CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

AÇO INOXIDÁVEL AISI 904L COMO REVESTIMENTO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO PULSADO EM ATMOSFERA CONTROLADA

André Luiz de Aguiar Marques

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora: Verona Biancardi Oliveira (UERJ)

Rio de Janeiro
Dezembro de 2018

AÇO INOXIDÁVEL AISI 904L COMO REVESTIMENTO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO PULSADO EM ATMOSFERA CONTROLADA

Dissertação apresentada ao Programa/Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título/certificado em Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

André Luiz de Aguiar Marques

Banca Examinadora:

Presidente, Professor Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc. (orientador) – CEFET/RJ

Professora Verona Biancardi Oliveira, D.Sc. (coorientadora) - UERJ

Professor Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc. – CEFET/RJ

Professor Joanes Silva Dias, D.Sc. – CEFET/RJ

Rio de Janeiro
Dezembro de 2018

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

CEFET/RJ – Sistema de Bibliotecas / Biblioteca Central

M357 Marques, André Luiz de Aguiar
Aço inoxidável AISI 904L como revestimento por soldagem a arco elétrico pulsado em atmosfera controlada / André Luiz de Aguiar Marques.—2018.
100f. + anexos : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.
Bibliografia : f. 88-100
Orientadores : Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora : Verona Biancardi Oliveira

1. Aço inoxidável - Soldagem. 2. Microestrutura. 3. Revestimentos. 4. Tecnologia dos materiais. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses (Orient.). II. Oliveira, Verona Biancardi (Coorient.). III. Título.

CDD 620.17

Elaborada pela bibliotecária Mariana Oliveira CRB-7/5929

DEDICATÓRIA

Á Deus

Aos meus amados familiares, pai Manoel Pereira Marques, mãe Isaura Firmino de Aguiar e irmã Angélica de Aguiar Marques Correa, por todo incentivo e apoio, motivacional, sempre;

Á minha amada esposa Ravena Molinari Neves e minhas queridas filhas, Clara e Manuela pelo incentivo, apoio incondicional e pela minha ausência em alguns momentos importantes.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus por me permitir concluir mais esta etapa em minha vida.

Ao Instituto SENAI de Tecnologia de Soldagem – IST de SOLDA, pela disponibilização de toda infraestrutura de oficina e profissionais durante a realização da soldagem de revestimento e confiança;

Ao meu orientador Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc., pelos ensinamentos, motivação, paciência e prestatividade sem limites; pelo seu incentivo e dedicação ao desenvolvimento deste tema, fundamentais para concretização deste trabalho.

A minha coorientadora Prof. Verona Biancardi Oliveira, D.Sc., pela valiosa orientação e dedicação nos requisitos técnicos;

Ao Prof. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc., por todo o conhecimento passado motivação e dedicação;

Ao Engenheiro Fernando Correa do IST de SOLDA, pelo suporte técnico;

Ao operador de soldagem do SENAI e futuro engenheiro de produção, Instrutor Luiz Antônio de Brito, pelo suporte operacional no cladeamento e na mecanização do processo de revestimento, essenciais para realização desse trabalho;

Aos técnicos Hiron e Breno do LAMAT do CEFET-RJ, pelo suporte no corte, embutimento e preparo das amostras em estudo.

A todos que participaram diretamente ou indiretamente deste trabalho.

“Quando se busca o cume da montanha, não se dá importância às pedras do caminho”.

(Provérbio oriental)

RESUMO

AÇO INOXIDÁVEL AISI 904L COMO REVESTIMENTO POR SOLDAGEM A ARCO ELÉTRICO PULSADO EM ATMOSFERA CONTROLADA

André Luiz de Aguiar Marques

Orientadores:

Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Verona Biancardi Oliveira, D.Sc

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação PPEMM do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de mestre em engenharia mecânica e tecnologia de materiais.

Este trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades da liga de aço inoxidável superaustenítica (AISI 904L) na forma de revestimento e na condição “como soldado”, depositada pelo processo de soldagem a arco elétrico pulsado com gás inerte GMAW-P sobre o substrato de aço carbono SAE 1020. Foram analisadas quatro condições deste revestimento depositado por meio de diferentes parâmetros de soldagem. Uma avaliação microestrutural foi realizada através das técnicas de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). As propriedades mecânicas foram analisadas através da determinação do perfil de microdureza do substrato, interface e revestimento. Também foram feitas avaliações da diluição, penetração do reforço e molhabilidade dos revestimentos para todas as condições. Os resultados obtidos por MO e MEV indicam que a melhor combinação de parâmetros inclui uma tensão de 26,1 V e uma corrente de 151 A para a qual o revestimento apresenta aspecto mais uniforme, sem a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPD), além de diluição reduzida. Não houve variação significativa da microdureza e a microestrutura do revestimento se caracterizou pela presença de dendrítas, regiões colunares e eptaxiais.

Palavras-chave: AISI 904L; deposição por soldagem GMAW-P; microestrutura, dureza.

Rio de Janeiro
Dezembro de 2018

ABSTRACT

AISI 904L STAINLESS STEEL AS CLADDING OVERLAY WELDING BY ELECTRIC ARC PULSED IN CONTROLLED ATMOSPHERE

André Luiz de Aguiar Marques

Advisors:

Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Verona Biancardi Oliveira, D.Sc

Abstract of the Master Dissertation submitted to the PPEMM Postgraduate Program of the Celso Suckow da Fonseca Federal Center of Technological Education, CEFET / RJ, as part of the requisites required to obtain a master's degree in mechanical engineering and materials.

This work aims to evaluate the properties of the superaustenite stainless steel alloy (AISI 904L) in the form of coating and in the "as welded" condition deposited by the GMAW-P inert gas pulsed arc welding process on the steel substrate carbon SAE 1020. Four conditions of this deposited coating were analyzed by means of different welding parameters. A microstructural evaluation was performed using optical microscopy (MO) and scanning electron (SEM) techniques. The mechanical properties were analyzed by determining the microhardness profile of substrate, interface and coating. Evaluations of dilution, penetration of reinforcement and wettability of the coatings for all conditions also were made. The results obtained by MO and MEV indicate that the best combination of parameters includes a voltage of 26.1 V and a current of 151 A for which the coating presents a more uniform appearance without the presence of partially diluted zones (ZPD), in addition to reduced dilution . There was no significant variation of the microhardness and the microstructure of the coating was characterized by the presence of dendrites, columnar and eptaxial regions.

Keywords: AISI 904L; Deposition by GMAW-P welding; microstructure, hardness.

Rio de Janeiro
December, 2018

SUMÁRIO

Introdução 19
Capítulo I – Revisão Bibliográfica 21
I. 1. Aços inoxidáveis AISI 904L 21
I. 1.1. Efeito das Fases Secundárias na Corrosão Localizada 25
I. 2.1. Cinética de Precipitação das Fases Secundárias 26
I. 2. Microestrutura e soldabilidade da liga superaustenítica AISI 904L 28
I. 2.1. Introdução 28
I. 2.2. Soldabilidade do aço inoxidável 30
I. 2.3. Soldabilidade dos aços inoxidáveis superausteníticos 31
I. 3. Processos de Soldagem GMAW-P 33
I. 3.1. Corrente Pulsada 34
I. 3.2. Principais vantagens e limitações 35
I. 4. Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) 36
I. 4.1. Formação das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) 37
I. 4.2. Características morfológicas das ZPD's 37
I. 5. Influencia dos parâmetros de soldagem na diluição 40
Capítulo II – Materiais e Métodos 42
II. 1. Materiais 42
II. 1.1. Material de Base ou Substrato 42
II. 1.2. Material de Adição 42
II. 2. Procedimentos de Soldagem 43
II. 2.1. Parâmetros de soldagem 43
II. 3. Ensaios de Microdureza 48
II. 4. Ensaios Metalográficos 48
II. 4.1. Preparação das amostras 48
II. 5. Avaliação Microestrutural 49
Capítulo III – Resultados e Discussão 53
III. 1. Avaliação da qualidade dos revestimentos e efeitos de parâmetros de processo 53
III. 2. Metodologia 55
III. 3. Microscopia Ótica (MO) 58
III. 4. Aspectos geométricos dos resvestimentos 60
III. 4.1. Medição das dimensões da seção transversal do revestimento depositado 60

III. 4.2. Medição dos ângulos de molhamento (Ɵ), esquerdo e direito 61
III. 5. Ensaio de Microdureza 67
III. 6. Análise da Diluição 69
III. 7. Caracterização da Microestrutura feita por MEV com EDS 73
Capítulo IV – Conclusões 86
Capítulo V – Propostas para Próximos Trabalhos 87
Capítulo VI – Referências 88
Capítulo VII – Anexos 101

