 e 15 a 30% para o aço inoxidável austenítico. Os picos no aço ABNT 1020 são em uma densidade menor (maior parâmetro RSm) e menos pronunciados (menor parâmetro Rt, altura total do perfil).

Os parâmetros Rt e RSm mantêm uma relação constante para as amostras em aço inoxidável austenítico. O valor de RSk tem um perfil positivo para o aço ABNT 1020, tendendo a zero em P34 e atingindo valores negativos para P33. Com relação ao fator de assimetria RSk, conclui-se que o valor positivo para o aço ABNT 1020 pode indicar a presença de picos com baixa densidade de material, reforçando os resultados da curva de

Abott Firestone. Com a redução do desgaste nas amostras P33 e P34, o perfil tende a se tornar do tipo platô, ou seja, as amplitudes de maior frequência são menores que a média.

As análises em termos de incerteza ligada à rugosidade, taxa de erosão (T_x) e perda de massa acumulada (D) são mostradas na Fig. 4.43. A incerteza relacionada ao parâmetro R_a , R_q e R_{Sm} tende a ser pequena e oscila na proporção da taxa de erosão. Destaca-se a incerteza muito elevada ligada à R_t para o aço ABNT 1020, provavelmente porque os valores deste parâmetro possuem alta variabilidade.

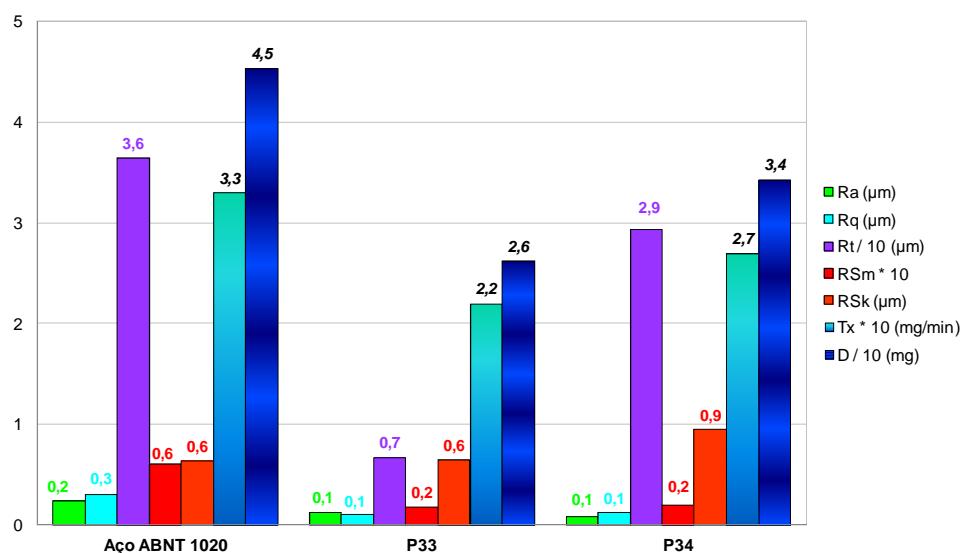


Figura 4.43 – Valores de incerteza em relação à taxa de erosão e ao desgaste

De qualquer forma, registra-se a necessidade de novos ensaios de erosão para reforçar as evidências nos parâmetros de rugosidade, visando a confirmar as tendências observadas, principalmente para os testes de amostras de revestimento. Por isso, na sequência da tese, foram realizadas novas chapas de teste, propondo a realização de ensaios de erosão pura e cavitação nos revestimentos, juntamente com a análise de dureza e rugosidade das amostras erodidas.

CAPÍTULO V

AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO

Neste capítulo, é apresentada e discutida a análise das características geométricas, econômicas e ensaios tribológicos para o processo de soldagem MIG/MAG arame frio na posição horizontal e MIG/MAG duplo arame na configuração plana.

O objetivo é avaliar o revestimento soldado com metal de adição em aço inoxidável austenítico sobre chapas de aço carbono em relação ao desgaste em condições similares ao de uso em turbinas hidráulicas. Os corpos de prova foram extraídos do revestimento e submetidos a ensaios de erosão pura e cavitacional, determinando a perda de massa e caracterizando a região desgastada.

Na primeira parte do capítulo, é apresentada a soldagem das chapas de teste e, em seguida, o estudo sobre o desgaste através da avaliação das superfícies erodidas. Na última fase, a avaliação consiste na determinação de dureza e topografia superficial.

5.1. Soldagem dos revestimentos

Será apresentada a soldabilidade e as características das chapas de teste na soldagem pelo processo MIG/MAG arame frio, na posição horizontal, e MIG/MAG duplo arame paralelo e série, na configuração plana. Em todos os ensaios, ambos os arames eletrodos são de aço inoxidável austenítico com especificação ER308LSi.

5.1.1. Condições de soldagem em MIG/MAG arame frio posição horizontal

Foram propostos para todos os processos, inicialmente, a soldagem usando o metal de adição do tipo aço inoxidável austenítico, de soldabilidade mais estável, partindo, em seguida, para novas combinações de metais de adição. Realizaram-se dois testes com

condições de soldagem iguais, motivados pela limitada margem de variação dos parâmetros na obtenção de um cordão de solda adequado para revestimento. Neste caso, foi possível avaliar a repetibilidade dos ensaios ao longo da avaliação de erosão pura e cavitação. A Tabela 5.1 apresenta os parâmetros com o processo MIG/MAG arame frio na posição horizontal, sendo CS condição de soldagem, a sigla AF antes da numeração designa processo MIG/MAG arame frio, V_{alim} velocidade de alimentação e V_{sold} velocidade de soldagem.

Tabela 5.1 – Ensaios MIG/MAG arame frio horizontal, DBCP = 17 mm

CS	U (V)	V_{alim} (m/min)	$V_{\text{alim AF}}$ (m/min)	V_{sold} (cm/min)	Metal Adição	Arame Frio
AF1	23	7,5	1	25	ER308LSi	ER308LSi
AF2	23	7,5	1	25	ER308LSi	ER308LSi

As variáveis foram ajustadas visando à obtenção de condições adequadas de soldagem que contemplem o uso do arame eletrodo em aço inoxidável austenítico, bem como as combinações em ligas de cobalto a serem apresentadas nos próximos capítulos. O objetivo é encontrar ajustes únicos dos parâmetros elétricos para todos os ensaios em MIG/MAG arame frio, minimizando variações significativas na energia de soldagem. Por isso, as variáveis não são exatamente iguais às dos testes apresentados na Tab. 4.15 do Capítulo IV, porque naquele momento se usou somente arames em aço inoxidável austenítico.

Os parâmetros de soldagem monitorados durante os ensaios são apresentados na Tab. 5.2, sendo as variáveis o número do cordão (NC), a sequência de passes aplicada na chapa de teste, corrente eficaz (I_{ef}), corrente média (I_m), tensão eficaz (U_{ef}) e tensão média (U_m).

Em todos os corpos de prova, adotou-se a configuração de ângulo da tocha de soldagem e injetor de arame frio em 80° (Fig. 4.6 alterando o ângulo para 80°). Manteve-se o tecimento da tocha de soldagem em 1,5 Hz com amplitude de 5 mm, que foram as melhores condições obtidas no Capítulo 4.

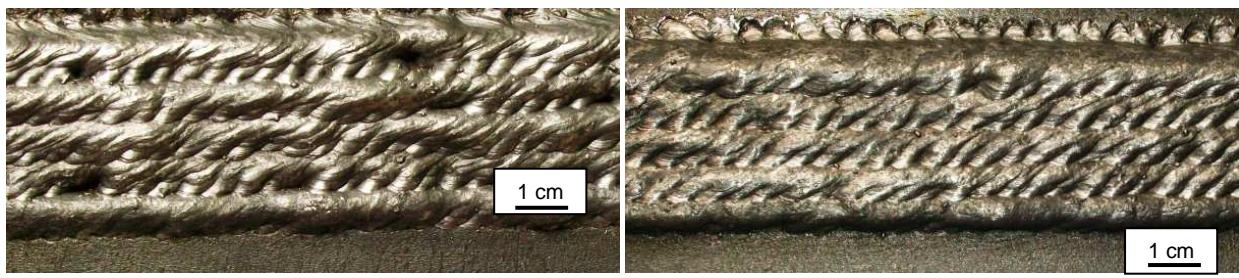
A Figura 5.1 mostra o aspecto superficial dos cordões de solda obtidos para os ensaios. A partir deste revestimento, foram retirados os demais corpos de prova para os ensaios de erosão, procurando aproveitar ao máximo a região de melhor aspecto do depósito em aço inoxidável austenítico.

De forma geral, os cordões de solda apresentaram boa característica superficial, sendo possível a retirada como planejado dos corpos de prova para os demais ensaios de

erosão pura e cavitação. Entretanto, nota-se a presença de alguns vazios como, por exemplo, entre os dois últimos cordões do teste AF1 (Fig. 5.1 a).

Tabela 5.2 – Parâmetros ajustados e monitorados nos experimentos.

CS	Parâmetros obtidos				
	NC	I_{ef} (A)	I_m (A)	U_{ef} (V)	U_m (V)
AF1	1	238,43	230,63	19,26	18,41
	2	237,76	230,22	19,31	18,53
	3	238,75	229,77	19,25	18,40
	4	238,77	231,91	19,22	18,30
	5	237,57	224,89	19,25	18,50
AF2	1	241,56	237,40	19,30	18,36
	2	239,26	231,25	19,36	18,52
	3	240,41	234,33	19,33	18,57
	4	237,26	229,48	19,36	18,65
	5	239,62	233,12	19,35	18,56



(a) AF1

(b) AF2

Figura 5.1 – Aspecto superficial para as condições de soldagem do processo MIG/MAG com arame frio

A Tabela 5.3 apresenta os parâmetros geométricos para os ensaios em MIG/MAG arame frio com os respectivos valores de incerteza da medição. Os parâmetros apresentados são a energia de soldagem (E), rendimento de deposição (Rend), penetração (P), largura (L), reforço (R), relação entre reforço e largura (R/L), altura útil do cordão de solda ($h_{útil}$), área penetrada (A_p), área de reforço (A_R) e diluição (Dil).

As energias de soldagem em ambos os ensaios foram próximas, com um rendimento de deposição (Rend) acima de 93%, de acordo com o esperado para o processo MIG/MAG arame frio na posição horizontal. A geometria do cordão de solda apresentou certa variação, principalmente em termos de penetração e largura. Entretanto, tal diferença não foi capaz de

proporcionar uma alteração sensível nos resultados em termos de diluição com valores em torno de 13% para ambos os testes.

Tabela 5.3 - Resultados em termos de características geométricas gerais

CS	E (KJ/cm)	Rend (%)	P (mm)	L (mm)	R (mm)	R/L	$h_{útil}$ (mm)	A_p (mm ²)	A_R (mm ²)	Dil (%)
AF1	0,070	93,57	0,903	39,643	6,895	0,17	4,478	28,630	184,020	13,46
IN _{AF1}	-	-	0,049	0,389	0,078	-	0,062	1,820	2,370	-
AF2	0,072	94,03	3,798	35,739	4,011	0,11	2,617	27,930	212,13	13,16
IN _{AF2}	-	-	0,061	0,351	0,043	-	0,033	1,890	2,110	-

5.1.2. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame paralelo posição plana

Foram propostos ensaios de soldabilidade com o MIG/MAG duplo arame na posição plana usando o metal de adição do tipo aço inoxidável austenítico, de especificação ER308LSi. Como na soldagem deste processo tem-se uma maior liberdade no ajuste de parâmetros, buscou-se encontrar condições de soldagem capazes de proporcionar um bom aspecto visual do revestimento, para a reprodução nos demais ensaios combinando as ligas de cobalto (a ser apresentado no Capítulo VI e VII). Chegou-se a uma proposta de condições de soldagem (CS), conforme Tab. 5.4 sem réplicas. Na Tabela 5.4, o índice DA antes do número do ensaio indica MIG/MAG duplo arame paralelo.

Tabela 5.4 – Ensaios MIG/MAG duplo arame paralelo

CS	U (V)	V_{alim} (m/min)	V_{sold} (cm/min)	Arame 1 (Mestre)	Arame 2 (Escravo)
DA1	30	12	60	ER308LSi	ER308LSi
DA2	30	14	60	ER308LSi	ER308LSi
DA3	30	12	80	ER308LSi	ER308LSi
DA4	30	14	80	ER308LSi	ER308LSi

A Tabela 5.5 traz os parâmetros ajustados com os respectivos valores médios e eficazes das correntes e tensões, tanto na fonte mestra (subscrito 1), como na escrava (subscrito 2). A DBCP utilizada foi de 25 mm e o gás de proteção a mistura de Ar + 2% O₂.

O parâmetro ajustado de velocidade de alimentação foi igual para ambos os arames eletrodos, sendo feita a deposição de três cordões de solda de revestimento em condições similares (ver coluna chamada NC – número do cordão).

De forma geral, os cordões de solda para o arame eletrodo em aço inoxidável austenítico apresentaram um aspecto adequado, com ausência de respingos, como mostra a Fig. 5.2 (a).

Tabela 5.5 – Parâmetros ajustados e monitorados nos experimentos com variação na velocidade de alimentação e velocidade de soldagem

CS	Parâmetros Ajustados		Parâmetros Obtidos								
	$V_{\text{alim} 1}$	V_{sold}	NC	$I_{\text{ef} 1}$ (A)	$I_{\text{ef} 2}$ (A)	$I_{\text{m} 1}$ (A)	$I_{\text{m} 2}$ (A)	$U_{\text{ef} 1}$ (V)	$U_{\text{ef} 2}$ (V)	$U_{\text{m} 1}$ (V)	$U_{\text{m} 2}$ (V)
DA1	12	60	1	260,68	251,70	260,22	251,54	29,91	29,77	29,89	29,76
			2	259,46	253,23	259,13	253,09	29,91	29,76	29,90	29,76
			3	258,24	254,76	258,04	254,64	29,91	29,76	29,90	29,76
DA2	14	60	1	285,20	274,48	284,82	274,27	29,93	29,81	29,91	29,79
			2	279,26	283,10	279,11	283,02	29,91	29,76	29,90	29,75
			3	279,98	282,63	279,76	282,50	29,91	29,76	29,90	29,76
DA3	12	80	1	268,75	251,08	268,36	250,36	29,91	29,75	29,90	29,74
			2	258,98	256,36	252,54	250,83	29,82	29,38	29,43	29,98
			3	261,33	260,77	261,14	260,63	29,91	29,76	29,90	29,75
DA4	14	80	1	290,18	276,77	289,77	276,48	29,92	29,77	29,90	29,76
			2	284,81	287,40	283,29	286,50	29,80	29,71	29,71	29,65
			3	284,37	286,78	284,20	286,65	29,92	29,76	29,91	29,75



(a) DA1



(b) DA3

Figura 5.2 – Ensaio MIG/MAG duplo arame para metal de adição ER308LSi, com $V_{\text{alim}} = 12$ m/min. (a) Velocidade de soldagem de 60 cm/min e (b) Velocidade de soldagem de 80 cm/min

A exceção aconteceu na condição de soldagem DA3, com maior velocidade de soldagem e baixa velocidade de alimentação, com a formação de *humps* (Figura 5.2 b).

Automaticamente, os parâmetros de soldagem da condição DA3 foram descartados na sequência dos ensaios com as misturas em ligas de cobalto.

Os resultados em termos de características econômicas e geométricas são apresentados na Tab. 5.6. Nos parâmetros geométricos, foram determinados os valores de incerteza.

Tabela 5.6 - Resultados em termos de características geométricas gerais e rendimento de deposição

CS	E (KJ/cm)	Rend (%)	P (mm)	L (mm)	R (mm)	R/L	$h_{útil}$ (mm)	A_p (mm ²)	A_R (mm ²)	Dil (%)
DA1	0,255	93,57	2,78	44,34	4,28	0,10	2,99	57,67	152,65	27,42
IN _{DA1}	-	-	1,78	1,90	1,79	-	1,78	1,81	2,84	-
DA2	0,279	94,03	3,44	44,32	4,40	0,10	3,47	78,39	155,26	33,55
IN _{DA2}	-	-	1,79	1,81	1,78	-	1,79	4,12	9,47	-
DA3	0,192	94,67	2,92	38,51	4,08	0,11	3,57	59,27	129,66	31,37
IN _{DA3}	-	-	1,79	1,82	1,78	-	1,78	1,62	1,93	-
DA4	0,211	93,82	2,80	36,28	3,34	0,09	2,53	53,27	98,45	35,11
IN _{DA4}	-	-	1,79	1,84	1,78		1,78	2,07	2,08	-

A energia de soldagem (E) é a relação entre a potência do arco (U.I) pela velocidade de soldagem (V_{sol}), a qual não deve ser confundida com calor imposto, que também leva em consideração o rendimento térmico. Como foram depositados três passes em cada cordão de revestimento, calculou-se a energia média para cada corpo de prova.