Lista de Figuras

Figura 1 – Esquema de formação da camada passiva 21
Figura 2 – Proteção da película passivadora em corrosão atmosférica 25
Figura 3 - Curvas TTT dos aços austeníticos e superausteníticos 26
Figura 4 – Diagrama TTT do aço inoxidável de composição aproximada 20% Cr, 25% Ni e 0.7% Nb 27
Figura 5 – Diagrama pseudo-binário em função do Mo para composição do metal de solda a 3 mm da linha de fusão (LF) 29
Figura 6 – Microestrutura da soldagem a laser CO2 no aço AISI 904L (a) Interface entre metal de solda e metal base; (b) Metal de solda 30
Figura 7 – Morfologias da ferrita na Zona Fundida para aços inoxidáveis austeníticos 31
Figura 8 – Representação esquemática do processo de soldagem GMAW 33
Figura 9 – Esquema da poça de fusão 37
Figura 10 – ZPD's tipo praia apresentando dureza maior 38
Figura 11 – ZPD's tipo praia apresentando dureza maior 38
Figura 12 – ZPD's tipo baías ou península 39
Figura 13 – ZPD's tipo ilha de pequenas dimensões apresentando dureza maior 40
Figura 14 – Fonte de soldagem inversora multiprocesso, marca KEMPPI Vista a) frontal e b) traseira 44
Figura 15 – Cabeçote de alimentação marca KEMPPI 44
Figura 16 – Desenho esquemático da deposição da solda – corte transversal com deposição multipasses GMAW-P em uma única camada 46
Figura 17 – (a) Painel de programação da fonte de soldagem; (b) Cilindro de gás argônio puro, com manômetro e fluxômetro acoplados para medição de pressão e vazão. 46
Figura 18 – Dispositivo mecanizado para posicionamento da tocha 47
Figura 19 – Aplicação do revestimento no substrato 47
Figura 20 - Detalhe esquemático do perfil de microdureza 48
Figura 21 – Amostra embuitida em resina de baquelite 49
Figura 22 – Desenho da geometria do cordão: soldagem de penetração (a) e soldagem de revestimento (b). 50
Figura 23 – Macrografia da seção transversal do revestimento e a sua respectiva análise geométrica. 51
Figura 24 – Tela de calibração da escala do software Image J 52
Figura 25 - Substrado de aço carbono revestido com AISI 904l (condição 1) 53

Figura 26 - Substrado de aço carbono revestido com AISI 904l (condição 2)..... 53
Figura 27 – Macrografias das chapas cortadas após o depósito do revestimento..... 54
Figura 28 – Macrografias mostrando os aspectos dos cordões obtidos através da deposição do aço inoxidável AISI 904L. Condições: a) CP-01 (28 V e 211 A) e b) CP-02 (28V e 120 A) 56
Figura 29 – Macrografias mostrando os aspectos dos cordões obtidos através da deposição do aço inoxidável AISI 904L. Condições: a) CP-03 (26,7V e 180A) e b) CP-04 (26,1V e 151A).....57
Figura 30 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-01. Aumento: 12x. 58
Figura 31 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-02. Aumento: 12x..... 58
Figura 32 -Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-03. Aumento: 12x. 59
Figura 33 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-04. Aumento: 12x..... 59
Figura 34 – Representação esquemática das dimensões da seção transversal do revestimento depositado. 60
Figura 35 – Imagem do cordão de solda, indicando as dimensões obtidas através do Software analisador de imagens Stream Essentials da OLYMPUS.....60
Figura 36 – Ilustração esquemática de como foram mensurados os ângulos de contato entre o depósito e o substrato.....61
Figura 37 – CP 01 (condição 1) - Ângulo de molhabilidade - ângulo direito = 20,87°....61
Figura 38 – CP 02 (condição 2) - Ângulo de molhabilidade - ângulo direito = 21,80°....61
Figura 39 – Micrografia via microscopia ótica da superfície do revestimento. Condições: a) CP1 - Aumento (200X).....63
Figura 40 – Micrografia da condição 1 (CP 01) obtidas por microscopia ótica no meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO)..... 64
Figura 41 – Micrografia da condição 2 (CP 02) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO).....64
Figura 42 – Micrografia da condição 2 (CP 02) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO).....65

Figura 43 – Micrografia da condição 3 (CP 03) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO). 65
Figura 44 – Micrografia da condição 3 (CP 03) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO). 66
Figura 45 – Micrografia da condição 4 (CP 04) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO). 66
Figura 46 – Micrografia da condição 4 (CP 04) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO). 67
Figura 47 – Gráfico referente ao ensaio de microdureza Vickers para as quatro condições avaliadas. 68
Figura 48–CP-01 (28V e 211 A) – Área fundida do metal de solda (revestimento//cordão de reforço) 70
Figura 49 – CP-02 (28V e 120 A) – Área fundida do metal de solda (revestimento).... 71
Figura 50 – CP-03 (26,7V e 180A) – Área fundida do metal de solda (revestimento) 71
Figura 51 – CP-04 – (26,1V e 156A) Área fundida do metal de base (penetração). 72
Figura 52 – Resultados da medição de diluição para as quatro condições estudadas. 72
Figura 53 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD tipo baía ou península. 73
Figura 54 – Espectro da microestrutura por EDS da (condição 1), desde o substrato, passando pela ZPD, até chegar no revestimento..... 74
Figura 55 – Micrografia feita por MEV (Aumento de 500x) na ZPD do tipo baía ou península. (Condição 1 – zona de interface entre o substrato e o revestimento) 74
Figura 56 – Microestrutura do revestimento (MEV - aumento de 3000x), destacando as regiões dendrítica (D) e interdendrítica (ID) - (Condição 1)..... 75
Figura 57 – Microestrutura da Zona Fundida (MEV - aumento de 2000x), destacando as principais regiões - (Condição 1) 75
Figura 58 – Microestrutura do revestimento com aço inoxidável superaustenítico AISI 904L (MEV - aumento de 1000x) - (Condição 1)..... 76
Figura 59 – Micrografia feita por MEV (aumento de 500x) na ZPD do tipo baía ou península. (Condição 1 – zona de interface entre o susbtrato e o revestimento). 76
Figura 60 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD..... 77

Figura 61 – Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (condição 2), através das regiões dendrítica e interdendrítica da zona fundida 77
Figura 62 – Micrografia por MEV da formação da ZPD na interface entre o aço SAE 1020 e a liga de 904L. Estão representados os parâmetros de soldagem: corrente de 120 A e velocidade de soldagem 60 cm/min 78
Figura 63 – Micrografia Estrutura típica de baía da ZPD – Condição 2 – 500x..... 78
Figura 64 – Micrografia por MEV da região interdendrítica – Condição 2 – 3000x. 79
Figura 65 – Micrografia por MEV da região e do Núcleo dendrítico – Condição 2 – 1000x. 79
Figura 66 –. Espectro da composição química feita por EDS na ZPD 80
Figura 67 – Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (condição 3), através das regiões dendrítica e interdendrítica da zona fundida 81
Figura 68 – Micrografia Estrutura típica de baía da ZPD – Condição 3 – 500x..... 81
Figura 69 – Micrografia por MEV da região e do Núcleo dendrítico – Condição 3 – 1000x. 82
Figura 70 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD 83
Figura 71 – Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (condição 4), através das regiões da zona fundida 83
Figura 72 – Micrografia Estrutura típica de praia da ZPD – Condição 4 – 500x..... 84
Figura 73 – Micrografia por MEV do metal de solda – Condição 4 – 1000x 84
Figura 74 – Micrografia por MEV do revestimento – Condição 4 – 500x 85

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Valores de diluição em função do processo de soldagem..... 40
Tabela 2 – Variáveis que influenciam diretamente na diluição..... 41
Tabela 3 – Resistência mecânica do substrato nas condições: laminados a quente, normalizado e recozido..... 42
Tabela 4 – Composição química do substrato (%) – Aço carbono SAE 1020..... 42
Tabela 5 – Composição química do consumível (%) conforme exigência da AWS/ASME SFA 5.9 – ER385 – EM 10.204-2.2 43
Tabela 6 – Propriedades mecânicas do arame 904L..... 43
Tabela 7 – Parâmetros de soldagem utilizados e condições estudadas..... 45
Tabela 8 – Dimensões do ângulo de molhabilidade das amostras analisadas 62
Tabela 9 – Parâmetros utilizados para realização do ensaio de microdureza Vickers.. 68
Tabela 10 – Valores de diluição em função da intensidade de corrente. 69

Lista de Abreviaturas e Siglas

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
AISI	Instituto Americano de Classificação dos aços (American Iron and Steel Institute)
ASME	American Society of Mechanical Engineers - (Sociedade Americana de Engenheiros Mecânicos)
API	American Petroleum Institute - (Instituição Americana de Petróleo)
AWS	American Welding Society - (Sociedade Americana de Soldagem)
HV	Hardness Vickers – (Dureza Vickers)
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
SASS	Aço Inoxidável Superaustenítico (Super Austenitic Stainless Steel)
GMAW-P	Soldagem por arco elétrico pulsado com gás de proteção (Gas Metal Arc Welding Pulsed)
GTAW	Soldagem por arco elétrico com proteção gasosa e eletrodo de tungsténio não consumível (Gas-Shielded Tungsten Arc Welding)
SAW	Soldagem por Arco Submerso (Submerged arc welding)
LBW	Soldagem a Laser (Laser Beam Welding)
AISI	Instituto Americano de Classificação dos aços (American Iron and Steel Institute)
Ni	Elemento químico - Níquel
Cr	Elemento químico - Cromo
Mo	Elemento químico - Molibdênio
N	Elemento químico - Nitrogênio
INCONEL	Marca comercial da superliga de Níquel
Mn	Elemento químico - Manganês
Fe	Elemento químico - Ferro
Cu	Elemento químico - Cobre
C	Elemento químico - Carbono
LRC	Ligas Resistentes a Corrosão
904L	Liga de aço inoxidável superaustenítico de baixo carbono
UNS	Sistema de numeração unificado (Unified Numbering System)
MIG	Soldagem a arco elétrico com proteção de gás inerte (Metal Inert Gas)

EDS	Análise de Dispersão de Energia (Energy Dispersive X-ray Spectrometry)
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
HV	Dureza Vickers (Hardess Vickers)
B	Elemento químico - Boro
U	Elemento químico - Urânio
Nb	Elemento químico – Nióbio
°C	Graus Celsius
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZAC	Zona Aquecida pelo Calor
SS	Aço inoxidável (Stainless Steel)
HEAs	As ligas de alta entropia (high entropy alloys – HEAs)
TIG	Soldagem por arco elétrico com proteção gasosa e eletrodo de tungsténio não consumível (Tungsten Inert Gas)
S	Elemento químico – Enxofre
P	Elemento químico – Fósforo
Å	Ångström (Å)
σ	Fase Sigma
χ	Fase Chi
π	Fase Pi
LF	Linha de Fusão
FN	Número de ferrita (Ferrite Number)
CC	Corrente Contínua
HSLA	Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA)
ASM	American Society of Materials
H_2S	Sulfeto de hidrogénio
MB	Metal de Base
MS	Metal de Solda
SAE	Society of Automotive Engineers
MAG	Soldagem a arco elétrico com proteção de gás inerte (Metal Active Gas)
MPa	Mega Pascal
HRB	Dureza Brinell
J	Joule
mm	Milímetro
Ksi	Kilo-libra por polegada quadrada
CP	Corpo de Prova

A	Ampéres
Ar	Argônio
V	Volts
l/min.	Litros por minuto
cm/min	Centímetros por minuto
LAMAT	Laboratório de Materiais do CEFET-RJ
gf	Grama força
ϴ	Thêta – ângulo de molhamento
Image J	Sofware de análise de imagens utilizado para medição de áreas e ângulos

Introdução

A utilização das ligas de aços inoxidáveis superaustenítico (*do inglês*, Superaustenitic Stainless Steel - SASS) em substituição às ligas à base de níquel pode ser uma alternativa interessante para revestimentos anticorrosivos em indústrias de petróleo e gás, devido ao menor custo, quando comparado às superligas de Ni (MADALENA *et al*., 2013). Normalmente, a deposição do revestimento pode ser feita em um ou vários passes usando processos convencionais de soldagem a arco elétrico, tais como o processo de soldagem a arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa e eletrodo de tungstênio (GTAW), soldagem por arco submerso (SAW), soldagem a laser (LBW) ou de soldagem a arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa (GMAW). Entre os vários materiais que podem ser utilizados como revestimento anticorrosivo, pode destacar a liga de níquel da família Ni-Cr-Mo, INCONEL 625, que é conhecida por apresentar uma excelente resistência à corrosão, porém apresenta um alto custo (SILVA *et al*., 2012).

Outra liga, mas de menor custo, vem sendo pesquisada no intuito de substituir a liga INCONEL 625 em algumas aplicações com fluidos de variados graus de corrosividade, como é o caso da liga de aço inoxidável superaustenítico AISI 904L. Neste caso, a liga AISI 904L possui como principais características, boa soldabilidade, disponibilidade de consumíveis de soldagem no mercado, custo consideravelmente inferior aquele do INCONEL 625 e boa resistência à corrosão uniforme e localizada. Esta última característica é alcançada através da adição de maiores teores de elementos de liga, principalmente Ni, Mo, Mn e N, o que torna esta liga uma opção bastante interessante para tais aplicações (GUEDES *et al*., 2012).

A procura de novos materiais para atuar em ambientes com presença de ácido sulfúrico (H_2S) levou a necessidade do desenvolvimento de ligas mais resistentes à corrosão e, desta forma, na década de 30, nasceu a liga B6 (AISI 904L ou UNS N08904) e a liga 20 (UNS N08020), ambas pertencentes à classe dos primeiros aços inoxidáveis superaustenítico (BARS, 2011). Com teores de elementos de liga superiores a 50% e controle do nível máximo de carbono (C), estes aços ganharam espaço na década de 70 quando a demanda por ligas resistentes à corrosão (LRC) para aplicação nas indústrias de papel, celulose e petroquímica cresceu de forma acentuada (SATHIYA *et al*., 2010; GOMES, 2010). Sendo assim, um aço inoxidável pode ser considerado como superaustenítico quando as quantidades de elementos de liga (Cr, Ni, Mo, N e Cu) estiverem acima dos valores normalmente encontrados nos aços inoxidáveis

austeníticos, resultando em uma concentração de Fe próxima ou inferior a 50% em peso (SATHIYA *et al*., 2010; GOMES, 2010).

Em particular, a liga superaustenítica AISI 904L com composição química típica de 25 %Ni e 20 %Cr com adições de Mo (4 a 4,8%), Cu (entre 1 e 2 %) e Mn, diferencia-se pela sua excelente resistência à corrosão localizada (pite e fresta), à corrosão galvânica e em forma especial à corrosão em ambientes agressivos, como em meios sulfurosos, fosfóricos, hidroclóricos, na indústria de fertilizantes e instalações “offshore”.

A microestrutura deste material é totalmente austenítica na temperatura ambiente e possui baixo percentual de C, além de se caracterizar por sua boa soldabilidade e excelente ductilidade em baixas temperaturas. Porém, a adição de elementos de liga promove alterações na microestrutura do material e a possível formação de precipitados, que pode ocorrer durante e após a solidificação, durante o processsamento termomecânico e em serviço a altas temperaturas. Além do Fe (ferro), os principais elementos químicos que constituem estas ligas são o Cr (cromo), adicionado para melhorar a resistência à corrosão, o Ni (níquel) e o N (nitrogênio) que favorecem a estabilização da austenita, enquanto que o Mo (molibdênio) é introduzido na liga para aumentar a resistência à corrosão localizada (pite e fresta), além de ser bastante eficiente para melhorar a resistência mecânica por meio de solução sólida substitucional RITONI, (2007). Alguns fenômenos indesejáveis podem ocorrem nestes aços quando soldados, tais como trincas de solidificação e liquação, sensitização e formação de fase sigma, que podem afetar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão (Rabensteiner, 1985; Pertenecer, 1990). A adição de Cu nesta liga tem o propósito de melhorar a resistência à corrosão em meios ácidos (GOMES, 2010; BRANDI *et al*., 2008).

O objetivo do presente estudo foi a investigação das modificações microestruturais na liga de aço inoxidável superaustenítico 904L quando submetida ao processo de soldagem MIG (GMAW-P), para diferentes condições de voltagem e corrente e seus efeitos nas propriedades deste material. Isso possibilitará o levantamento de parâmetros operacionais úteis como referências para a obtenção de um revestimento de boa qualidade quando aplicado sobre um substrato de aço carbono SAE 1020. As análises microestruturais foram realizadas com microscopia ótica e eletrônica de varredura, Espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios X (EDS) e microdureza Vickers. A medição de diluição foi realizada pelo método de áreas.

1- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 – Aços inoxidáveis AISI 904L

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contêm no mínimo 11,5% de cromo. As principais características dos aços inoxidáveis são alcançadas através da formação de um filme fino superficial de óxido de cromo (Cr_2O_3) aderente e invisível, que protege o material de subsequentes ataques corrosivos, sendo conhecido como película protetora ou camada passiva (Figura 1). Os fatores mais importantes na seleção dos aços inoxidáveis para uma determinada aplicação são a resistência à corrosão, propriedades mecânicas em determinadas faixas de temperatura, características de soldabilidade, características de usinabilidade e o custo (PONCE, 2005).

De acordo com LOPES, 2005, a resistência dos aços inoxidáveis a diversos meios corrosivos permite o seu emprego em recipientes, tubulações e componentes de equipamentos de processamento de produtos alimentares e farmacêuticos, de celulose e papel, de produtos de petróleo e de produtos químicos em geral. A resistência à oxidação, em temperaturas mais elevadas, torna possível o seu uso em componentes como fornos, câmaras de combustão, trocadores de calor e motores térmicos. A resistência mecânica relativamente elevada, tanto à temperatura ambiente como a baixas temperaturas, viabiliza o seu uso em componentes de máquinas e equipamentos nos quais se exige alta confiabilidade de desempenho como, por exemplo, partes de aeronaves, vasos de pressão, e componentes estruturais menores como elementos de fixação. A aparência brilhante e atraente dos aços inoxidáveis torna esses materiais adequados aos usos na construção civil, móveis e objetos de uso doméstico.

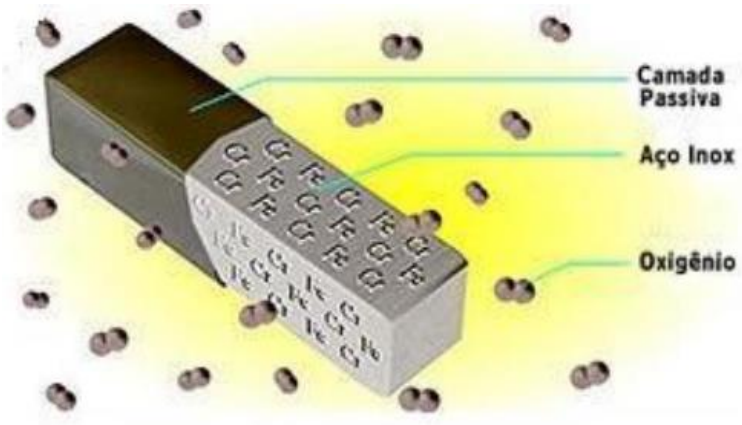


Figura 1. Esquema de formação da camada passiva. Fonte: PONCE, 2006.