De acordo com a Tab. 5.6 nota-se que o rendimento de deposição manteve-se estável para todas as chapas de testes, permanecendo entre os valores de 93 à 96%. Isto está dentro do esperado para o processo MIG/MAG duplo arame, uma vez que os cordões de solda apresentaram aspecto regular com pouca quantidade de respingos. A maior diluição observada foi para a condição de soldagem DA4 com valor de 35% e a menor em 27% para a condição de soldagem DA1.

A Figura 5.3 apresenta a seção transversal dos corpos de prova DA1 e DA4, com os valores extremos de diluição para o aço inoxidável austenítico. Os cordões de solda para o processo MIG/MAG duplo arame paralelo apresentaram um formato de cálice profundo.

Constatou-se que a variabilidade nos parâmetros geométricos se deve principalmente ao fato de que as combinações de velocidade de soldagem e alimentação nem sempre proporcionaram um cordão de solda estável em toda a chapa de teste. Isto fica mais evidente na condição de soldagem DA3, em que se percebeu a formação de *humps*.

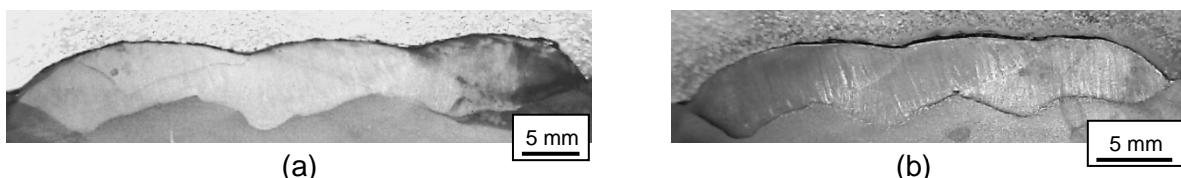


Figura 5.3 – Macrografia da condição de soldagem DA1 (a) e DA4 (b)

Como a proposta de avaliação de 4 corpos de prova soldados com MIG/MAG duplo arame paralelo com eletrodo em aço inoxidável austenítico visa ao aproveitamento das melhores condições de revestimento para posterior soldagem em combinação com ligas de cobalto, manteve-se a análise de todas as chapas de teste nesta fase, retirando-se partes homogêneas dos cordões de solda para a avaliação macrogeométrica e erosão.

5.1.3. Condições de soldagem em MIG/MAG duplo arame série posição plana

Para o processo MIG/MAG duplo arame em série, propôs-se as condições de soldagem apresentadas na Tab. 5.7. Foi possível variar a velocidade de soldagem buscando uma melhor regularidade do revestimento. O índice DS antes da numeração da condição de soldagem (CS) indica a utilização do processo MIG/MAG duplo arame série.

Tabela 5.7 – Ensaios MIG/MAG duplo arame série

CS	U ₁ (V)	U ₂ (V)	V _{alim1} (m/min)	V _{alim2} (m/min)	V _{sold} (cm/min)	Arame 1 (Mestre)	Arame 2 (Escravo)
DS1	32	30	14	12	80	ER308LSi	ER308LSi
DS2	32	30	14	12	70	ER308LSi	ER308LSi

A Tabela 5.8 apresenta os parâmetros de soldagem obtidos na soldagem MIG/MAG duplo arame série para a mistura do gás de proteção em Ar + 2% O₂ e DBCP de 25 mm. Os valores médios apresentaram uma alta analogia sem variações significativas nos resultados.

Os cordões de solda para o ensaio DS1 e DS2 apresentaram um bom aspecto superficial, tornando-se adequado para a proposta do trabalho. A Figura 5.4 apresenta as chapas de teste DS1 e DS2.

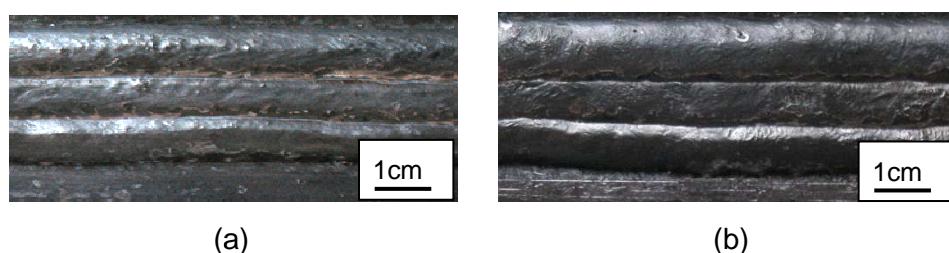


Figura 5.4 – Cordões de solda para o teste (a) DS1 e (b) DS2

Notou-se uma tendência ao estreitamento da largura do cordão de solda em alguns pontos da chapa de teste, provavelmente devido a efeitos magnéticos.

A Tabela 5.9 apresenta os resultados do rendimento de deposição e das características geométricas. Em ambos os casos, observou-se um elevado rendimento de deposição acima de 95% com a geometria do cordão de solda relativamente constante. A diluição para os testes DS1 e DS2 também foi próxima em torno de 37%.

Tabela 5.8 – Parâmetros ajustados e monitorados nos experimentos com variação na velocidade de alimentação (V_{alim}) e velocidade de soldagem (V_{sold})

CS	Parâmetros Ajustados		Parâmetros Obtidos								
	$V_{\text{alim}1}$	V_{sold}	NC	$I_{\text{ef}1}$ (A)	$I_{\text{ef}2}$ (A)	$I_{\text{m}1}$ (A)	$I_{\text{m}2}$ (A)	$U_{\text{ef}1}$ (V)	$U_{\text{ef}2}$ (V)	$U_{\text{m}1}$ (V)	$U_{\text{m}2}$ (V)
DS1	14/12	80	1	305,00	262,84	304,49	260,01	32,12	30,53	32,07	30,12
			2	313,44	262,01	313,17	261,51	32,08	30,28	32,06	30,15
			3	304,24	252,33	303,86	251,82	32,07	30,29	32,05	30,16
DS2	14/12	70	1	293,34	259,59	292,85	251,90	32,20	30,89	32,08	30,05
			2	302,60	260,48	302,45	259,98	32,08	30,39	32,05	30,23
			3	300,40	263,85	300,25	263,49	32,07	29,94	32,05	29,91

Tabela 5.9 - Resultados em termos de rendimento de deposição e características geométricas gerais

CS	E (kJ/cm)	Rend (%)	P (mm)	L (mm)	R (mm)	R/L	$h_{\text{útil}}$ (mm)	A_p (mm ²)	A_R (mm ²)	Dil (%)
DS1	0,220	96,18	3,54	33,11	4,14	0,10	2,45	65,58	110,25	37,30
			0,07	0,33	0,05	-	0,08	1,21	2,27	-
DS2	0,248	95,05	3,05	32,01	4,08	0,10	3,23	61,76	106,56	36,69
	-	-	0,16	0,32	0,13	-	0,20	2,26	1,57	-

A Figura 5.5 apresenta a seção transversal dos corpos de prova DS1 e DS2. Nota-se um perfil de penetração em cálice profundo, com uma interface revestimento-substrato muito variável.

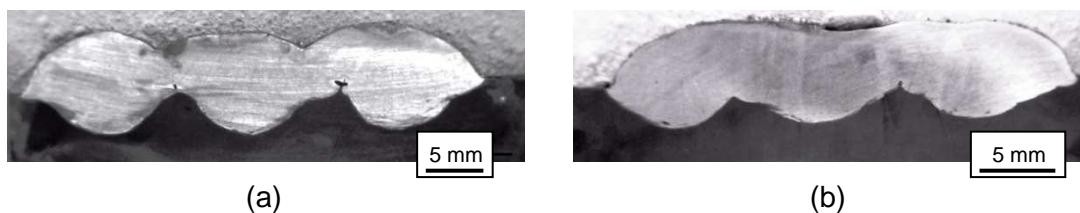


Figura 5.5 – Perfil dos cordões de solda para as condições de soldagem (a) DS1 e (b) DS2

5.2. Ensaios de Erosão

As chapas de testes foram submetidas aos ensaios de erosão, com a retirada do corpo de prova de forma similar ao discutido no item 3.8.1, na região entre o 4º e 5º cordão para o MIG/MAG arame frio, e 2º e 3º condição, para o MIG/MAG duplo arame.

Na primeira parte deste item, serão apresentados os ensaios de forma individualizada em tópicos por processo de soldagem. Ao final, será feita uma discussão geral dos resultados, de forma comparativa.

A Tabela 5.10 apresenta o planejamento experimental para os ensaios de erosão pura. Foram propostos 8 ensaios, no qual cada teste equivale à avaliação de duas amostras. Na avaliação gravimétrica, determinou-se a incerteza associada às medições em todos os ensaios, sendo as medições de massa realizadas sempre com 5 (cinco) repetições.

Tabela 5.10 – Planejamento dos ensaios de erosão

Nº	Amostra	Processo	Posição
1	AF1	MIG/MAG arame frio	Horizontal
2	AF2	MIG/MAG arame frio	Horizontal
3	DA1	MIG/MAG duplo arame paralelo	Plana
4	DA2	MIG/MAG duplo arame paralelo	Plana
5	DA3	MIG/MAG duplo arame paralelo	Plana
6	DA4	MIG/MAG duplo arame paralelo	Plana
7	DS1	MIG/MAG duplo arame série	Plana
8	DS2	MIG/MAG duplo arame série	Plana

5.2.1. Erosão em amostras de MIG/MAG arame frio

Para o ensaio do corpo de prova AF1, os resultados são apresentados na Tab. 5.11, sendo que cada amostra foi nomeada como Lado A e B (conforme metodologia do item 3.8.1).

Na Tabela B.1, tem-se a evolução da taxa de erosão (Tx), perda de massa acumulada (D) e a incerteza expandida (IN). Estes resultados são mostrados graficamente na Fig. 5.6.

O valor da perda de massa acumulada do teste AF1 foi de 36,78 mg (valor médio apresentado na Tabela B.1, no Apêndice B, denominado $D_{AF1\ MÉDIA}$) e está muito próximo do desempenho do teste preliminar P34. Para a análise comparativa entre os resultados, foi considerado o período do regime estacionário, ou seja, a taxa de erosão média é determinada a partir de 60 minutos em todos os testes. No período de incubação ocorre deformação superficial, com pouca ou nenhuma perda de massa. Com isso, visa-se a eliminar as variações do período de incubação, que podem afetar sensivelmente os resultados de ensaios de tempo curto.

A Figura 5.7 apresenta a taxa de erosão média para o ensaio AF1 de 0,36 mg/min. No período entre 1 e 2 horas, AF1 apresentou 21,15 mg de perda de massa. Este é um indício de que um comportamento difuso nos intervalos de 20 minutos pode afetar sensivelmente os resultados finais, alterando completamente a inclinação da reta da taxa de desgaste.

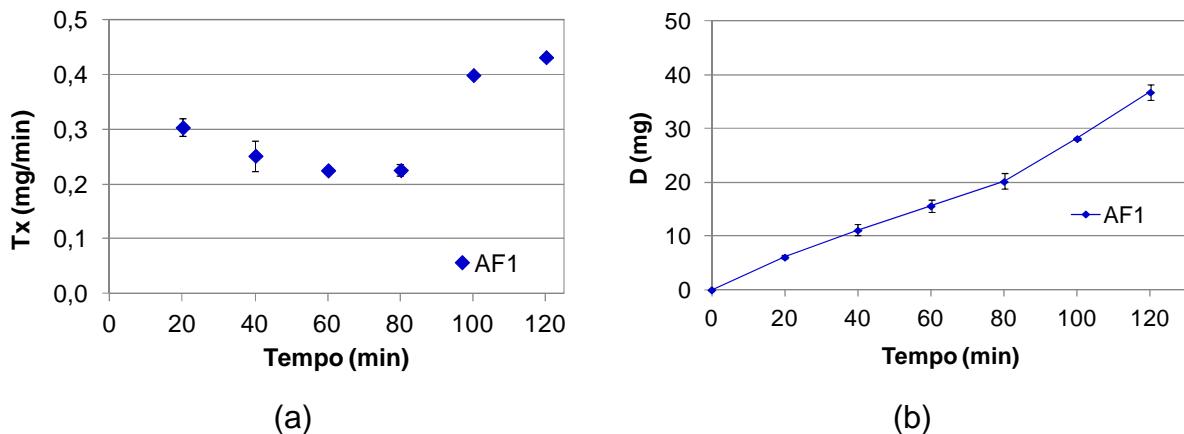


Figura 5.6 – Evolução da taxa de erosão (a) e desgaste (b) para o revestimento AF1

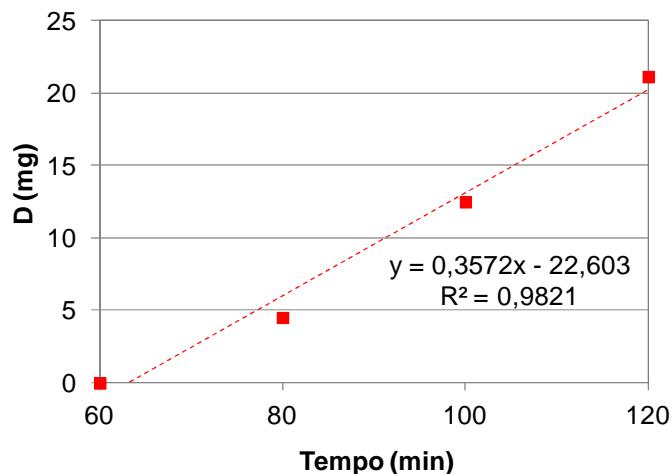


Figura 5.7 – Taxa de erosão para o teste AF1

Ao analisar em termos de taxa de erosão, verifica-se uma discrepância nos valores entre o teste P34 com 0,22 mg/min e AF1 com 0,36 mg/min. No caso do teste AF1, houve uma alteração na taxa de erosão nos pontos de 100 e 120 minutos de ensaio (Fig. 5.6 a), causando um considerável aumento na perda de massa.

O corpo de prova da amostra AF2 foi retirado de uma chapa de testes em condições de soldagem similares à AF1, como forma de verificar a repetibilidade dos resultados.

A Tabela B.2 no Apêndice B apresenta os resultados da taxa de erosão e perda de massa acumulada. A Figura 5.8 apresenta a evolução da taxa de erosão e perda de massa acumulada para o ensaio AF2. O desgaste total atingiu valores da ordem de 48,51 mg, sendo o mais elevado para a erosão pura, com desempenho similar ao do material de referência em aço comum.

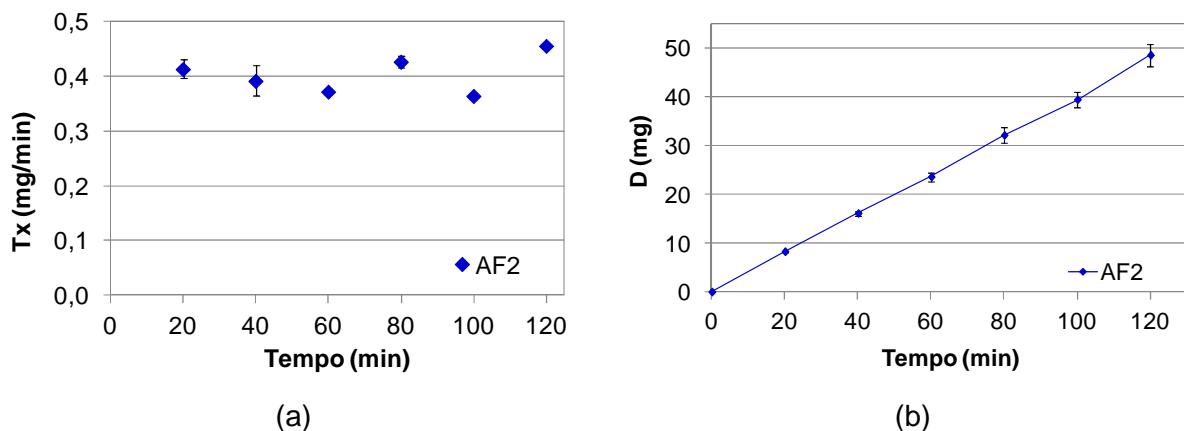


Figura 5.8 – Evolução da taxa de erosão (a) e desgaste (b) para o revestimento AF2

Na Figura 5.8 (a), nota-se que a taxa de erosão para o ensaio AF2 manteve-se próxima de 0,4 mg/min ao longo de todo experimento. A Figura 5.9 apresenta a taxa de erosão para AF2. A taxa de erosão aumentou para 0,42 mg/min (Fig. 5.9) com valor de correlação acima de 99%. No intervalo entre 1 e 2 horas da Fig. 5.9, a perda de massa acumulada foi de 24,95 mg.

A diferença entre os ensaios AF1 e AF2 ocorreu porque para o teste AF1 o valor próximo a 0,4 mg/min acontece somente a partir de 100 minutos (Fig. 5.6 a), causando uma diferença nos resultados dos ensaios.

A Tabela 5.13 traz os resultados médios para os ensaios com o processo MIG/MAG arame frio. As colunas com o sub-índice AF1 e AF2 são os valores médios obtidos para o conjunto de duas amostras e AF, o resultado de sua média juntamente com a incerteza (IN).

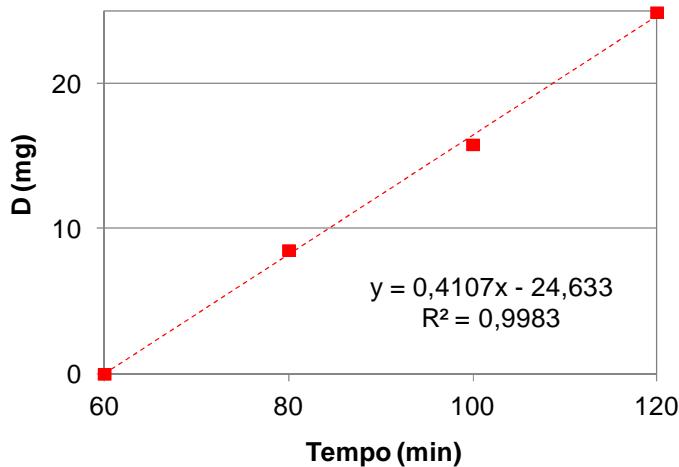


Figura 5.9 – Taxa de erosão para o teste AF2

A Figura 5.10 apresenta os valores médios em termos de taxa de erosão e perda de massa acumulada juntamente com a incerteza associada à medição, referentes à coluna com subscrito AF.

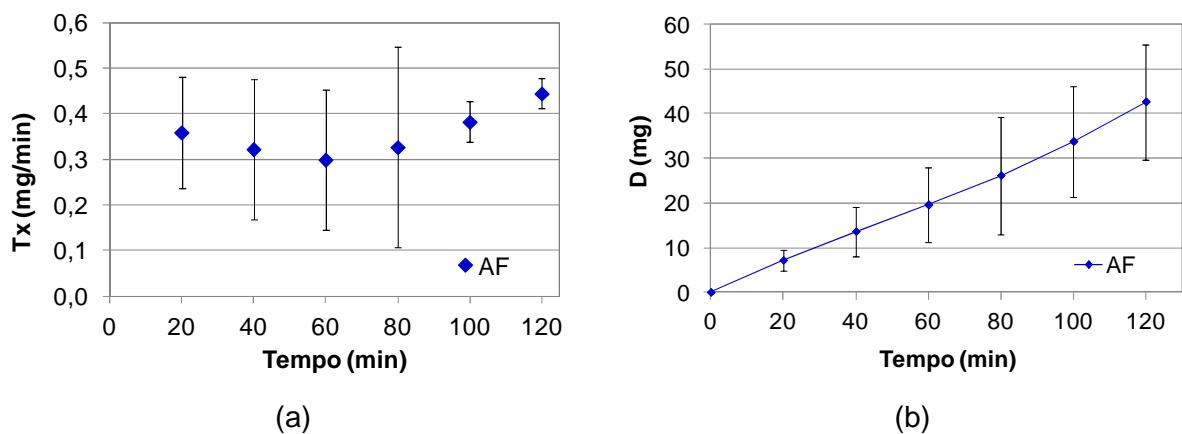


Figura 5.10 – Evolução da taxa de erosão (a) e desgaste (b) para o revestimento AF

De acordo com a Figura 5.10 (a), existe uma grande variabilidade nos resultados para os 80 minutos do ensaio com elevados valores de incerteza. Esta variação reflete na Figura 5.10 (b) que manteve uma elevada incerteza ao longo de toda a curva.

A Figura 5.11 traz o valor médio da taxa de erosão, considerando o processo MIG/MAG arame frio. Nota-se que, mesmo em condições similares de soldagem e valores de diluição de 13,46% e 13,16% respectivamente para AF1 e AF2, a taxa de erosão e a perda de massa acumulada apresentaram uma dispersão elevada, como pode ser visualizado principalmente através dos valores de incerteza da Fig. 5.10. As duas amostras assumiram uma tendência de elevação da taxa de erosão aos 100 e 120 minutos com

valores de incerteza menores. A perda de massa acumulada média a partir de 60 min para o processo MIG/MAG arame frio é de 23,05 mg, considerando o período a partir da superação da incubação, com uma taxa de erosão média de 0,38 mg/min (Fig. 5.11).

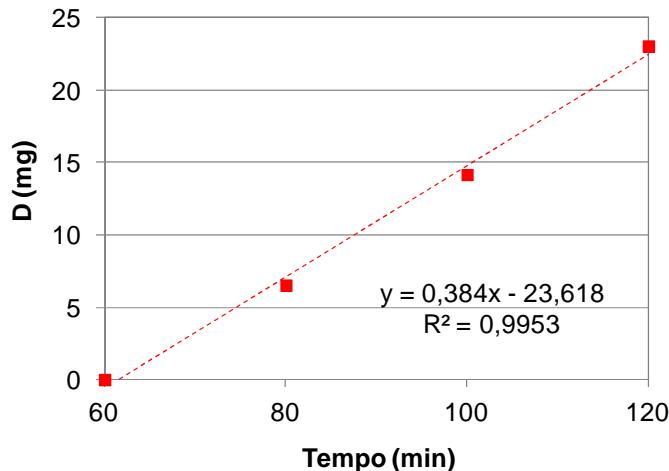


Figura 5.11 – Taxa de erosão e perda de massa acumulada para MIG/MAG arame frio

Acredita-se que, caso o ensaio continuasse a ser executado com uma duração superior aos 120 minutos, ocorreria uma tendência na aproximação dos resultados principalmente em termos de taxa de erosão, uma vez que ambas as amostras estariam em regime estacionário. Com este mesmo objetivo, Desale et al. (2009) realizaram ensaios de erosão pura por um período de 3 horas.

5.2.2. Erosão em amostras de MIG/MAG duplo arame paralelo

Os ensaios de erosão para as amostras de revestimento soldados pelo processo MIG/MAG duplo arame paralelo são apresentados neste tópico. Para o corpo de prova DA1, os resultados estão representados na Tab. B.4 com o desenvolvimento da taxa de erosão e a perda de massa acumulada apresentados na Fig. 5.12.

A taxa de erosão instantânea atingiu o seu ponto máximo aos 20 minutos de ensaio com valores da ordem de 0,25 mg/min na Fig. 5.12 (a), porém seus valores reduziram ao término. A perda de massa acumulada evoluiu, atingindo seu valor final de 21,15 mg, como mostrado na Fig. 5.12 (b).

A amostra DA1 apresentou uma taxa de erosão de 0,13 mg/min (Fig. 5.13) com índice de correlação de 99%. Considerando a perda de massa após o período de incubação, verifica-se o valor de 7,8 mg.

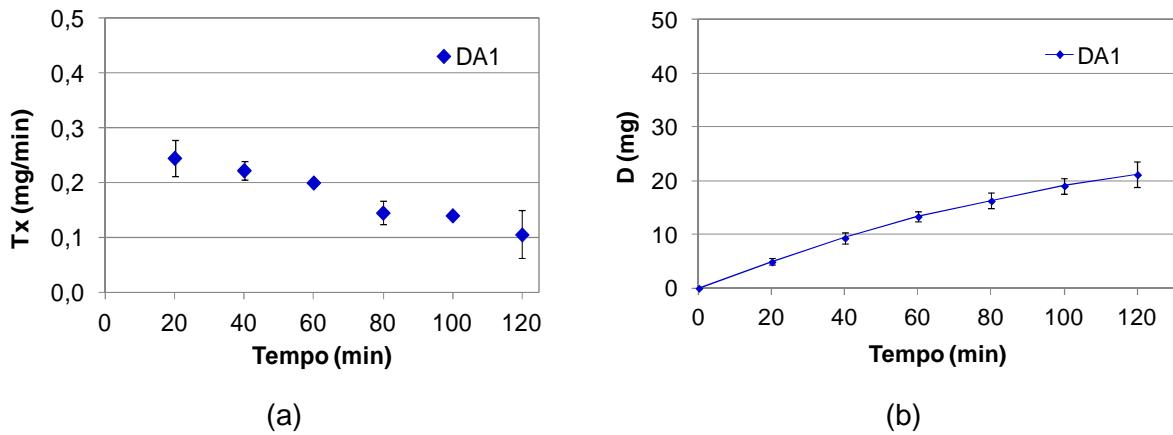


Figura 5.12 – Evolução da (a) taxa de erosão e do (b) desgaste para o teste DA1

Os valores de taxa de erosão e perda de massa acumulada total para o teste DA1 representam em torno de 50% do desgaste apresentado para os corpos de prova do revestimento MIG/MAG arame frio.

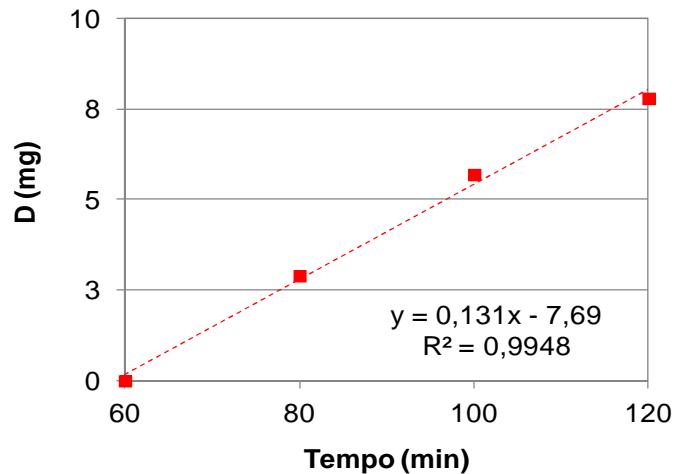


Figura 5.13 – Taxa de erosão para o teste DA1

Como no corpo de prova DA1 existe a tendência de queda na taxa de erosão ao longo do ensaio, talvez tenha ocorrido a superação do regime estacionário nos primeiros 20 minutos, culminando com a ocorrência prematura da atenuação.

Para o ensaio do corpo de prova DA2, os resultados são mostrados na Tab. B.5 com a evolução da taxa de erosão e desgaste apresentados na Fig. 5.14.

A taxa de erosão instantânea novamente apresentou seu máximo nos primeiros 20 minutos com valores da ordem de 0,50 mg/min (Fig. 5.14 a), com decaimento na continuidade do ensaio. A perda de massa acumulada nas 2 horas de ensaio foi de 39,65 mg.

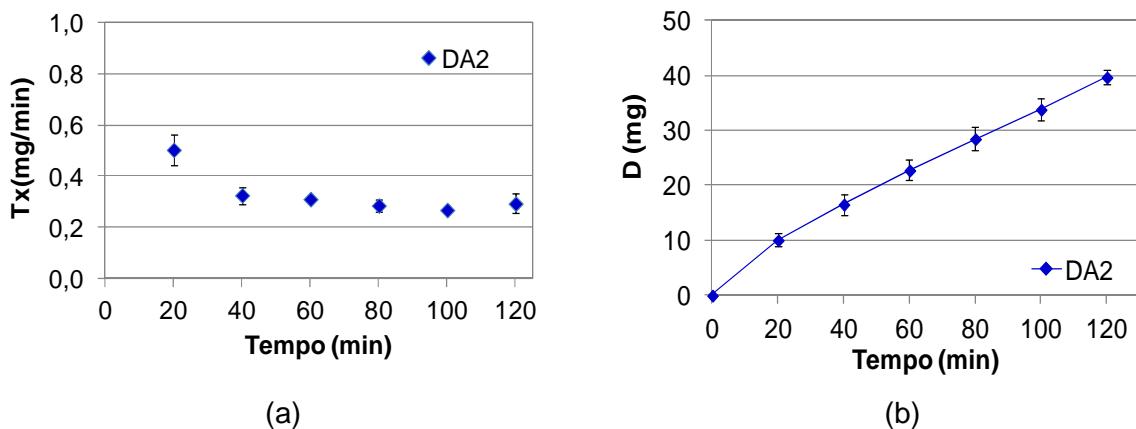


Figura 5.14 – Evolução da (a) taxa de erosão e do (b) desgaste para o teste DA2

A Figura 5.15 apresenta a taxa de erosão média para a amostra DA2, com valores de 0,28 mg/min, no intervalo de 1 a 2 horas. Neste período, a perda de massa acumulada foi de 16,9 mg, praticamente o dobro do encontrado para o ensaio DA1. Este fato pode estar relacionado à maior diluição do ensaio DA2, além de outros fatores inerente à técnica de ensaio.

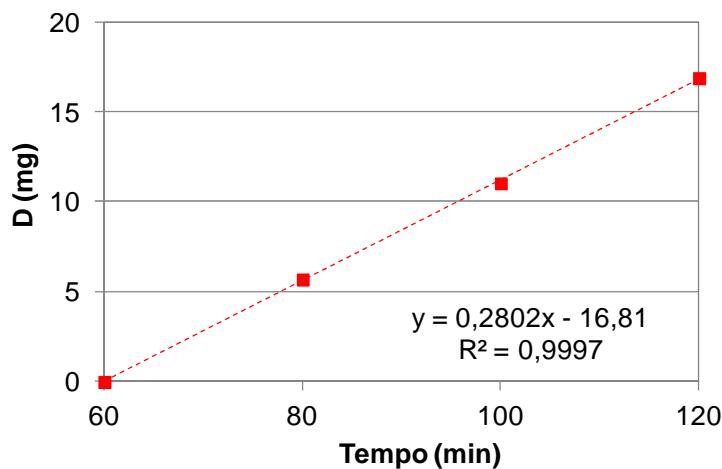


Figura 5.15 – Taxa de erosão para a amostra DA2

O corpo de prova DA3 tem seus resultados mostrados na Tab. 5.16, com a apresentação da taxa de erosão e desgaste na Fig. 5.16.

O desgaste total de DA3 foi de 39,55 mg, com uma taxa inicial em torno de 0,39 mg/min. A taxa de erosão média foi de 0,31 mg/min, conforme mostrado na Fig. 5.17 com correlação de 99%, tendo uma perda de massa acumulada após o tempo de incubação de 19,00 mg.

A amostra DA3 teve um desempenho muito próximo ao corpo de prova DA2. Uma das hipóteses para o fato pode estar ligado aos valores similares de diluição de 33,55% para DA2 e 31,37% no DA3.

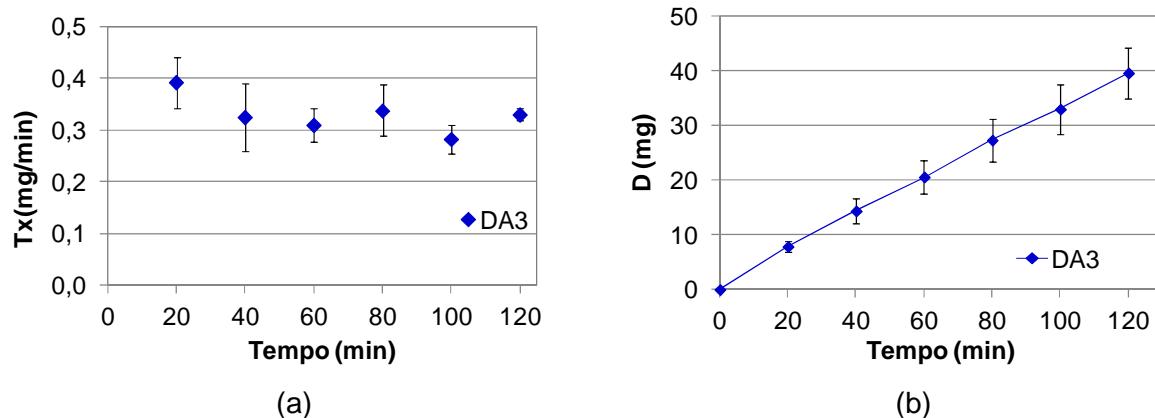


Figura 5.16 – Evolução da (a) taxa de erosão e do (b) desgaste para o teste DA3

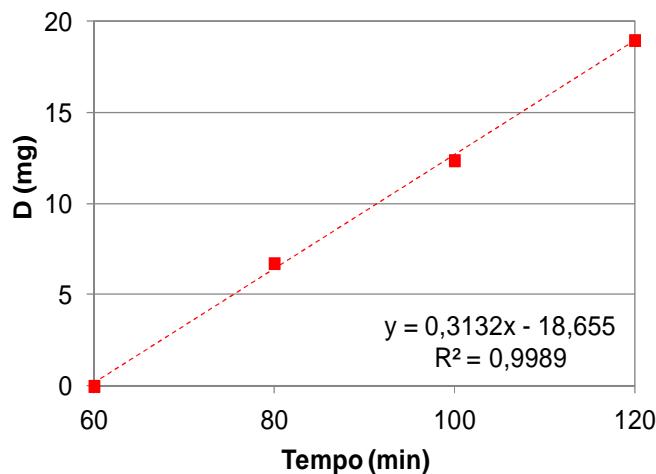


Figura 5.17 – Taxa de erosão para o teste DA3

Os valores de taxa de erosão e perda de massa acumulada para o teste DA4 estão na Tab. B.7 e Fig. 5.18.