A necessidade de adequação das indústrias às normas de proteção ao meio ambiente também incentiva o uso dos aços inoxidáveis. Estes materiais eliminam a utilização de agentes contaminadores que estão presentes nos processos de tratamento superficiais, por exemplo, peças de aço carbono pintadas, galvanizadas, niqueladas, bicromatizadas, etc. (LOPES, 2005).

Prabu *et al*. (2017) relatam que no atual cenário industrial, a soldagem de materiais dissimilares é amplamente utilizada em diversas aplicações estruturais devido ao seu custo acessível. O Inconel 625 é uma superliga de níquel-cromo com excelente resistência a corrosão, derivada da adição de elementos de fortalecimento como molibdênio (Mo) e nióbio (Nb) que atuam endurecendo sua matriz de níquel-cromo. Esta liga é amplamente utilizada como material para revestimento por meio do processo de soldagem. Contudo, trata-se de um material de alto custo. Similarmente, os aços inoxidáveis super austeníticos (SASS), em especial o AISI 904L, são um sistema à base de ferro com adições de Cr, Ni e Mo. Ambas as ligas têm ampla gama de aplicações em centrais nucleares, indústrias químicas e petroquímicas devido à excelente resistência à corrosão e resistência a altas temperaturas (SHANKAR *et. al* 2001). Segundo PRABU *et al*. (2017), durante a soldagem da liga 904L, evidenciou-se sua susceptibilidade a trincas à quente devido ao seu alto teor de Mo. Para evitar fissuras a quente, os consumíveis de soldagem devem possuir baixo nível de impureza. Por outro lado, devido à presença de Mo, Cr e Ni podem melhorar a precipitação de fases intermetálicas, incluindo carbonetos e nitretos nestes aços durante exposição prolongada a temperaturas elevadas entre 550 e 800°C (Heino *et. al*.1999).

CAIRONI *et al*.(1993) relataram que durante a solidificação do metal de solda, uma fase rica em N forma regiões interdendríticas devido à segregação de Nb, deteriorando assim a propriedades mecânicas, tais como tenacidade e resistência a fadiga. A adição de ferro à solda (ocorre devido à crescente diluição) causa maior segregação de Mo e Nb, portanto, este comportamento atribui uma menor solubilidade de Mo e Nb na fase austenita devido ao aumento da adição de ferro. Uma das principais questões é a seleção do consumível para soldagem entre superliga de aço inoxidável superaustenítico AISI 904L e as demais famílias de aços inoxidáveis. PATTERSON *et al*.(1985) estudaram as soldagens dissimilares AISI 304L e Inconel 625 por soldagem autógena TIG e encontraram trincas de solidificação na zona soldada. Também os autores relataram que a suscetibilidade de trincas na fase interdendrítica deve-se principalmente à segregação de elementos, como S, P e Nb. Os autores sugerem que a seleção dos parâmetros de soldagem influência na suscetibilidade de trincas.

DEVENDRANATH *et al*.(2014) estudaram as soldagens dissimilares entre AISI 304 e Inconel 625 e relataram que na ZAC de Inconel 625 foi observado enriquecimento de segregação devido ao uso de metal de enchimento rico em Nb (ERNiCrMo-3) e também na ZTA foi observado a precipitação de carbonetos de cromo. Os autores recomendaram que, ao empregar a soldagem TIG, os efeitos da fase secundária foram reduzidos ligeiramente. Para evitar a formação de trincas à quente durante a soldagem, devem utilizar consumíveis de soldagem especialmente projetados com baixo nível de impureza.

A utilização das ligas de SASS é particularmente interessante, pois eles preenchem a lacuna de custo entre o aço inoxidável austenítico relativamente mais barato que superligas à base de níquel (SATHIYA *et al*.,2010). No entanto, devido a quantidade considerável de elementos de liga, como Mo, N e Cr, a microestrutura é mais suscetível à precipitação de fases intermetálicas, geralmente σ, χ e Laves, que são conhecidos por serem prejudiciais para as propriedades mecânicas e corrosão (ANBURAJ *et al*., 2012; KOUTSOUKIS, *et al*., 2013, SATHIYA, *et al*., 2010).

O aço AISI 904L é de baixo carbono, altamente ligado e apresentando propriedades de alta resistência ao impacto e boa soldabilidade, devido ao seu alto teor de molibdênio, o que evita a formação de trincas a quente durante a soldagem (SATHIYA *et al*., 2010, BOGDANOWICZ *et al*., 2014). A liga SASS mostra uma resistência melhorada à corrosão em relação aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais da série 300 (BOGDANOWICZ, *et. al*., 2014, RAMKUMAR et.al., 2015). Segundo BOGDANOWICZ *et al.(*2014), apesar do amplo uso do SASS AISI 904L em construção, refinarias, energia nuclear e indústria química, a informação disponível na literatura quanto às propriedades desta liga, ainda é limitada, principalmente na condição como soldada. Considerando que o SASS é uma alternativa atraente para algumas aplicações, mesmo em instalações offshore com requisitos rigorosos para aprovação (Norsok Standard, 2002), é essencial estudar o efeito do ciclo térmico de soldagem nas mudanças de microestruturas e consequentes propriedades, especialmente em relação ao efeito de diferentes taxas de resfriamento.

Muitos pesquisadores relataram a influência da soldagem por fusão das ligas de inconel 625 e do aço inoxidável AISI 904L e suas propriedades metalúrgicas e mecânicas. Além disso, poucos pesquisadores relataram os problemas da junta dissimilar de Inconel 625 com os aços inoxidáveis 304 e 316L. A soldagem dissimilar é bastante complexa devido à sua diferença nas temperaturas de fusão, isto é, quanto maior for esta diferença

teremos maiores dificuldades no controle da poça e, em geral, maior é a incompatibilidade metalúrgica e a tendência de formação de trincas de liquação (PRABU *et al*., 2017).

As lâminas agitadoras feitas em aço inoxidável AISI 904L têm sido amplamente aplicadas os reatores de ácido fosfórico das indústrias químicas de fósforo. No entanto, o desgaste corrosivo severo seria produzido por colisão violenta entre minérios de fosfato e as lâminas. Assim, a vida útil das lâminas poderia ser significativamente reduzida. Normalmente, o tempo médio de vida das pás do agitador na indústria química de fósforo é em torno de 7 a 9 meses, resultando em uma quantidade extraordinária de manutenção anual com alto custo, que se tornaram os fenômenos universais enfrentados pelas indústrias químicas de fósforo do mundo inteiro. Para prolongar a vida útil de tais lâminas e reduzir o custo relacionado à reparos, o processo para aplicação de revestimento de SASS 904L às lâminas podem ser uma boa alternativa (GUO *et al*., 2018).

O revestimento depositado pela tecnologia de revestimento a laser, com as desejáveis propriedades e excelente ligação metalúrgica, espessura controlável e microestrutura homogênea, concentrou consideráveis atenções nos últimos anos (HUANG *et al*., 2011, CHENG et al., 2015; Liu *et al*., 2011; Wu *et al*., 2017; Miracle *et.al*., 2017; SHANG *et al.,* 2017) que trabalham em ambientes corrosivo e abrasivo.

Os aços inoxidáveis são, basicamente, ligas ferro-cromo. Outros metais atuam como elementos de liga, mas, o cromo é o mais importante e sua presença é indispensável para conferir a resistência à corrosão. A resistência dos aços inoxidáveis à corrosão deve-se à formação de fina película de óxido de cromo (espessura de 30 a 50 Å) na superfície do material, a qual protege o metal do ataque pelo meio corrosivo. Embora a adição de 5% de cromo já seja suficiente para melhorar esta resistência, só se pode considerar com propriedade o termo “aço inoxidável” quando se tratar de aços com mais de 11,5% de cromo. A partir deste limite mínimo, a película formada passa a ter as seguintes propriedades, que a caracterizam como película protetora: - Volatilidade praticamente nula; - Alta resistividade elétrica; - Difícil transporte catiônico; - Boa aderência; - Boa plasticidade; - Insolubilidade muito alta; - Baixa porosidade. A seguir a figura 2 exemplifica a ação de proteção da película passivadora, que no caso de corrosão atmosférica só se torna efetiva quando o material possui adição de cromo suficiente para conferir as características necessárias (PONCE, 2006).

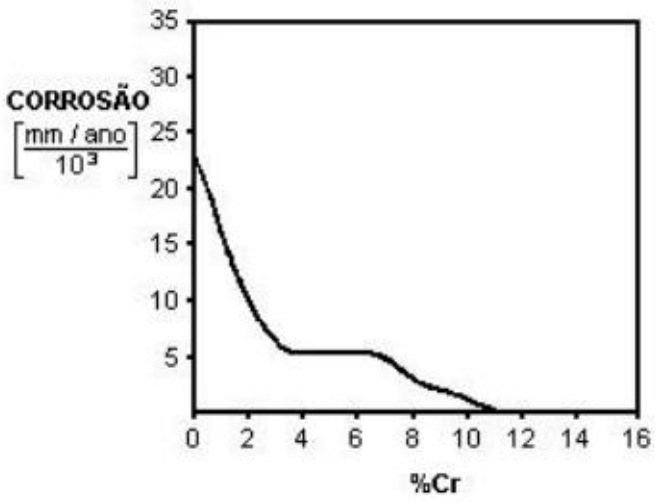


Figura 2. Proteção da película passivadora em corrosão atmosférica.
Fonte: PONCE, 2006.

1.1.1. Efeito das Fases Secundárias na Corrosão Localizada

As fases presentes nas ligas de aços inoxidáveis incluem desde óxidos e sulfetos de refinação do processo siderúrgico, ferrita resultante da solidificação e ainda carbonetos, nitretos e fases intermetálicas decorrentes dos processos de soldagem e tratamento térmico. Estas fases representam descontinuidades na superfície do aço e que podem facilitar o aparecimento de por pites e frestas devido ao rompimento do filme passivador, ou ainda podem deixar aflorar na superfície, regiões empobrecidas de cromo ou molibdênio o que reduz a resistência à corrosão, particularmente através de um mecanismo conhecido de corrosão intergranular (FEDELE, 2004).

As ligas de aços inoxidáveis devem ser resfriadas rapidamente, de acordo com a cinética de transformação, a fim de evitar a formação das fases secundárias, que são consideradas deletérias. Se o resfriamento não é rápido o suficiente, precipitados se formam nos contornos de grãos. Para a formação desses precipitados, carbono e cromo da matriz do aço inoxidável austenítico combinam-se e precipitam onde há mais espaço, que é na região dos contornos de grão. Por outro lado, a área ao redor dos carbonetos formados, tem teor de cromo menor que o restante do material e consequentemente menor resistência à corrosão. Este fenômeno é conhecido como sensitização e em determinadas condições apresentam comportamento anódico com relação à matriz. Similar fenômeno ocorre com outras fases secundárias, mas com diferentes temperaturas e tempos envolvidos para formação (RITONI, 2007).

1.1.2 . Cinética de Precipitação das Fases Secundárias

A cinética de formação de fases secundárias pode ser descrita pelas curvas de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT). As curvas são obtidas pelo resfriamento a partir de altas temperaturas para dissolver todas as fases secundárias. O material é rapidamente resfriado para uma temperatura intermediária de interesse, mantido por um período prolongado de tempo e de novo resfriado rapidamente à temperatura ambiente para “congelar” a estrutura da temperatura intermediária (RITONI, 2007).

A semelhança morfológica das precipitações e a inexistência de uma curva que detalhe as condições de precipitação das fases Chi (χ), Sigma (σ) e de outros precipitados, especificamente para o aço AISI 904L, conduz a análise do comportamento de outros materiais similares ou da correlação de materiais conhecidos. Podemos observar na Figura 3 a formação de precipitados de diversos aços austeníticos e compará-las com a precipitação no aço AISI 904L (CURTIS, 2002).

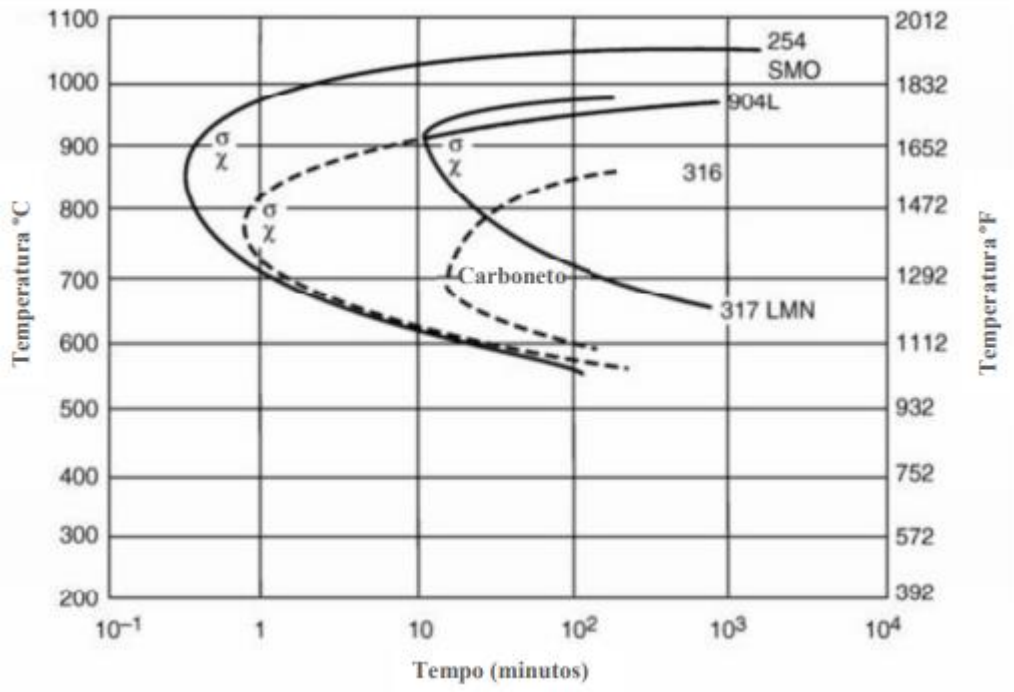


Figura 3 – Curvas TTT dos aços austeníticos e superaustenítico (CURTIS, 2002).

De acordo com a Figura 3, podemos observar que o tempo para precipitação de fases secundárias é menor para os aços superaustenítico com maiores teores de cromo e molibdênio. Para a liga AISI 904L, o tempo para início da precipitação entre 700 e 1000°C é inferior a um minuto, enquanto que para a liga AISI 316 é de, aproximadamente, 30 minutos.

POWELL *et al*., plotou um gráfico TTT de fases intermetálicas em um aço com composição típica 20Cr-25Ni, com teores de cromo e níquel similares a liga AISI 904L estabilizado com nióbio. As principais fases formadas nesse aço foram respectivamente, fase G (Ni6Nb6Si7), carbonetos e nitretos de nióbio e fase Sigma (σ), conforme mostrado na Figura 4. Esta fase Sigma (σ) formada no contorno de grão precipitou com tempo de exposição em torno de 100 horas e no interior do grão em torno de 10.000 horas. Os carbonetos do tipo M23C6 precipitam no contorno de grão com menos de 10 horas de exposição à temperatura em torno de 750 ºC (POWEL, 1988).

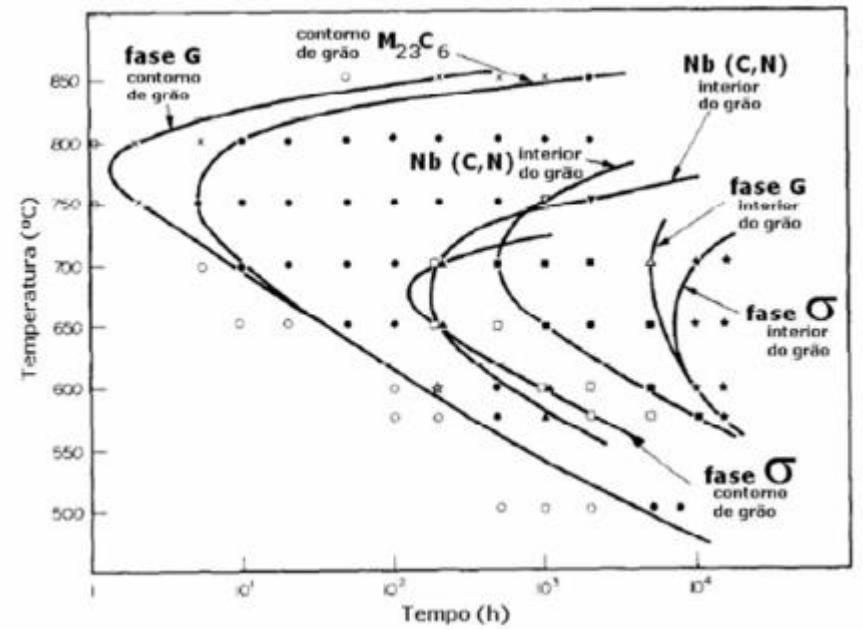


Figura 4 – Diagrama TTT do aço inoxidável de composição aproximada 20% Cr, 25% Ni e 0.7% Nb (BORGES, 2011).

1.2. Microestrutura e soldabilidade da Liga Superaustenítica AISI 904L

1.2.1. Introdução

A microestrutura desta liga é de natureza completamente austenítica na temperatura ambiente. A origem do termo superaustenítico está diretamente relacionada ao aço inoxidável austenítico que possui grandes quantidades de alguns dos principais elementos químicos inibidores da corrosão, tais como: molibdênio, cromo, níquel, nitrogênio e possivelmente manganês (LILJAS; 1997; DI CAPRIO *et al*.,1997; LILJAS e ACOM 1995).

Livre de ferrita, o aço inoxidável totalmente austenítico com alto teor de nitrogênio tem uma boa resistência ao impacto e, portanto, é muito adequado para aplicações criogênicas. Especialmente para o aço ligado ao nitrogênio, o rendimento e as resistências à tração são geralmente altos. (LILJAS; 1997; DI CAPRIO *et al*.,1997; LILJAS e ACOM 1995).