A taxa de erosão manteve-se com os maiores valores nos 60 minutos iniciais, ou seja, em torno de 0,20 à 0,23 mg/min. No teste DA4, o desgaste total atingiu valores da ordem de 21,80 mg. A taxa de erosão foi de 0,15 mg/min com correlação de 99% (Fig. 5.19). A perda de massa acumulada após o tempo de incubação foi de 9,15 mg, próximo ao valor encontrado para o ensaio DA1.

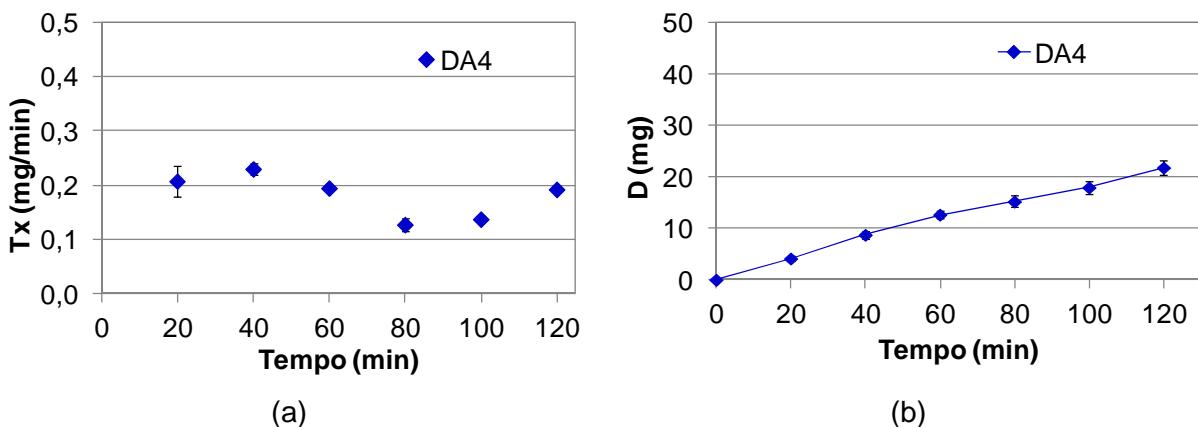


Figura 5.18 - Evolução da (a) taxa de erosão e do (b) desgaste para o teste DA4

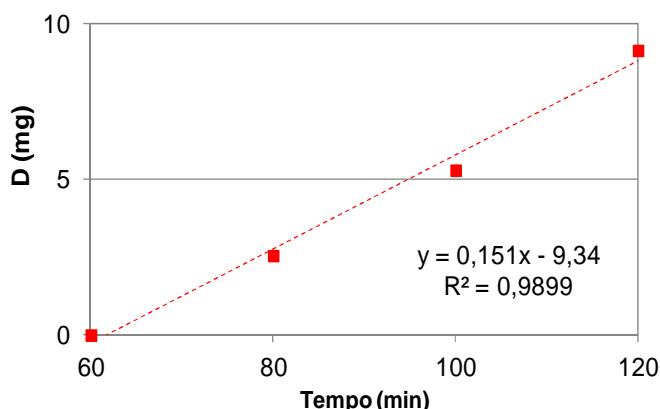


Figura 5.19 – Taxa de erosão para o teste DA4

Para os quatro corpos de prova soldados pelo processo MIG/MAG duplo arame paralelo, os testes DA1 e DA4 apresentaram as menores taxas de erosão e consequentemente baixa perda de massa acumulada.

A Tabela 5.11 apresenta os valores de taxa de erosão (T_x) e perda de massa acumulada após o tempo de incubação (D_{P1}) e durante todo ensaio (D , perda de massa acumulada total) para o processo MIG/MAG duplo arame paralelo. Verifica-se que os ensaios DA1 e DA4 apresentaram praticamente os mesmos valores de desgaste. Fato semelhante ocorreu para o conjunto DA2 e DA3.

Em todos os testes para o processo MIG/MAG duplo arame paralelo, os valores de taxa de erosão e perda de massa acumulada são menores do que o ensaio realizado com MIG/MAG arame frio. Uma das hipóteses pode ser a maior energia de soldagem utilizada para este ensaio, com formação de uma microestrutura resistente e, consequentemente, com maior nível de dureza nos cordões de solda.

Tabela 5.11 – Valores obtidos de perda de massa acumulada (D), perda de massa acumulada após a incubação (D_{PI}) e taxa de erosão

Amostra	DA1	DA2	DA3	DA4
Dil (%)	27,42	33,59	31,37	35,11
D (mg)	21,15	39,65	39,55	21,80
D_{PI} (mg)	7,80	16,90	19,00	9,15
Tx (mg/min)	0,13	0,28	0,31	0,15

A Figura 5.20 traz a taxa de erosão e a Fig. 5.21, a perda de massa acumulada para os corpos de prova DA1 à DA4. Em termos de taxa de erosão e perda de massa acumulada, os testes DA2 e DA3 têm um comportamento similar, assim como DA1 e DA4.

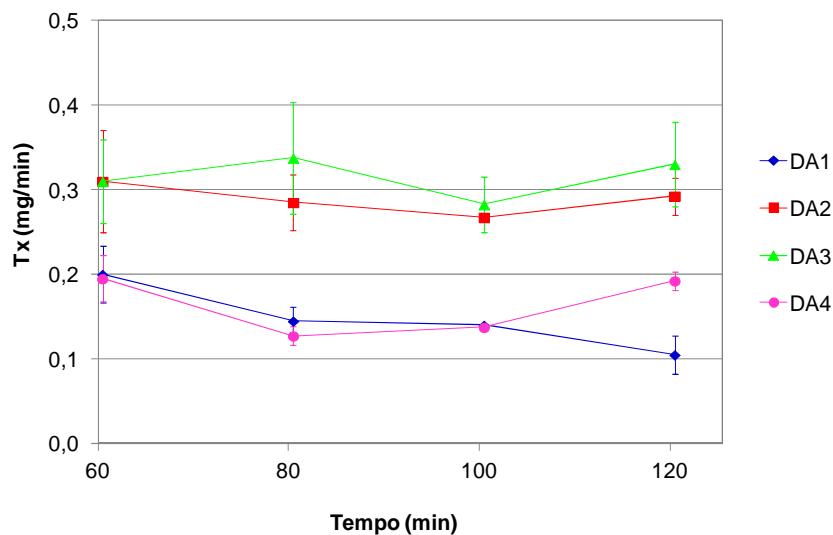


Figura 5.20 – Taxa de erosão após o tempo de incubação

Nota-se (Fig. 5.20 e 5.21) que os perfis das curvas de taxa de erosão e da perda de massa acumulada têm uma evolução muito parecida, mesmo que, em termos de valores absolutos, sejam diferentes. Pelos resultados obtidos, não é possível correlacionar esta diferença entre estes dois grupos de ensaios com a diluição (Tab. 5.18) ou mesmo com as condições de soldagem, que foram similares.

A divergência entre os ensaios sugere a existência de fatores não controlados que podem ter interferido de forma sistemática, apesar de terem sido tomados todos os cuidados necessários na construção dos corpos de prova e na realização do ensaio de erosão. Vale lembrar que o ensaio DA3, com elevada taxa de erosão e perda de massa acumulada, foi de difícil soldabilidade, com presença de *humps*, que podem ter prejudicado à resistência do

cordão de solda com relação à erosão. Todos estes fatores levam a necessidade da realização de novos ensaios (trabalhos futuros) de forma sistemática, para descobrir o real motivo das discrepâncias entre os resultados.

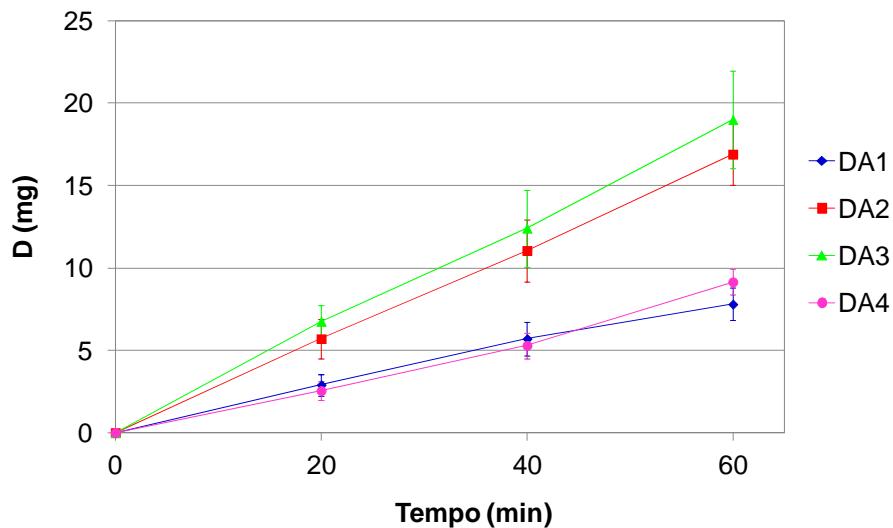


Figura 5.21 – Perda de massa acumulada para o ensaio em MIG/MAG duplo arame paralelo

5.2.3. Erosão em amostras de MIG/MAG duplo arame série

A evolução da taxa de erosão e perda de massa acumulada para o teste DS1 está na Tab. B.8 e Fig. 5.22. A taxa de erosão média é mostrada na Fig. 5.23, com uma correlação superior à 99% e uma perda de massa de 22,42 mg após a incubação.

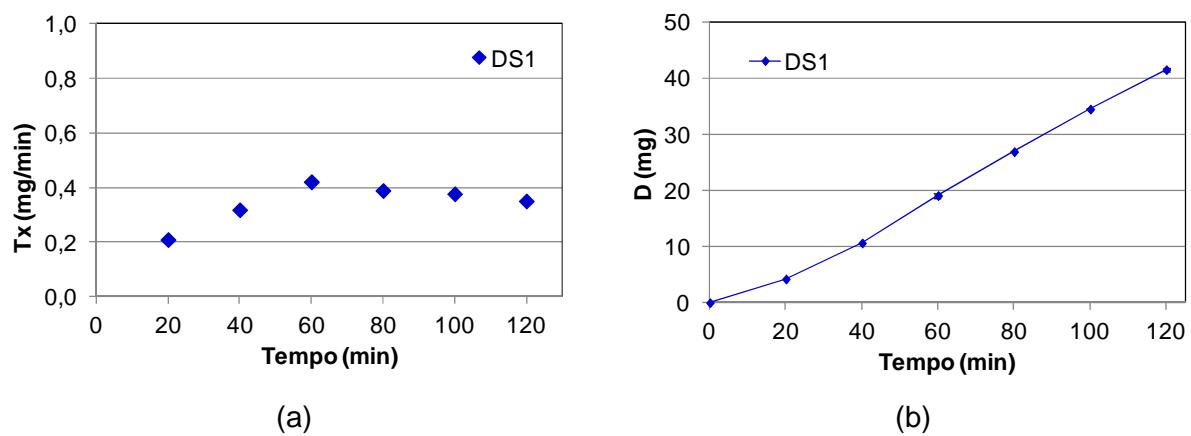


Figura 5.22 – Evolução de (a) taxa de erosão e (b) desgaste para o teste DS1

O ensaio DS1 destaca-se pelos valores elevados de perda de massa acumulada e taxa de erosão, com resultados próximos aos observados para o processo MIG/MAG arame frio.

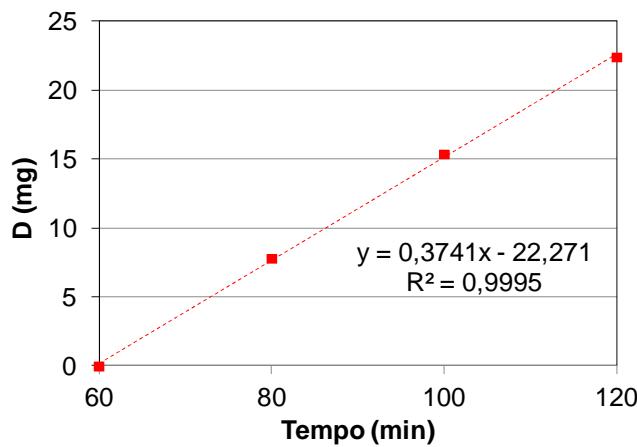


Figura 5.23 – Taxa de erosão para o teste DS1

A Tabela B.9 e Fig. 5.24, trazem os valores obtidos para o teste DS2. No ensaio DS2, usou-se uma energia de soldagem superior, devido à redução da velocidade de soldagem, observando-se uma queda na perda de massa acumulada e na taxa de erosão. A taxa de erosão média para AF2 é apresentada na Fig. 5.25.

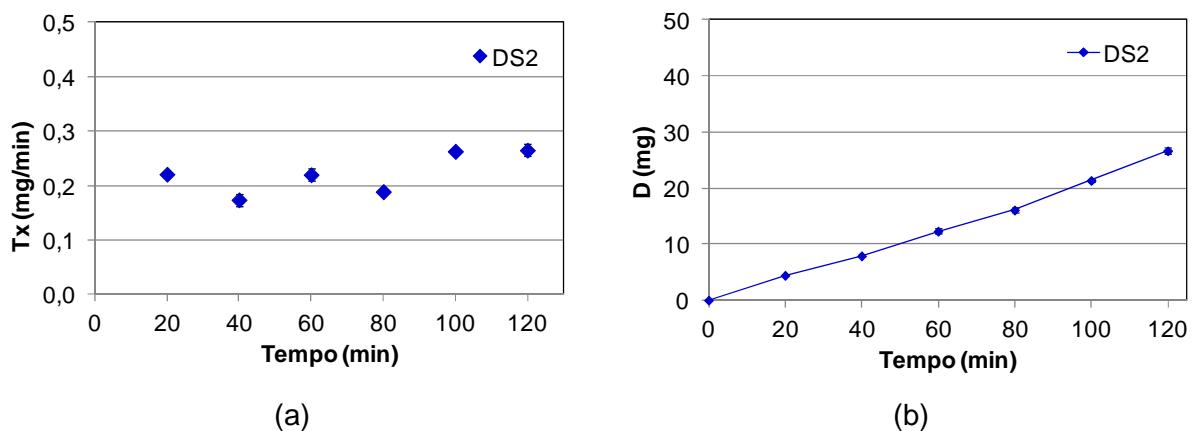


Figura 5.24 – Evolução de (a) taxa de erosão e (b) desgaste para o teste DS2

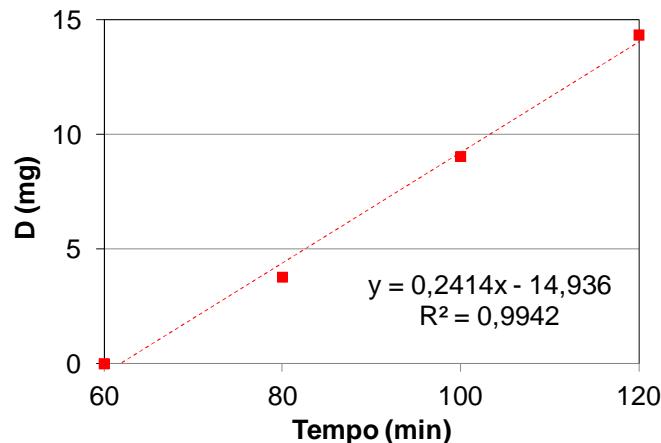


Figura 5.25 – Taxa de erosão para o ensaio DS2

Nas Figuras 5.26 e 5.27, nota-se o desempenho das duas amostras após 1 hora de ensaio. A taxa de erosão da amostra DS1 torna-se superior, após 1 hora, permanecendo assim até o término do ensaio.