Os aços superausteníticos têm esse nome devido ao fato de sua microestrutura permanecer austenítica após tratamentos térmicos de recozimento ou solubilização. O SASS AISI 904L é utilizado na produção de condensadores, permutadores de calor, trabalho com tubos de equipamentos de resfriamento que utilizam água do mar, componentes de petróleo, refinaria e também no transporte de ácido sulfúrico. Este aço possui alta resistência à corrosão e propriedades que permitem a utilização em temperaturas moderadamente altas (WALLEN *et al*., 1992). No entanto, a grande quantidade de elementos de liga, Mo, N e Cr podem aumentar a precipitação das fases intermetálicas. O aço inoxidável superaustenítico é um sistema baseado em Fe altamente ligado com Cr, Ni, Mo e N para produzir excelentes propriedades resistentes à corrosão e trincas a altas temperaturas e na água do mar. Quando exposto a temperaturas elevadas por longos períodos de tempo, grandes quantidades de precipitados, incluindo carbonetos, nitretos e fases intermetálicas, são formadas neste aço. As fases secundárias mais comumente observadas incluem o carbeto $M_{23}C_6$ e fases σ, χ e fases intermetálicas. Outras fases secundárias menos comumente observadas incluem M_6C, π, R e Cr2N (HEINO et al., 1999; HEINO et al., 2000; SVOBODA *et al*., 2004; LEE *et al*., 2000). A grande quantidade dessas fases reduz a corrosão, resistência e propriedades mecânicas do aço inoxidável (BALAMURUGAN et al.; 2014). No diagrama da Figura 3 observa-se a primazia da formação da fase sigma para temperaturas mais altas. Contudo, esta possui uma grande região de interseção com a fase de Laves, principalmente para teores de Mo acima de 10%. Para segregações de Mo, entre cerca de 2 e 17% e temperaturas abaixo

de 900° C, pode ser formada fase Chi, oriunda principalmente da fase de Laves, apesar de permitir uma competição com a fase Sigma para teores de Mo entre 8 e 17%.

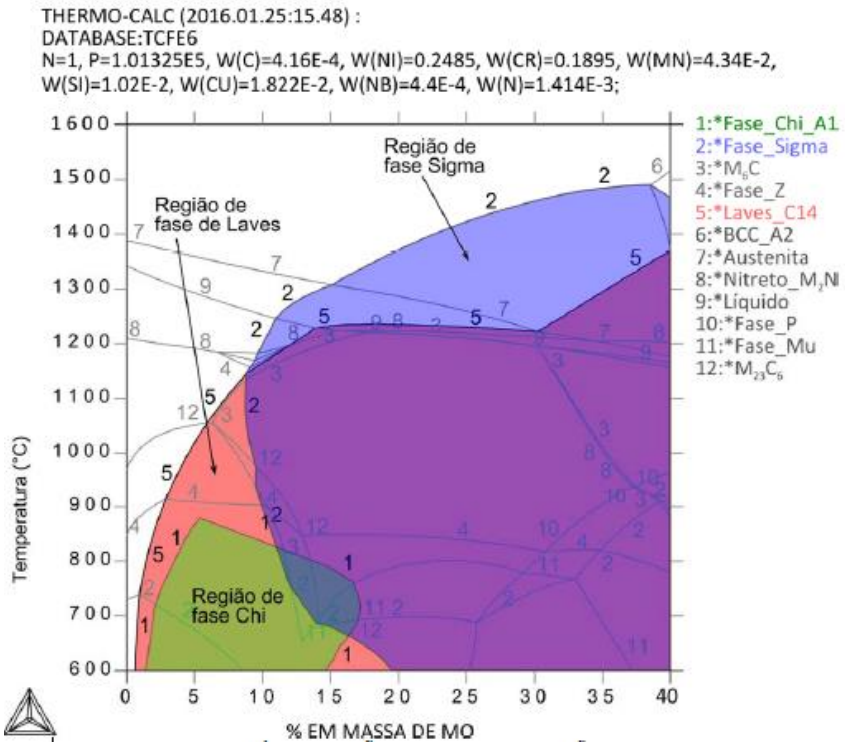


Figura 5**.** Diagrama pseudo-binário em função do teor de Mo para composição do metal de solda a 3 mm da linha de fusão. A região hachurada em azul mostra a região de formação de fase sigma.

Fonte: PEREIRA (2014) Dissertação de Mestrado, UFRJ.

Considerando que este aço é uma alternativa atraente para algumas aplicações, mesmo em instalações offshore que têm requisitos muito rigorosos para aprovação (Norsok Standard, M-001. Rev.03 2002), é importante o estudo do efeito do ciclo térmico de soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais deste aço que irão influenciar na formação das fases detalhadas na Figura 5. Na figura 6 é possível verificar uma microestrutura basicamente dendritica com braços primários bem desenvolvidos e braços secundários curtos. A microestrutura epitaxial está presente próxima a região de interface substrato / revestimento.

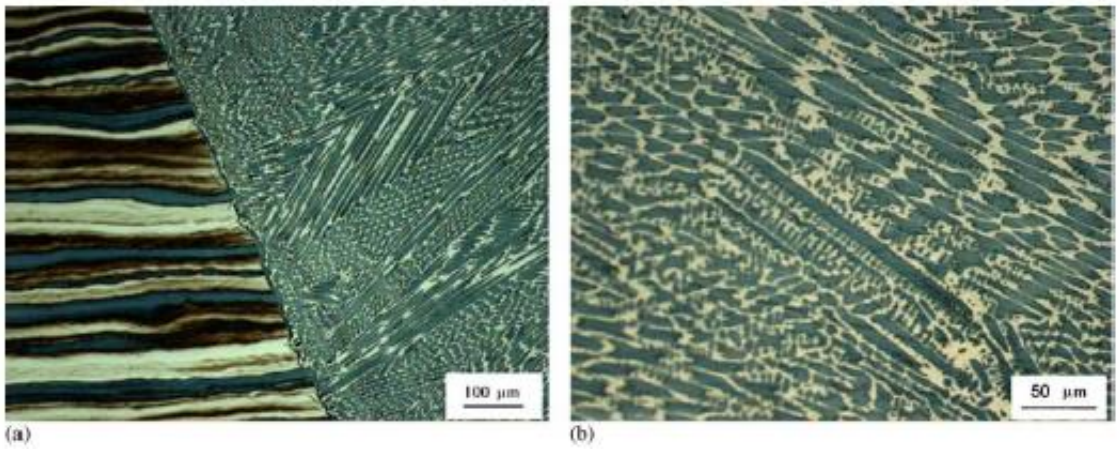


Figura 6. Microestrutura da soldagem a laser CO2 no aço AISI 904L.
(a) Interface entre metal de solda e metal base; (b) Metal de solda.
Fonte: ZAMBON (2006)

Neste aspecto, Kahar, *et al*.(2013) afirmam que os dois processos mais produtivos para revestimentos de grandes componentes são os processos a arco submerso e eletroescória com utilização de fita, por permitirem a deposição com qualidade, elevada taxa de deposição e baixa diluição, sendo este último processo com um único passe é mais recomendado em situações onde se precisa de baixa diluição (PASCHOLD , *et al*., 2007).

1.2.2. Soldabilidade do aço inoxidável

As ligas de aços inoxidáveis austeníticas apresentam uma boa soldabilidade e, durante a soldagem, não há transformação martensítica e sua boa tenacidade implica em insensibilidade à fissuração por hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidade é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham às do metal de base, tornando geralmente fácil se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que possam ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviço (MODENESI, 2001).

Diversas dificuldades podem surgir na soldagem destas ligas, como a ocorrência de trincas a quente, sensitização, formação de fases intermetálicas e segregação, que podem afetar a qualidade e integridade da união soldada, principalmente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão (ANTUNES, 2008 e GOMES, 2010).

Askeland e Wright (2016), afirmam que na soldagem dos aços austeníticos a austenita fica retida nos contornos de grão da ferrita, limitando a recristalização e favorecendo a formação de grãos pequenos, esse efeito contribui para uma região de solda resistente. Os elementos de liga cromo e níquel podem determinar a capacidade de soldabilidade de um aço austenítico, Modenesi (2001). Vale observar que a relação de proporção das ligas Cr/Ni pode determinar fases distintas. Modenesi (2001), afirma que quando ocorre a relação Cr/Ni<1,5 a zona fundida solidifica totalmente com austenita primária, para Cr/Ni >1,95 forma-se solidificação com ferrita e no intervalo 1,5<Cr/Ni<1,95 nota-se que ocorre uma solidificação apresentando tanto ferrita quanto austenita.

A microestrutura da ZF (Zona Fundida) de um aço inoxidável austenítico dependerá dos valores crescentes da relação Cr/Ni e da forma de solidificação do aço e das transformações subsequentes no estado sólido. As principais microestruturas encontradas, de acordo com a variação da relação Cr/Ni e morfologias da ferrita na Zona Fundida (ZF) para aços inoxidáveis austeníticos, estão apresentadas na Figura 7.