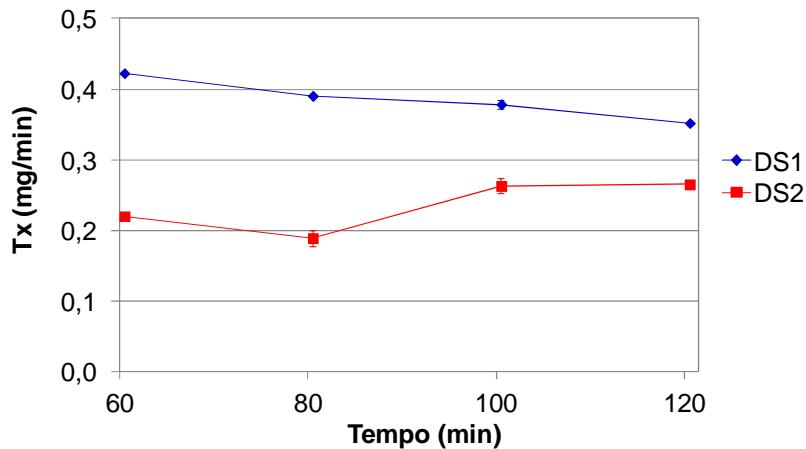


Figura 5.26 – Taxa de erosão para amostras do processo MIG/MAG duplo arame série

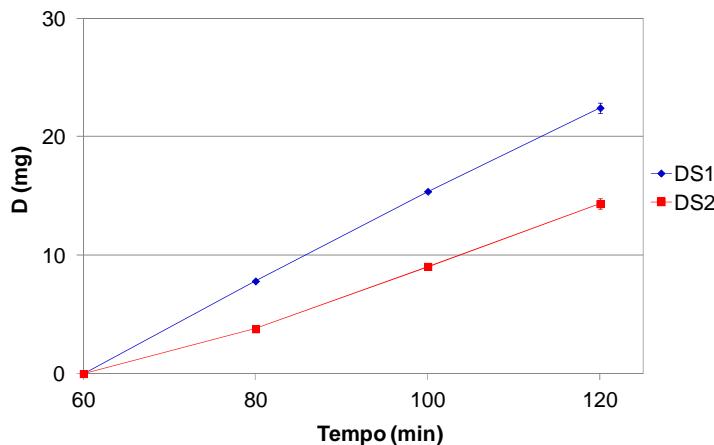


Figura 5.27 – Perda de massa acumulada após incubação

5.2.4. Análise Geral dos Ensaios de Erosão

Ficou evidente durante os ensaios de erosão que existem grupos de amostras distintos, sendo algumas com elevada perda de massa acumulada e taxa de erosão e outros com valores reduzidos. A Tabela 5.12 apresenta os valores de taxa de erosão e desgaste durante as 2 horas de erosão pura para os ensaios realizados.

Os revestimentos com melhor desempenho ao desgaste foram os ensaios DA1 e DA4, em termos de perda de massa acumulada e taxa de erosão. Do lado oposto o ensaio AF2 obteve a maior taxa de erosão e perda de massa acumulada.

Tabela 5.12 – Valores obtidos de perda de massa acumulada (D), perda de massa acumulada após a incubação (D_{PI}) e taxa de erosão (Tx)

Amostra	AF1	AF2	DA1	DA2	DA3	DA4	DS1	DS2
E_{sold} (kJ/cm)	0,070	0,072	0,255	0,279	0,192	0,211	0,220	0,248
Dil (%)	13,46	13,16	27,42	33,59	31,37	35,11	37,30	36,69
D (mg)	36,78	48,51	21,15	39,65	39,55	21,81	41,48	26,64
D_{PI} (mg)	21,15	24,95	7,80	16,90	19,00	8,90	22,42	14,34
Tx (mg/min)	0,36	0,41	0,13	0,28	0,31	0,15	0,37	0,24

Outro fato notável é de que as amostras DA1 e DA4 têm um desempenho próximo com perda de massa acumulada total (D) de 21,15 e 21,81 mg (Tab. 5.12). O mesmo fato pode ser observado quando é desconsiderada a perda de massa durante o período de incubação (variável D_{PI} , na Tab. 5.12). Com isso, examinando a perda de massa após o tempo de incubação, é notável uma grande similaridade na resistência ao desgaste para o conjunto de amostras DA1 e DA4, seguidos de DS2 e DA2, fechando com revestimentos pouco resistentes DA3, AF1, DS1 e AF2.

É importante citar que os ensaios AF1 e AF2 (MIG/MAG com arame frio na posição horizontal) apresentaram os piores desempenhos. Este fato pode estar relacionado à menor energia de soldagem, consequentemente menor diluição, o que acarreta em alterações microestruturais do revestimento e menor dureza.

Em termos de valores médios, agrupando os ensaios por processo de soldagem, nota-se o seguinte comportamento da perda de massa acumulada de acordo com a Fig. 5.28. Tem-se uma maior resistência ao desgaste dos corpos de prova soldados pelo processo MIG/MAG duplo arame paralelo (DA na Fig. 5.28). Entretanto, ao avaliar os valores de incerteza e os valores médios, nota-se que todos os ensaios estão em faixas próximas de variação, não sendo possível observar um desempenho destacável com relação à resistência à erosão pura, considerando apenas a técnica de soldagem.

Neville (2005) ao estudar o aço inoxidável super duplex, de dureza de 230 HV e um austenítico (com dureza de 160 HV), obteve uma perda de massa acumulada de 17 mg e 20 mg para 4 horas de ensaio. Concluiu que não existiram diferenças significativas entre os materiais ao considerar o desvio padrão dos resultados. Vale a ressalva de que a estimativa do fabricante do arame eletrodo ER308LSi é de uma dureza de 160 HV no depósito, ou seja, praticamente igual ao do aço inoxidável austenítico usado por Neville (2005), sendo a faixa para este ensaio entre 13 e 23 mg em termos de valores médios.

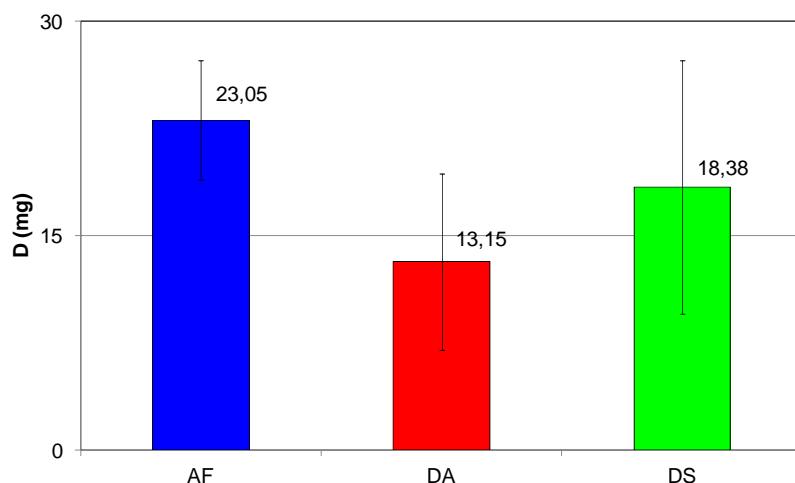


Figura 5.28 – Evolução da perda de massa acumulada para os diferentes processos de soldagem

Da mesma forma, Silva (2008) observou que não existiram diferenças estatísticas entre a taxa de erosão de amostras recozidas (menor dureza) e amostras beneficiadas (maior dureza), principalmente em incidência a 90°. Entretanto, a 30° obteve a taxa de erosão média ligeiramente maior para as amostras recozidas.

5.3. Análise de dureza na seção transversal da amostra de erosão

As amostras erodidas foram avaliadas ao longo de toda a seção transversal em uma região central (RC) e nas laterais esquerda (LE) e direita (LD), visando a obter informações sobre a resistência ao desgaste. Em uma análise complementar, fez-se o mapeamento da camada endurecida dos corpos de prova.

5.3.1. Dureza após a erosão em MIG/MAG arame frio

A Figura 5.29 apresenta os resultados para o corpo de prova AF1, seguindo a metodologia de determinação de dureza, de acordo com o apresentado na Fig. 3.19, do Capítulo III.

Na avaliação da camada endurecida, foi determinada a dureza na região desgastada através da metodologia apresentada na Fig. 3.20, indicando a referência no ponto com valor de $x = y = 0$ na região central do corpo de prova em seu topo. A Figura 5.30 apresenta a dureza para a amostra AF1, com valores médios da ordem de 413 kgf/mm^2 e sua espessura de $10\mu\text{m}$ (Tab. 5.13).

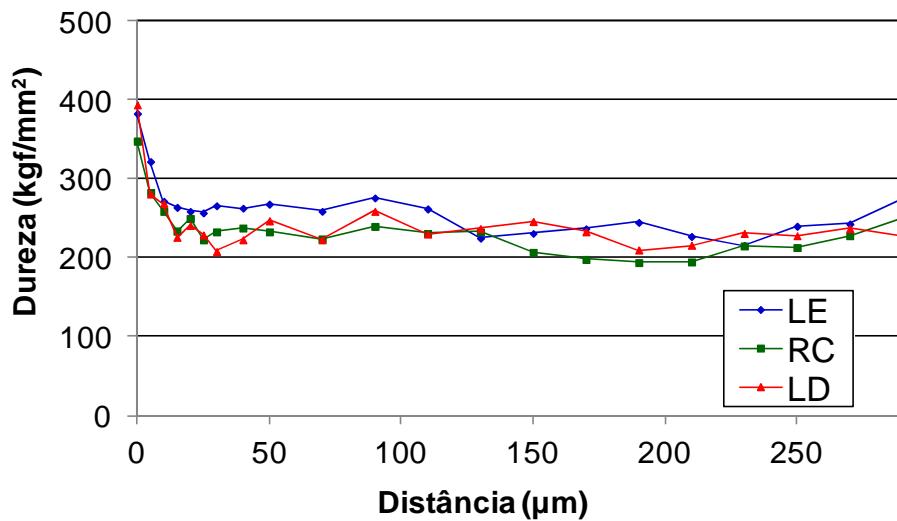


Figura 5.29 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova AF1

Tabela 5.13 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra AF1

Item	LE	RC	LD	Média	DP
$H_{\text{LIM}} (\text{kgf/mm}^2)$	300	270	286	285	15
$H_{\text{sub}} (\text{kgf/mm}^2)$	250	220	236	235	15
ECE (μm)	10	10	10	10	0

No mapeamento da região endurecida (Fig. 5.30), utilizou-se a faixa do corpo de prova próxima ao desgaste por erosão até uma profundidade de 30 μm . Em seguida, usando-se o critério para camada endurecida como aquela com um acréscimo de 50 kgf/mm^2 em relação à dureza do substrato, foi possível determinar sua espessura. No caso da amostra AF1, a espessura é de 10 μm (Tab. 5.13).

Nota-se que a amostra soldada pelo processo MIG/MAG arame frio possui uma menor dureza do substrato com valor de 235 kgf/mm^2 . Apesar desse fato, a superfície da amostra AF1 atingiu valor de dureza média de 413 kgf/mm^2 , exibindo um ganho de aproximadamente 75%. Outra constatação é de que a amostra erodida provavelmente não possui traços do metal de base, devido aos valores de dureza estarem relativamente uniformes, sem quedas bruscas, ao longo da espessura da Fig. 5.29. Com isso, acredita-se que a obtenção da dureza superior da superfície ao longo do teste tenha minimizado o desgaste da amostra AF1, fazendo com que ela tenha uma perda de massa inferior à AF2.

A Figura 5.31 apresenta a dureza para a amostra AF2 e o mapeamento da seção endurecida na Fig. 5.32.

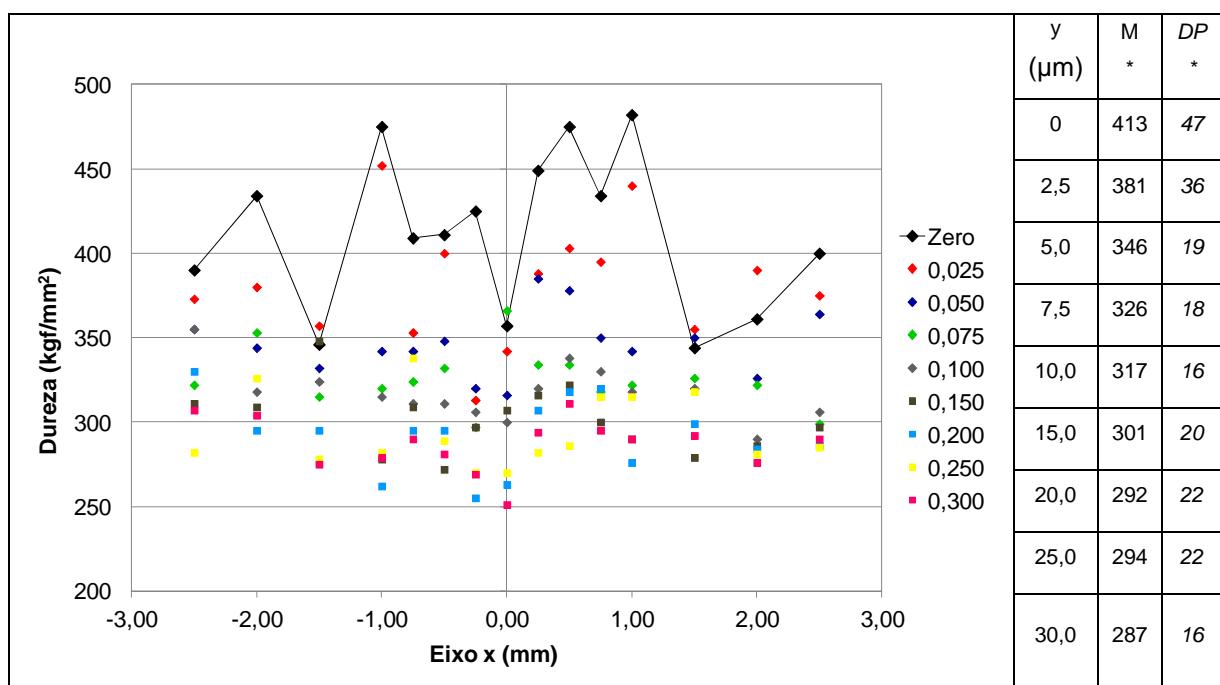


Figura 5.30 – Mapeamento de dureza no corpo de prova AF1. y é a profundidade avaliada, M é a média de dureza e DP é o desvio padrão. *(kgf/mm²)

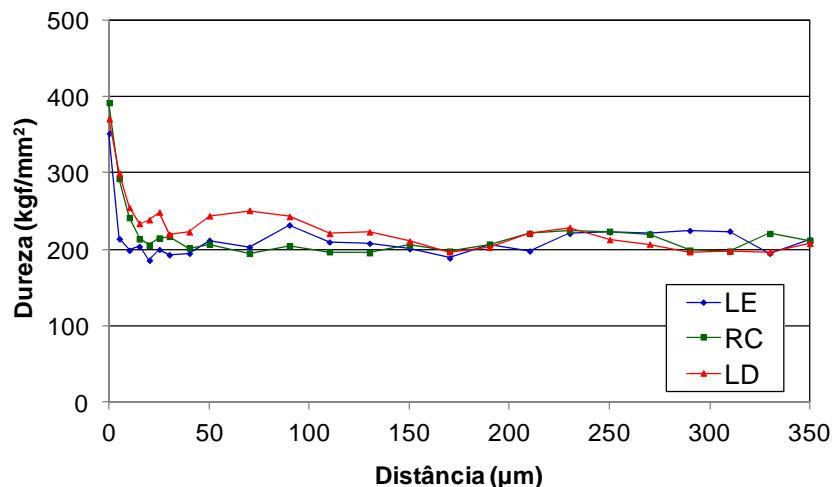


Figura 5.31 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova AF2

Na Tabela 5.14, são apresentados os valores da espessura da camada endurecida e da dureza do substrato. Neste caso, apesar do substrato apresentar uma dureza de 211 kgf/mm², a superfície atingiu valores de 387 kgf/mm², com um ganho de 83%. Provavelmente, o fato da dureza superficial de AF2 ter atingido valores inferiores à AF1 explica sua perda de massa acumulada ser superior em torno de 30%.

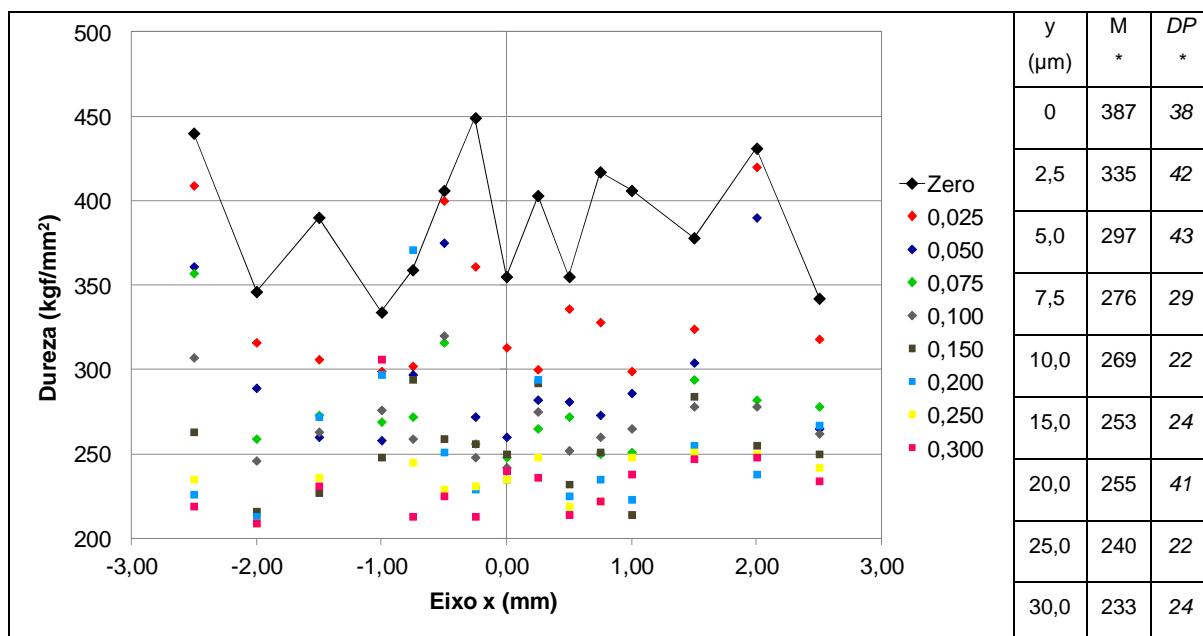
Figura 5.32 – Mapeamento de dureza no corpo de prova AF2. *(kgf/mm²)

Tabela 5.14 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra AF2

Item	LE	RC	LD	Média	DP
H_{LIM} (kgf/mm ²)	258	251	274	261	12
H_{sub} (kgf/mm ²)	208	201	224	211	12
ECE (μm)	5	5	10	7	3

5.3.2. Dureza após a erosão em MIG/MAG duplo arame paralelo

Os valores de dureza para o corpo de prova DA1 são apresentados na Fig. 5.33. Avaliou-se a seção transversal até uma profundidade de 250 μm , com alcance do metal de base, devido à queda brusca de dureza próximo aos valores de 200 μm .

O mapeamento da região endurecida é apresentado na Fig. 5.34. A Tabela 5.15 apresenta os valores da espessura da camada endurecida.

Tabela 5.15 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra DA1

Item	LE	RC	LD	Média	DP
H_{LIM} (kgf/mm ²)	427	423	411	420	8
H_{sub} (kgf/mm ²)	377	373	361	370	8
ECE (μm)	5	5	10	7	3

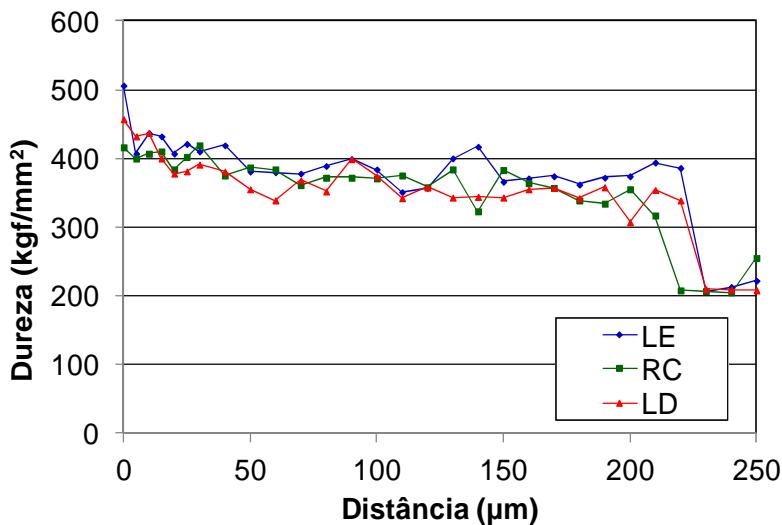


Figura 5.33 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DA1

Na Figura 5.34, observa-se que a dureza teve um ganho expressivo nas bordas e o centro permaneceu com valores baixos. Talvez o fato esteja ligado ao menor impacto de partículas no centro da amostra devido aos efeitos da dinâmica do escoamento. Este acontecimento pode inclusive ter proporcionado menor desgaste na amostra DA1. Apesar disso, o valor da dureza na superfície de DA1 é superior aos resultados de ambas as amostras soldadas pelo processo MIG/MAG arame frio. O substrato da amostra DA1 apresenta uma dureza 75% superior ao teste AF2 e 57% em relação ao AF1.

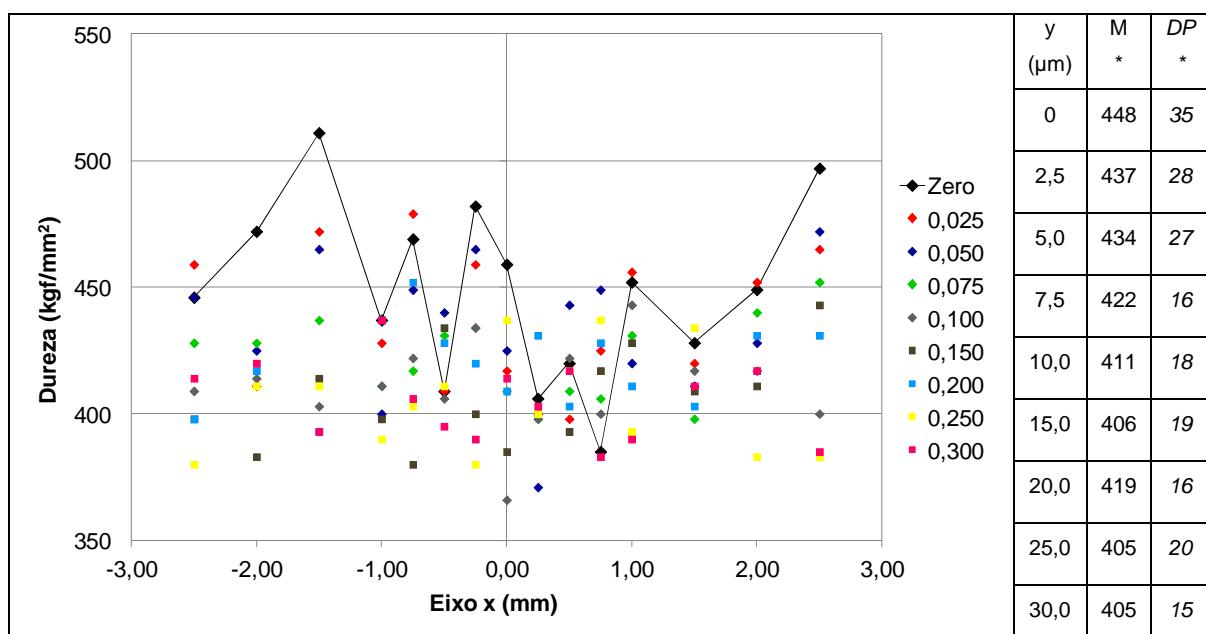


Figura 5.34 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DA1. *(kgf/mm²)

A Figura 5.35 apresenta as identações feitas pelo ensaio Knoop nas posições com coordenada x de -0,25 e 0 mm, mostrando a variação de dureza na região central de DA1. A Tabela 5.16 apresenta a dureza em toda a camada endurecida, conforme a Fig. 3.20 do Capítulo III.

Tabela 5.16 – Dureza Knoop da amostra DA1 na camada endurecida (kg/mm^2)

$x \text{ (mm)}$ $y \text{ (mm)}$	-2,5	-2,0	-1,5	-1,0	-0,75	-0,50	-0,25	0,00	0,25	0,50	0,75	1,00	1,50	2,00	2,50
0,000	446	472	511	437	469	409	482	459	406	420	385	452	428	449	497
0,025	459	411	472	428	479	409	459	417	400	398	425	456	420	452	465
0,050	446	425	465	400	449	440	465	425	371	443	449	420	411	428	472
0,075	428	428	437	411	417	431	434	409	398	409	406	431	398	440	452
0,100	409	414	403	411	422	406	434	366	398	422	400	443	417	417	400
0,150	398	383	414	398	380	434	400	385	400	393	417	428	409	411	443
0,200	398	417	393	437	452	428	420	409	431	403	428	411	403	431	431
0,250	380	411	411	390	403	411	380	437	400	417	437	393	434	383	383
0,300	414	420	393	437	406	395	390	414	403	417	383	390	411	417	385

Observa-se, na região de coordenada $x = -0,50 \text{ mm}$ e $y = 0$ na Tab. 5.16, a presença de regiões praticamente sem endurecimento após o ensaio de erosão pura. Entretanto em uma posição próxima no ponto de coordenada $x = -0,25 \text{ mm}$ e $y = 0$, estes valores iniciaram em 482 atingindo 380 kgf/mm^2 em $x = -0,25 \text{ mm}$ e $y = 0,250 \text{ mm}$. Isto justifica as elevadas flutuações de valores de dureza, principalmente na região próxima a superfície (ver Fig. 5.34).

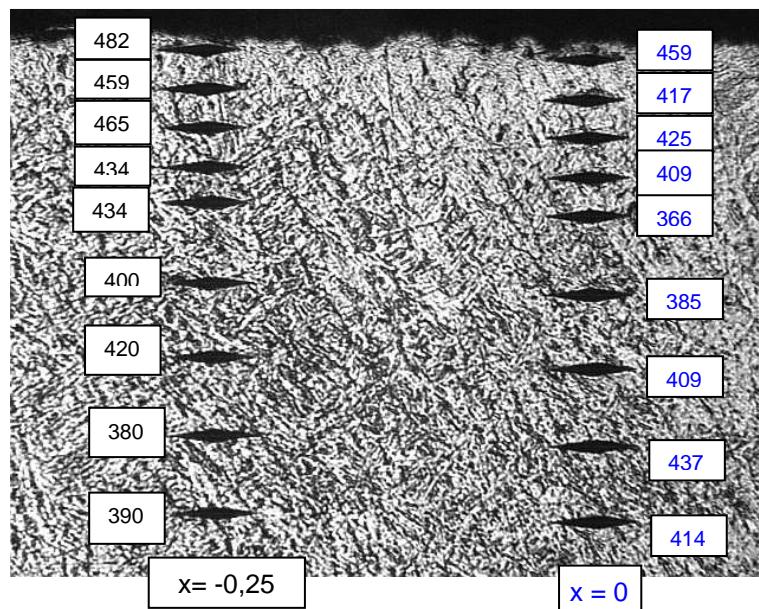


Figura 5.35 – Dureza Knoop na camada endurecida de DA1 na posição -0,25 e 0 mm

Considerando-se os valores médios gerais do cordão de solda, tem-se o substrato com 370 kgf/mm^2 e a camada superficial com 448 kgf/mm^2 , percebendo-se um acréscimo de 21% na dureza após o ensaio de erosão pura.

O ensaio DA2 tem a dureza a partir do substrato apresentado na Fig. 5.36, com o mapeamento da camada endurecida na Fig. 5.37. A Tabela 5.17 apresenta os valores limites para definição da camada endurecida no corpo de prova DA2, com espessura de 15 μm .

Tabela 5.17 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra DA2

Item	LE	RC	LD	Média	DP
$H_{\text{LIM}} (\text{kgf/mm}^2)$	405	405	392	401	8
$H_{\text{sub}} (\text{kgf/mm}^2)$	355	355	342	351	8
ECE (μm)	15	10	20	15	5

A dureza do substrato vale 351 kgf/mm^2 na Tab. 5.27. Usando-se o critério para a determinação da camada endurecida, tem-se uma profundidade mais espessa quando comparado ao ensaio DA1.

No teste DA2, a dureza variou da superfície até o substrato de $458 \text{ à } 351 \text{ kgf/mm}^2$ com um aumento de 30,5% em termos de valores médios. Analisando o conjunto dos valores dos testes DA1 e DA2 com seu desvio padrão, observa-se que os resultados têm muita similaridade. Um fato a ser observado na Fig. 5.37 é que apenas o lado direito tem valores de dureza na camada endurecida acima de 500 kgf/mm^2 . Isto pode ser um indicativo de um desgaste severo no lado esquerdo da amostra, contribuindo para o aumento significativo de sua perda de massa, devido ao seu inexpressivo endurecimento.

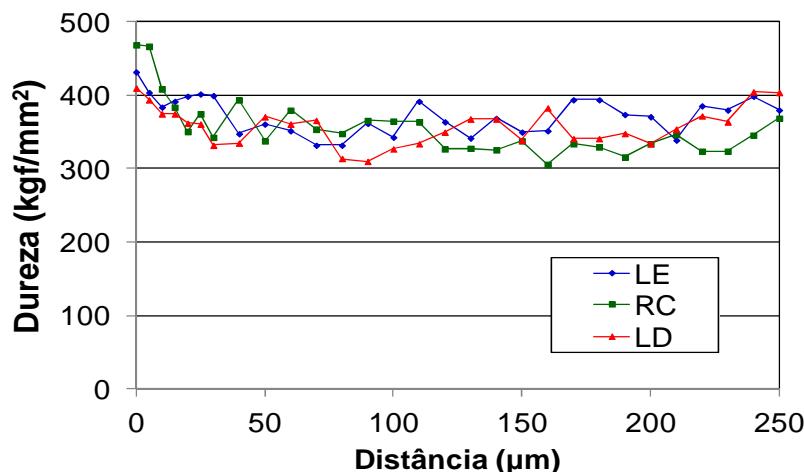


Figura 5.36 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DA2

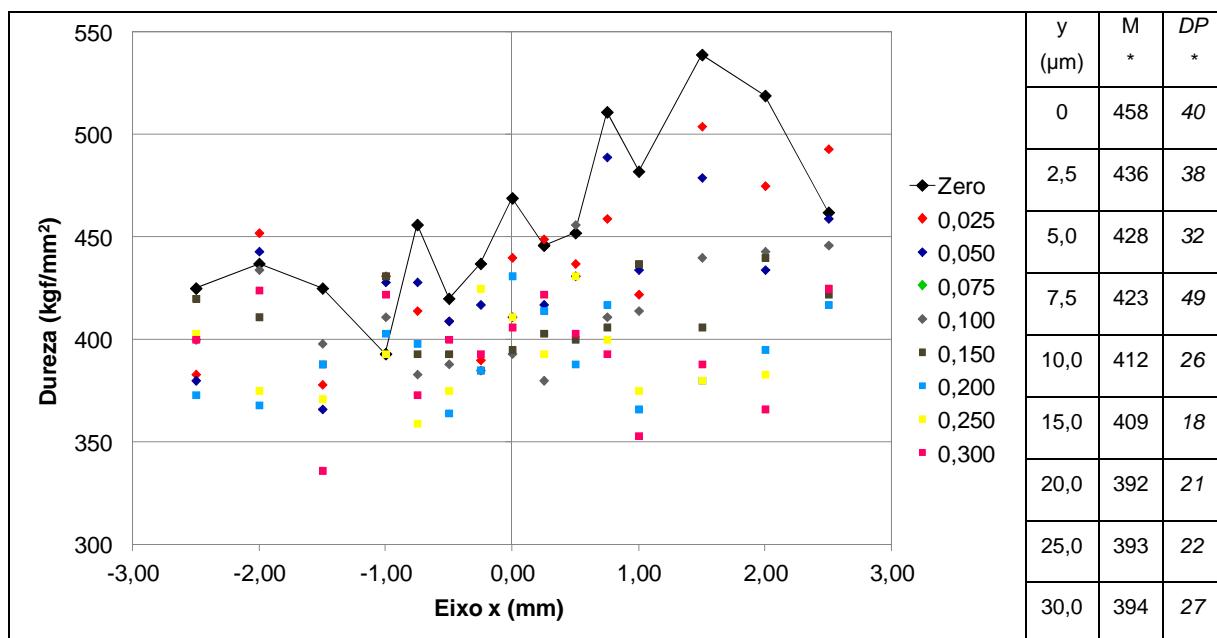


Figura 5.37 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DA2. *(kgf/mm²)

A evolução da dureza na seção do corpo de prova DA3 é apresentada na Fig. 5.38 e o mapeamento da região da camada endurecida na Fig. 5.39. Na Tab. 5.18, encontram-se os valores limites para a definição da camada endurecida. Avaliando os valores médios, verifica-se que o corpo de prova DA3 tem uma dureza de 480 kgf/mm² na superfície e o substrato em 360 kgf/mm². Neste caso, ocorreu um endurecimento da ordem de 33% com uma camada endurecida espessa, acima de 15 μm .

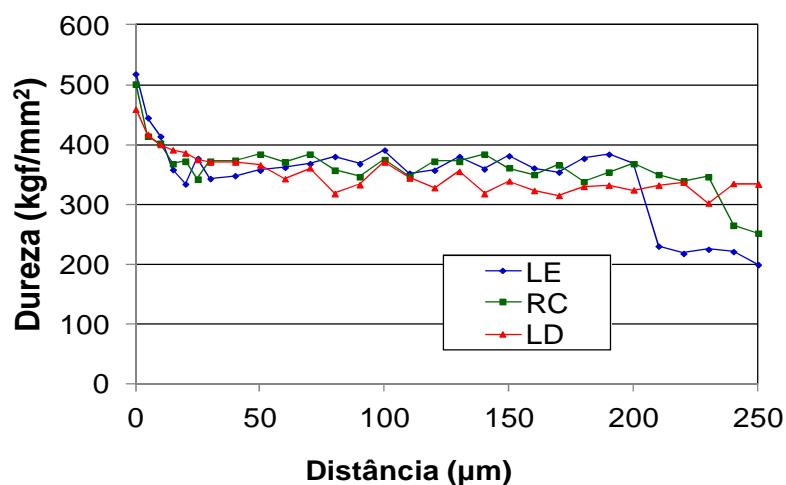


Figura 5.38 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DA3

No corpo de prova DA3, existem traços de metal de base no material no lado esquerdo (queda brusca de LE na Fig. 5.38). A presença do metal de base no revestimento indica

provavelmente a ação das partículas na região da ZAC fina no lado esquerdo, o que explicaria o fato de ter valores acima de 500 kgf/mm^2 no ponto de -2,5 mm da Fig. 5.39.