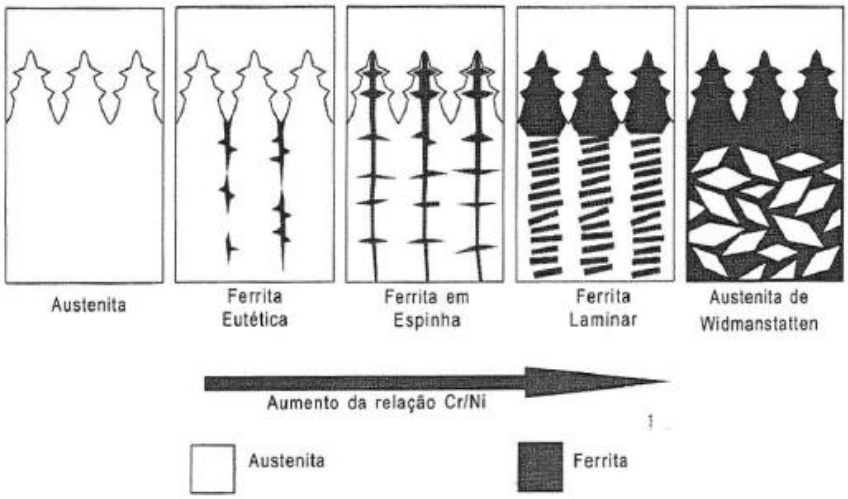


Figura 7 - Morfologias da ferrita na Zona Fundida para aços inoxidáveis austeníticos.
Fonte: OKUMURA e TANIGUCHI (1982).

1.2.3. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Superausteníticos

Nos aços inoxidáveis superausteníticos, a estrutura austenítica estável é produzida pelo elevado teor de Ni e controle da quantidade de N. A desvantagem deste tipo de estrutura durante a soldagem é que ela só pode ser obtida durante a solidificação do cordão de solda por solidificação primária da austenita, o que incrementa a tendência à fissuração a quente em comparação aos metais de adição que contém ferrita Delta (δ). Esse fenômeno, associado à segregação de elementos que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão, é acentuado pelo maior coeficiente de dilatação da

rede cristalina austenítica, que produz no material grandes esforços de contração térmica, o que facilita a fissuração a quente na forma de trincas de solidificação no metal de solda ou como trincas de liquação na zona termicamente afetada (ZTA), seja no metal de base como na zona fundida de uma soldagem multipasse (PATEL, *et al.,* 2013 e RAO, *et a*l*.* 2012).

As trincas de liquação são favorecidas pelo crescimento de grão na ZTA, uma vez que isso acentua a segregação nos contornos de grão e com isso a formação de fases de baixo ponto de fusão, porque na região não misturada ou parcialmente fundida ocorre um nível elevado de segregação, principalmente de Mo. Por conseguinte, além de outras razões de ordem metalúrgica, nos aços superausteníticos há a necessidade do empobrecimento prévio da matriz, o que pode ser feito pela precipitação de carbonetos e boretos ou limitando o teor de C a níveis baixos, como é o caso dos aços AISI 904L. De qualquer forma, as fases σ e χ são consideradas negativas para as propriedades mecânicas e corrosivas dos aços superausteníticos (Technical Data BLUE SHEET, 2006 e How to Weld Fully Austenitic Stainless Steels, 2012).

As trincas de liquação podem ser atribuídas ao crescimento de grãos na ZTA, aos esforços de contração térmica que produz deformação na região de maior crescimento de grão austenítico e ao elevado teor de Mo, que favorece a segregação ao longo da área reduzida dos contornos de grãos, levando a formação de filmes líquidos locais. O recurso conhecido para minimizar ou eliminar a tendência à fissuração a quente é utilizar materiais de adição que permitam a formação de ferrita delta (2 a 3%), o que permitiria reduzir a concentração de segregação. Em contrapartida, quando expostos a condições de serviço em meios corrosivos, a ferrita Delta presente traz consigo uma redução da resistência à corrosão (PADILHA, *et al*.1994).

Estas ligas possuem um alto grau de soldabilidade, conservando suas boas propriedades e podem ser utilizados como revestimentos em aços mais baratos utilizados na fabricação de vasos de pressão em uma refinaria e diversas aplicações que envolvem elevadas pressões de hidrogênio, que podem estar na forma gasosa a alta pressão ou em ambientes líquidos, como em soluções aquosas contendo cloretos e soluções contendo ácido sulfúrico (PATEL, *et al*. 2013). A soldagem de revestimentos por qualquer processo deve ser realizada com baixa diluição e o número de ferrita (FN) do metal de solda para o aço inoxidável austenítico deve estar compreendido de 3 e 9 após a soldagem (PATEL, *et al*. 2013).

1.3. Processo de soldagem GMAW-P

Na soldagem por arco elétrico com gás de proteção (*do inglês*, Gas Metal Arc Welding - GMAW), também conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG - Metal Inert Gas e MAG - Metal Active Gas), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame, produzindo a coalescência dos metais por aquecimento através da soldagem a arco entre o eletrodo metálico de enchimento contínuo (consumível) e a peça de trabalho, como pode ser observado na figura 6. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. O processo de soldagem funciona com corrente contínua (CC), normalmente com o arame no polo positivo. Essa configuração é conhecida como polaridade reversa. A polaridade direta é raramente utilizada por causa da transferência deficiente do metal fundido do arame de solda para a peça.

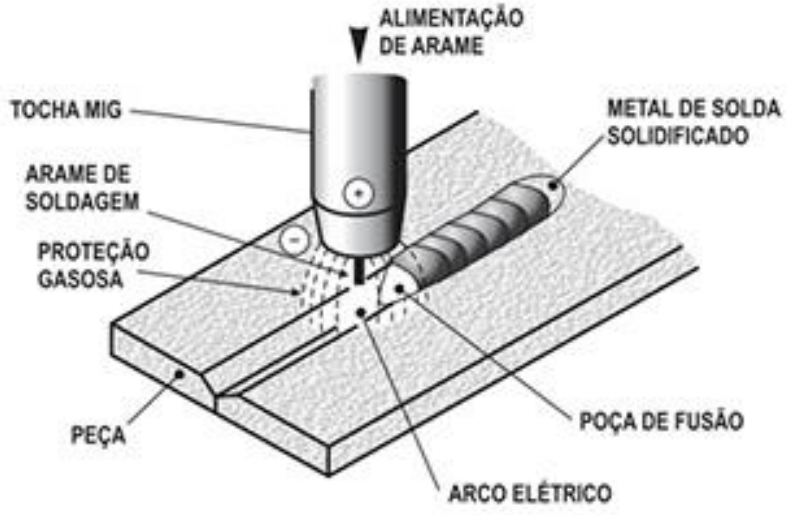


Figura 8 – Representação esquemática do processo de soldagem GMAW
Fonte: Apostila Soldagem MIGMAG da ESAB, 2005

Na soldagem por arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa, as variações comuns de gases de proteção, alimentação e eletrodos desempenham efeitos significativos em variáveis de processo proposto por MIAMI, 1981. A composição de uma mistura de proteção atmosférica em soldagem a arco depende principalmente do tipo de material a ser soldado. A seleção do gás de proteção deve, em todos os meios, levar em consideração os processos químico-metalúrgicos entre os gases e as poças fundidas que ocorrem durante a soldagem, conforme relatado por AHMET DURGUTLU (2004).

O processo GMAW pode ser utilizado nos modos automático, semiautomático e mecanizado. Todos os metais comercialmente importantes, tais como aços carbono, aços de alta resistência e baixa liga (HSLA), aço inoxidável, alumínio, cobre, titânio e ligas de níquel podem ser soldados em todas as posições de soldagem através da escolha apropriada de gás de proteção, de eletrodos e das variáveis de soldagem (VILLANI, 2006). O processo GMAW era conhecido como processos MIG (Metal Inert Gas) e MAG (Metal Active Gas). Esse processo utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre o eletrodo nu consumível, alimentado continuamente, e o metal base. A proteção da região de soldagem é feita por um fluxo de gás inerte (MIG) ou ativo (MAG). A soldagem pode ser automática ou semiautomática.

Devido a ação do gás de proteção, o processo MIG é adequado à soldagem de aços carbono, aços de baixa, média e alta liga, aços inoxidáveis, alumínio e suas ligas, magnésio e suas ligas, cobre e suas ligas. O processo MAG é utilizado na soldagem de aços de baixo carbono e aços de baixa liga. Pode ser usado nos modos automático, semiautomático e mecanizado (ALMEIDA, 2004).

O processo GMAW é influenciado por algumas variáveis, tais como: corrente de soldagem, tensão do arco, polaridade de soldagem, extensão do eletrodo (stick-out), posição do eletrodo, tipo de junta, diâmetro do eletrodo, características do gás de proteção e velocidade de soldagem, (HERMANS, 1999). Vale ressaltar que o conhecimento e controle destas variáveis são essenciais para a obtenção de soldas de qualidade satisfatória. Estas variáveis não são completamente independentes e mudanças em uma delas requerem mudanças em uma ou mais das outras para produzir os resultados desejados. Habilidade considerável e experiência podem ser necessárias para seleção de parâmetros para cada aplicação. Os valores ótimos são afetados pelo tipo de metal de base, pela composição do eletrodo, pela posição de soldagem e pelos requisitos de qualidade. Então, não há uma mudança única nos parâmetros que leve a um resultado ótimo em cada caso (VIEIRA, 2006).

1.3.1. Corrente Pulsada

O arco pulsado ou corrente pulsada descreve-se como o processo onde o modo de transferência do metal caracteriza-se por apresentar a transferência em queda livre com a alteração entre dois níveis da corrente da soldagem, sendo um nível baixo, conhecido como corrente de base e outro nível alto, conhecido como corrente de pulso ou pico.