Tabela 5.18 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra DA3

Item	LE	RC	LD	Média	DP
$H_{\text{LIM}} (\text{kgf/mm}^2)$	417	417	396	410	12
$H_{\text{sub}} (\text{kgf/mm}^2)$	367	367	346	360	12
ECE (μm)	15	10	20	15	5

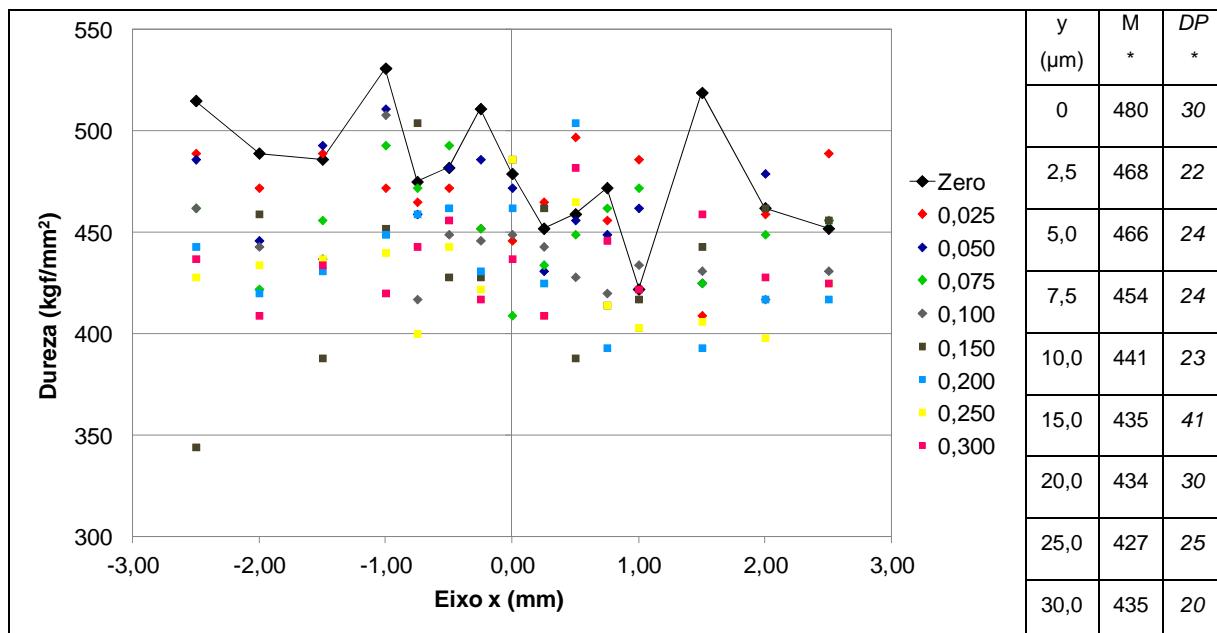


Figura 5.39 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DA3. *(kgf/mm^2)

O teste DA4 apresentou a menor perda de massa acumulada dos ensaios realizados. A formação da camada endurecida é apresentada nas Figs. 5.40 e 5.41. A Tabela 5.19 mostra uma camada endurecida com espessura de 15 μm . Nota-se um acréscimo de dureza de 31% da camada endurecida em relação ao substrato.

Tabela 5.19 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra DA4

Item	LE	RC	LD	Média	DP
$H_{\text{LIM}} (\text{kgf/mm}^2)$	409	393	392	398	10
$H_{\text{sub}} (\text{kgf/mm}^2)$	359	343	342	348	10
ECE (μm)	15	10	20	15	5

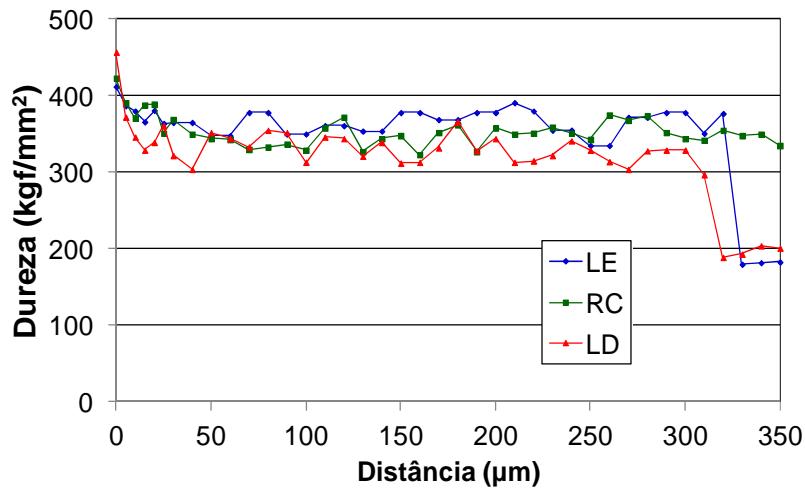


Figura 5.40 – Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DA4

No caso dos testes DA1 e DA4 a amostra possui traços do metal de base (ver LE e LD na Fig. 5.40) ao longo da espessura, o que pode justificar a maior resistência à erosão pura, uma vez que a ZAC fina, com maior dureza, pode ser a região erodida durante os ensaios. A variação na composição da amostra ocorreu em virtude das oscilações na geometria do reforço que nem sempre permitiu a retirada da amostra somente na região do revestimento.

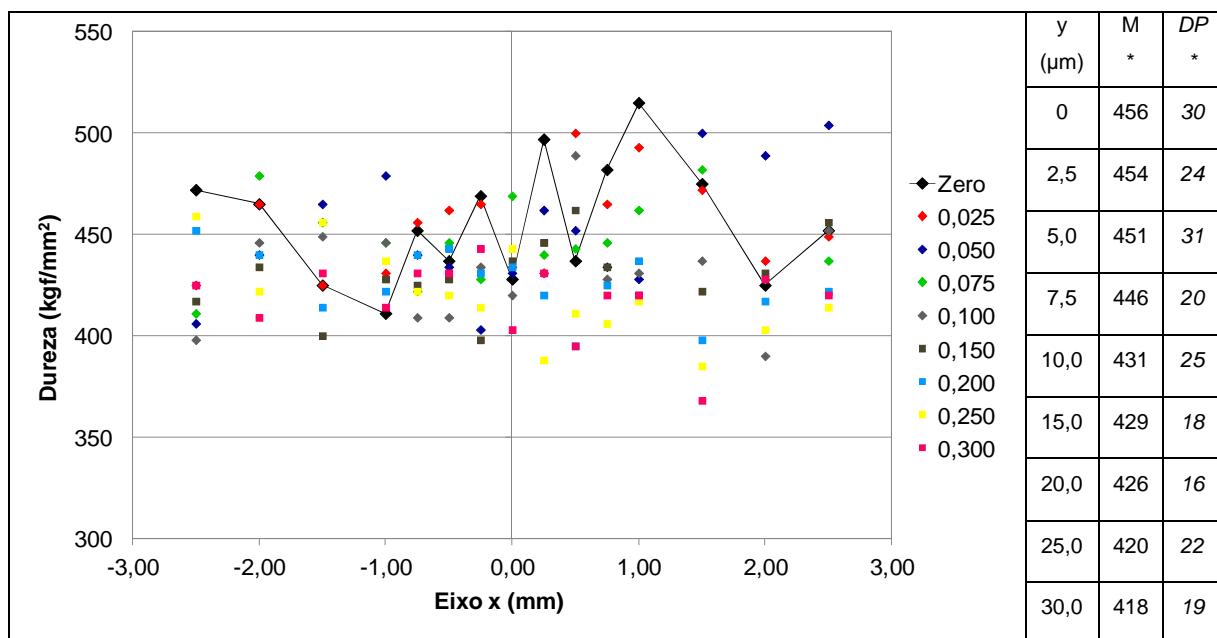


Figura 5.41 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DA4. *(kgf/mm²)

5.3.3. Dureza após a erosão em MIG/MAG duplo arame série

Para os ensaios MIG/MAG duplo arame série, a Fig. 5.42 apresenta a evolução da dureza ao longo do corpo de prova DS1.

Da mesma forma como observado para o ensaio MIG/MAG duplo arame paralelo e MIG/MAG arame frio, existiram traços de metal de base no lado esquerdo da amostra (LE na Fig. 5.42). Isto ocorreu porque o perfil de penetração é extremamente irregular no processo MIG/MAG duplo arame série, não possibilitando a retirada somente de metal de solda para a preparação da amostra.

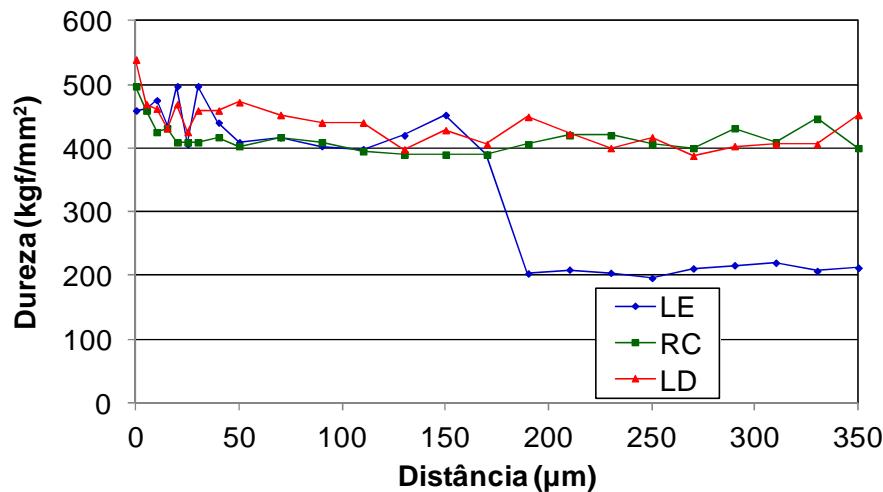


Figura 5.42 - Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DS1

Na Figura 5.43, tem-se os valores de dureza na camada endurecida e a Tab. 5.20 apresenta a definição da espessura da camada endurecida.

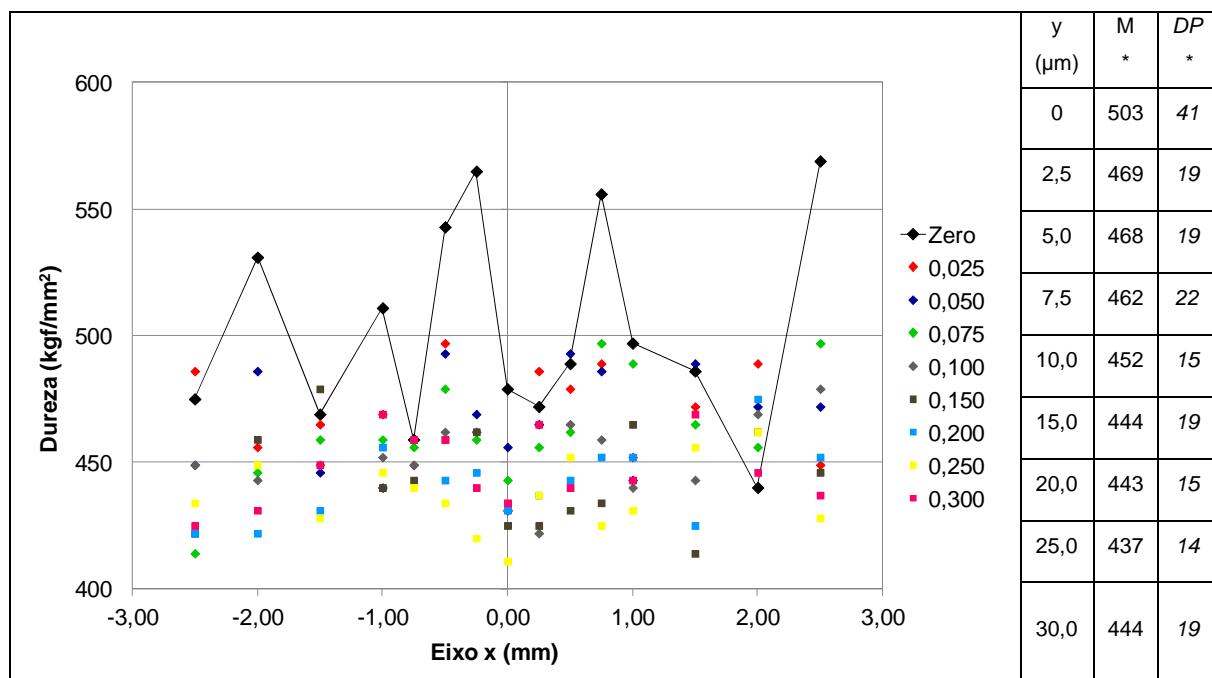


Figura 5.43 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DS1. *(kgf/mm²)

Tabela 5.20 – Definição dos limites de dureza na camada endurecida e substrato para a amostra DS1

Item	LE	RC	LD	Média	DP
H_{LIM} (kgf/mm ²)	480	450	486	472	19
H_{sub} (kgf/mm ²)	430	400	436	422	19
ECE (μm)	10	5	5	7	3

Através da Fig. 5.43 é possível notar uma grande variabilidade na dureza da camada endurecida com valores próximos ao do substrato em algumas regiões. O ganho de dureza da camada endurecida foi baixo, quando comparado aos demais ensaios, em torno de 19%.

A amostra DS2 tem seu perfil de dureza na Fig. 5.44 e o mapeamento da região endurecida na Fig. 5.45. Provavelmente, a amostra DS2 possui grande parte de sua espessura formada por material de revestimento com alta resistência ao desgaste. Na Tabela 5.21, tem-se o valor da espessura da camada endurecida de 10 μm. O ganho de dureza (G) na camada endurecida de DS2 foi em torno de 18%, sendo a provável justificativa a existência de um revestimento previamente duro, reduzindo a perda de massa da amostra e proporcionando um G menor.

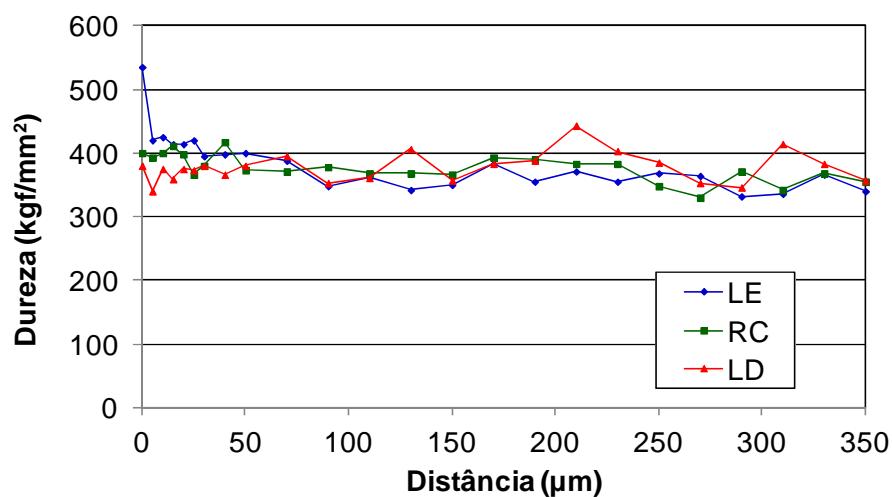


Figura 5.44 - Dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova DS2

Tabela 5.21 – Definição dos limites de dureza e camada endurecida para a amostra DS2

Item	LE	RC	LD	M	DP
H_{LIM} (kgf/mm ²)	416	426	428	423	6
H_{sub} (kgf/mm ²)	366	376	378	373	6
ECE (μm)	30	5	5	10	14

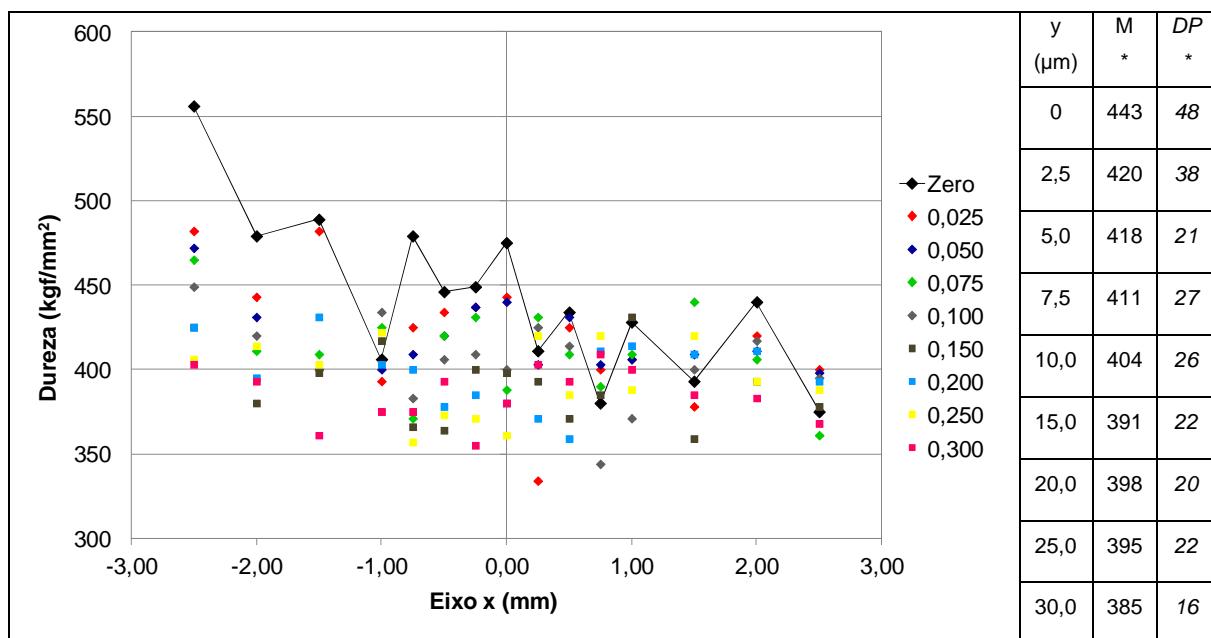


Figura 5.45 – Mapeamento de dureza no corpo de prova DS2. *(kgf/mm²)

O fato do lado esquerdo (LE) da amostra DS2 (Fig. 5.44 e 5.45) apresentar um elevado grau de dureza aliado a valores mais estáveis no centro (RC) e lado direito (LD) também são evidências de que o fluxo de partículas pode ter sido menos severo em algumas regiões da amostra.

5.3.4. Análise geral dos resultados de dureza

A partir dos resultados obtidos, é possível comparar os valores de dureza, taxa de erosão, perda de massa acumulada, dureza e ganho (G) de acordo com a Tab. 5.22.

Tabela 5.22 – Valores médios para os ensaios de erosão

Amostra	H _{sup} (kgf/mm ²)	H _{sub} (kgf/mm ²)	G (%)	T _x (mg/min)	D (mg)	D _{PI} (mg)
AF1	413	235	75	0,36	36,78	21,15
AF2	387	211	83	0,41	48,51	24,95
DA1	448	361	24	0,13	21,25	7,80
DA2	458	351	31	0,28	39,65	16,90
DA3	480	360	33	0,31	39,55	19,00
DA4	440	348	31	0,11	15,95	8,90
DS1	503	417	11	0,37	41,48	22,42
DS2	443	373	18	0,24	26,64	14,34

A Figura 5.46 apresenta a relação entre a dureza da superfície (camada endurecida) e a dureza do substrato. Nota-se, em geral, que a dureza da camada endurecida atingiu valores na faixa de, aproximadamente, 400 à 500 kgf/mm². Os valores são próximos principalmente para os corpos de prova soldados em MIG/MAG duplo arame paralelo (DA1 a DA4) e série (DS1 e DS2), provavelmente devido à energia de soldagem similar e formação de austenita de maior resistência. Acredita-se que as transformações de fase gerem estruturas similares para um mesmo processo de soldagem e, consequentemente, valores próximos de dureza.

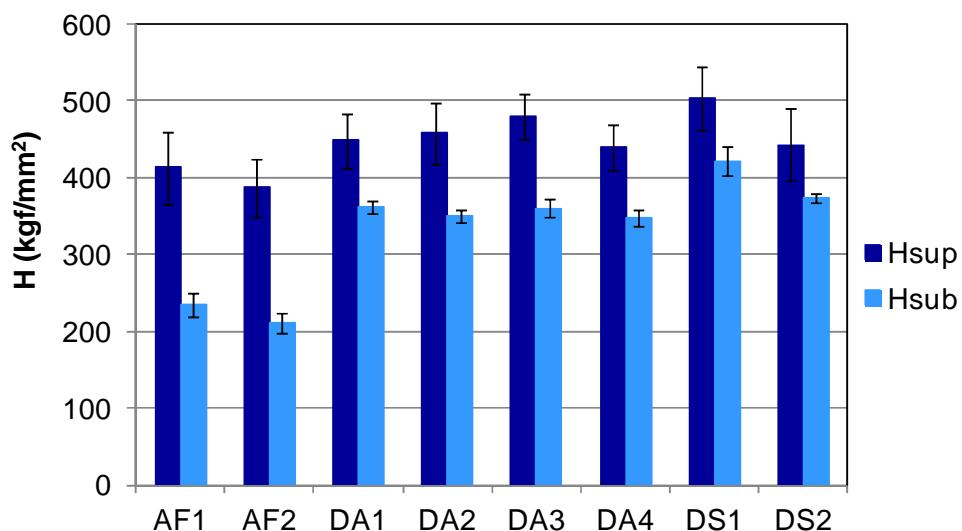


Figura 5.46 – Dureza para os corpos de prova soldados em aço inoxidável austenítico

Para os corpos de prova soldados pelo processo MIG/MAG arame frio, a energia de soldagem foi inferior, com diluição menor. Com isso, tem-se uma dureza do substrato e camada endurecida inferiores.

Quantificando o ganho de dureza (G), a amplificação entre a camada endurecida e o substrato é apresentada na Fig. 5.47. Nota-se que o ganho para as amostras em MIG/MAG duplo arame oscila em torno de 25% enquanto o MIG/MAG arame frio está acima de 75%.

Para aproximadamente o mesmo valor de dureza do substrato (a partir de 350 kgf/mm²), a taxa de erosão variou de 0,1 a 0,4 mg/min, com um ganho de dureza em torno de 50 kgf/mm², após os ensaios de 2 horas. Entretanto, para as amostras com uma dureza em torno de 250 kgf/mm², o ganho de dureza (G) foi bem superior, aumentando em quase 200 kgf/mm² (ver AF1 e AF2 na Fig. 5.47).

A dureza da superfície para o aço inoxidável austenítico alcança um valor teto em torno de 450 e 500 kgf/mm². No caso dos corpos de prova com baixa taxa de erosão,

provavelmente este valor é alcançado em períodos menores, aumentando a resistência ao desgaste e reduzindo a perda de massa acumulada.

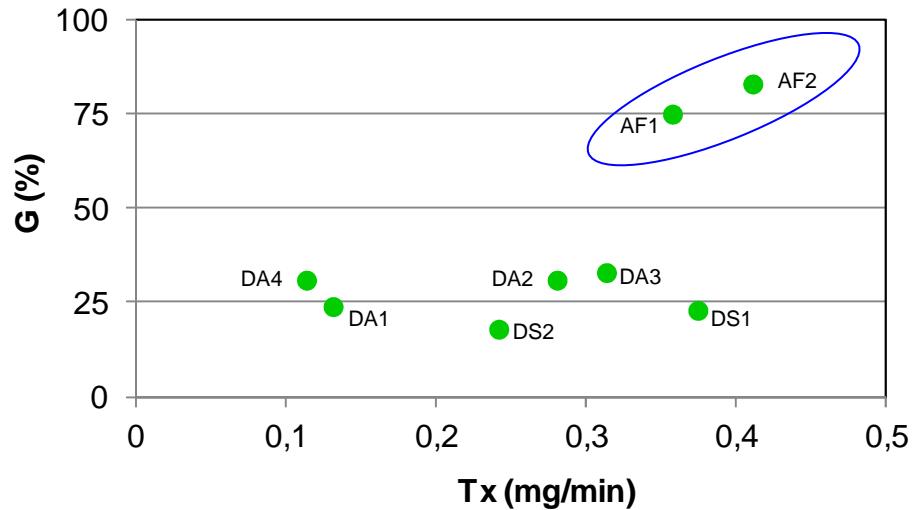


Figura 5.47 – Ganho de dureza (G) e taxa de erosão para o aço inoxidável

Com isso, fica evidente que os corpos de prova soldados pelo processo MIG/MAG arame frio atingiram valores de dureza na camada endurecida próximos ao MIG/MAG duplo arame, com um saldo negativo de grande sacrifício da massa do revestimento. Nesse sentido, Desale et al. (2009) observaram um salto de dureza no revestimento de até 94% para o aço inoxidável austenítico, percebendo grandes incrementos logo no início do ensaio, ao monitorar o ganho (G) ao longo dos períodos de medição de perda de massa no ensaio de erosão.

Por isso, ao avaliar as Figs. 5.6 e 5.7 para AF1 e AF2, nota-se que a taxa de erosão continua a aumentar ao final do ensaio, a partir dos 100 minutos. Este fato está relacionado com a sua dureza superficial, porque a amostra em MIG/MAG arame frio apresentou camadas endurecidas menores, pouco duras e finas, ou seja, de fácil remoção, não sendo capaz de resistir, de forma continua, à erosão.

Em uma tendência contrária, as amostras soldadas pelo processo MIG/MAG duplo arame aparentemente têm um endurecimento em intervalos de tempo menores, propagando esta camada endurecida para o substrato, o que pode proporcionar uma resistência do corpo de prova à erosão pura superior ao MIG/MAG arame frio. Esta constatação é evidenciada pela característica de decaimento da curva da taxa de desgaste no MIG/MAG duplo arame ao final do ensaio (Fig. 5.20), enquanto o MIG/MAG arame frio possui uma propensão à elevação da perda de massa.

Para confirmar as tendências feitas no sentido de superação dos regimes de erosão, faz-se necessário a realização de novos ensaios com maior tempo de duração, ficando esta proposta para trabalhos futuros.

5.4. Análise das características topográficas das amostras de erosão

A característica final do processo erosivo para diferentes amostras submetidas à erosão pura foi determinada pela avaliação quantitativa da topografia. Com isso, determinou-se a morfologia da superfície após os ensaios, procurando entender o desgaste através da medição de parâmetros topográficos.

5.4.1. Amostras do processo MIG/MAG arame frio

As amostras do processo MIG/MAG arame frio possuem sua soldabilidade idêntica, sem variações significativas em seus parâmetros. O aspecto superficial da amostra AF1 após a erosão pura é apresentado na Fig. 5.48.

Na superfície da Fig. 5.48 (b), fez-se a análise do perfil de rugosidade na direção leste-oeste e norte-sul de coordenadas centrais, gerando os perfis de rugosidade da Fig. 5.49. O tópico 3.8 do Capítulo III apresenta a metodologia adotada, bem como as regiões avaliadas nesta etapa do trabalho (Fig. 3.22).

A Tabela 5.23 apresenta os parâmetros de rugosidade para a amostra AF1, na área total (Fig. 5.48 c). Provavelmente, ocorreram picos isolados na amostra que interferiram nos valores dos parâmetros de rugosidade na análise da área erodida.

Tabela 5.23 – Valores de rugosidade para amostra AF1 erodida, parâmetros em μm

Local	Sa	Sq	St	Ssk	Sku	Figura
A_{Erod}	1,700	2,210	25,100	-0,370	4,140	5.48

A Figura 5.50 apresenta a caracterização superficial para a amostra AF2. Na Figura 5.51, é avaliada a rugosidade na região central do corpo de prova AF2 e a Tab. 5.24 apresenta os parâmetros de rugosidade.

Tabela 5.24 – Valores de rugosidade para amostra AF2 erodida, parâmetros em μm

Local	Sa	Sq	St	Ssk	Sku	Figura
A_{Erod}	2,450	3,200	52,100	-0,484	5,310	5.50

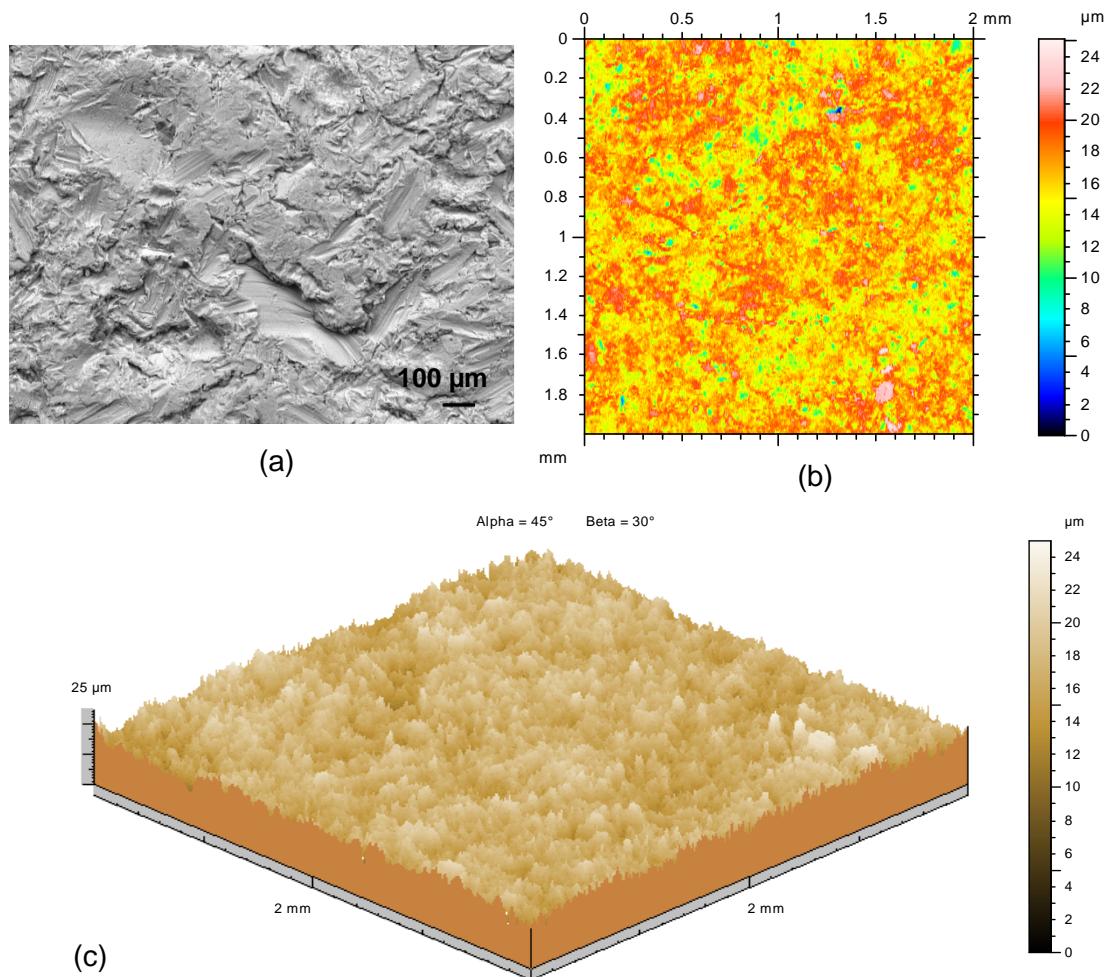


Figura 5.48 – Topografia AF1, (a) MEV, (b) diagrama de nível (c) topografia tridimensional

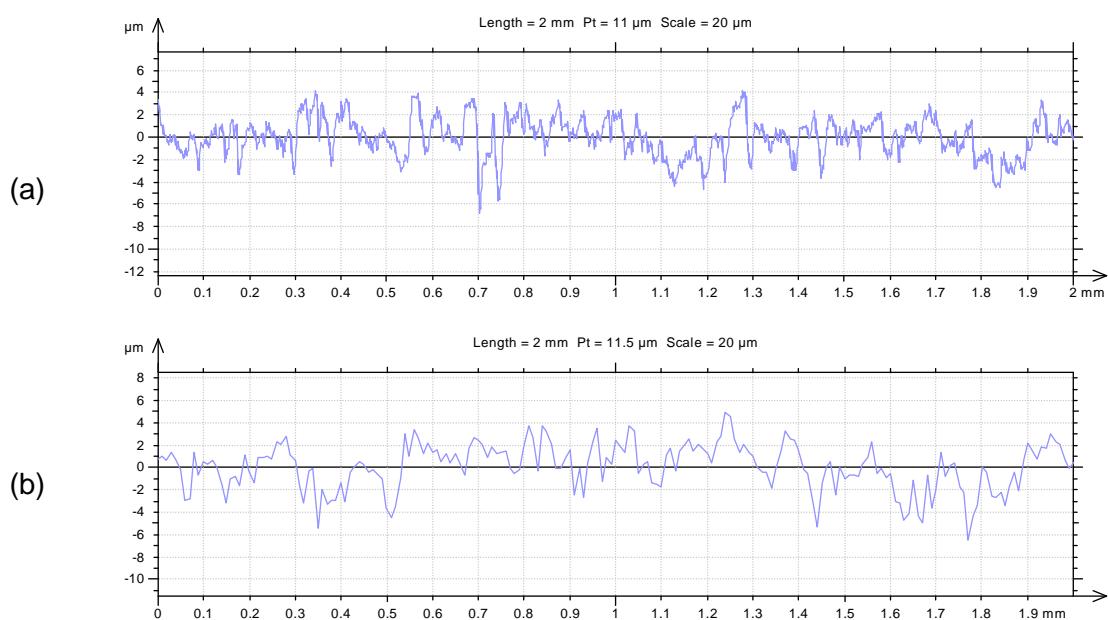


Figura 5.49 – Perfil de rugosidade, (a) leste oeste e (b) norte sul para AF1