1.3.2. Principais vantagens e limitações

Considerando os vários tipos de materiais para revestimentos, os aços inoxidáveis se mostram como uma das aplicações mais frequentes. Para estes casos, aços inoxidáveis são geralmente depositados sobre superfícies de aços carbono ou aços de baixa liga, produzindo uma camada com propriedades anticorrosivas e de resistência necessárias para suportar ambientes sujeitos ao alto desgaste por corrosão. Os resultados deste processo têm tornado essa aplicação bastante atrativa, na medida em que superfícies resistentes à ambientes corrosivos podem ser produzidas a partir de materiais comuns e de menor custo, como os aços carbono, em comparação ao emprego de componentes puramente de aços inoxidáveis, que são extremamente caros. Vários processos de soldagem podem ser empregados para as operações de revestimento de aços carbono com aços inoxidáveis. Portanto, casos empregando a soldagem MIG/MAG, TIG, arco submerso, arame tubular, plasma, laser, entre outros, podem ser frequentemente encontrados. Dos processos anteriores, a soldagem com arame tubular, segundo JEFFUS (2004), tem apresentado algumas vantagens condizentes com as atuais necessidades industriais no que diz respeito à obtenção de processos produtivos e econômicos.

Podemos destacar as principais vantagens do processo de soldagem MIG/MAG:

- A soldagem pode ser executada em todas as posições;
- Não há necessidade de remoção de escoria;
- Alta taxa de deposição do metal de solda;
- Pode ser realizada com altas velocidades de soldagem;
- Alimentação contínua;
- Penetração de raiz mais uniforme;
- Poucos problemas de distorção e tensão residual;
- Soldagem de fácil execução;

As principais limitações do processo são:

- Maior velocidade de resfriamento aumentando, assim, a ocorrência de trincas;
- A soldagem deve ser protegida de correntes de ar;
- A soldagem não é fácil em locais de difícil acesso, pois o bocal da pistola precisa ficar próximo do metal base a ser soldado;
- Grande emissão de raios ultravioleta.
- Equipamento de soldagem mais caro e complexo que o do processo com eletrodo revestido (MODENESI, 2001).

Os processos de soldagem por deposição podem ser classificados de acordo com as propriedades requeridas à(s) camada(s) depositada(s). Estes processos são classificados em revestimento comum, revestimento duro e amanteigamento, visando conseguir resistência à corrosão, resistência ao desgaste e controle dimensional e metalúrgico, para recuperação de componentes. Entre os diversos materiais empregados neste tipo de soldagem, os aços inoxidáveis são os mais empregados, para resistir à corrosão e temperaturas elevadas em serviço, e tem um a boa soldabilidade.

Um fator importante para alcançar a qualidade final dos revestimentos é o controle sobre o processo. A este respeito, os efeitos de parâmetros de soldagem sobre os resultados do processo de revestimento são conhecidos por estarem relacionados em cordões com a menor quantidade possível de defeitos, e depositados na geometria desejada, com bom rendimento e um mínimo de desperdício de material. Para definir o tipo de processo de soldagem que melhor se adeque para revestir superfícies metálicas, alguns fatores são avaliados como: versatilidade, custo, fator operacional, habilidade do soldador, energia de soldagem, diluição, taxa de deposição, tamanho da peça, posição de soldagem, tipo de liga para revestimento, afinidade metalúrgica entre metal de base e metal de adição.

1.4. Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)

Ao soldar materiais dissimilares ocorre à formação de pequenas zonas diluídas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão. Estas regiões de ordem micrométrica possuem uma variação química específica, mas intermediária entre o metal de base e o metal de adição, e que pode ser determinada qualitativamente por cálculos de diluição. Essas regiões são denominadas zonas parcialmente diluídas (ZPD's).

As ZPD's podem fragilizar uma solda tornando a junta susceptível ao ataque de corrosão por "pitting", fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meios onde haja presença de H_2S, queda de resistência mecânica (em especial por impacto) e falhas por fadiga, podendo resultar em falhas na interface revestimento/substrato. Torna-se então necessário buscar condições que minimizem a formação das zonas parcialmente diluídas (CANTARIN *et al*. 2011 ; SILVA *et al*. 2010).

Na literatura um grande número de artigos menciona indistintamente as zonas parcialmente diluídas como zonas não misturadas, zonas de transição, zonas parcialmente misturadas ou até mesmo zonas duras, que podem se desenvolver na interface do material ferrítico/perlítico durante a solidificação de uma solda dissimilar. Nessa categoria inclui-se além da formação de martensita, vastamente reportada, a

formação de constituintes intermetálicos, muito embora, sendo esses, produtos de transformação no estado sólido normalmente após exposição prolongada entre 425 e 900°C.

1.4.1. Formação das ZPD's

A formação das zonas parcialmente diluídas ocorre devido ao enfraquecimento da convecção na interface da poça de fusão. Assim, uma pequena camada de metal de base líquida pode não se misturar completamente ao metal de solda liquido na poça, formando a ZPD (KUO, *et al*. 2009). A composição química dos metais, condições de soldagem, manipulação do arco elétrico e turbulência na poça de fusão têm influência significativa sobre a constituição das ZPDs. Durante a soldagem esta camada de substrato líquido pode não se misturar ou misturar-se parcialmente com o metal de solda líquido da poça, gerando ZPD. As ZPD's podem ser compostas de diferentes constituintes, podendo ser deletérias, com microestruturas indesejadas, incluindo a martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas do tipo Sigma e Chi (SILVA *et al*. 2010). Abaixo, na figura 7 estão representadas todas as regiões da poça de fusão.

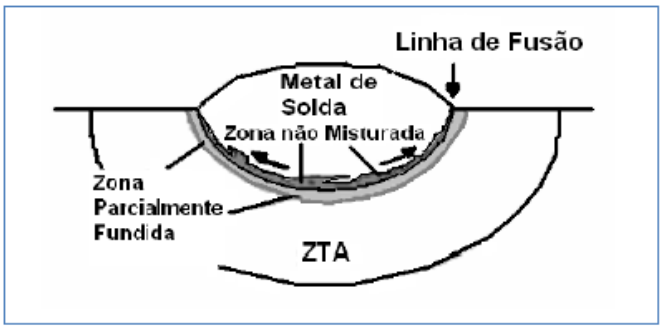


Figura 9 - Esquema da poça de fusão. Fonte: (CANTARIN *et a*l. 2011).

1.4.2. Características morfológicas das ZPD's

Originalmente, a soldagem de materiais dissimilares refere-se à coalescência de duas ligas ou metais de base quimicamente metalurgicamente diferentes, através de um metal de adição devidamente selecionado. Um grande número de eletrodos austeníticos foi desenvolvido, e têm sido utilizados na soldagem de juntas de metais dissimilares austeníticos/ferríticos, em aplicações que requerem maior resistência ao calor e/ou à corrosão (SILVA, 2010). Nos exemplos abaixo temos a soldagem de um aço inoxidável austenítico AISI 316L em um aço ABNT 1020.

As ZPD's são compostas de várias formas e tamanhos e ocorrem de forma irregular. Podem ser classificadas em:

- Estruturas de “Praias”: pequenas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão, conforme as figuras 10 e 11, respectivamente.

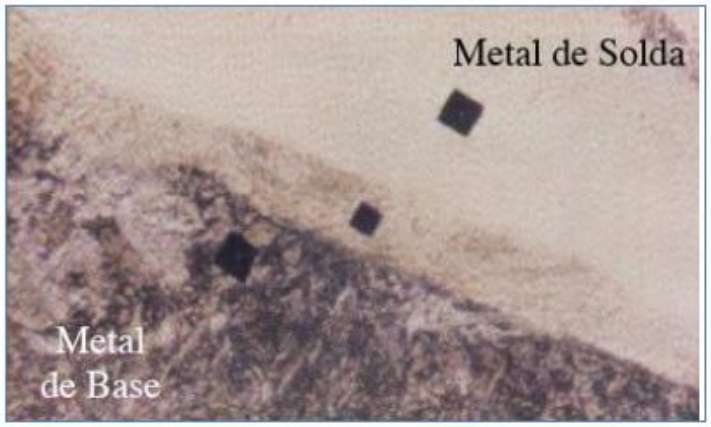


Figura 10 - ZPD’s tipo praia apresentando dureza maior (CANTARIN, *et a*l. 2011).

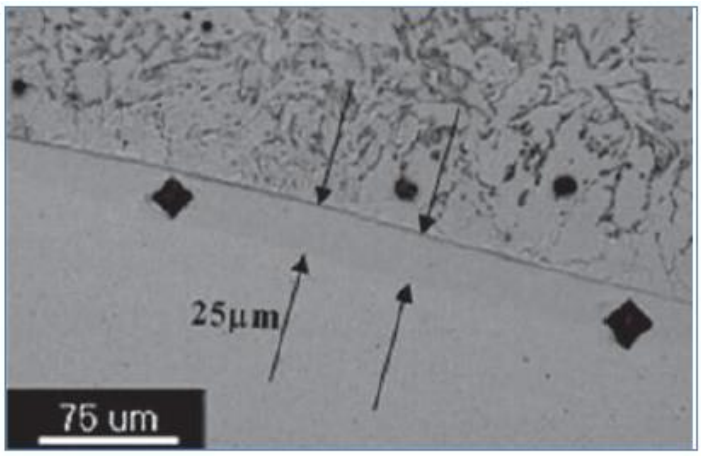


Figura 11 - ZPD’s tipo praia apresentando dureza maior (CANTARIN *et al*. 2011).

- Estruturas de “Baías ou Penínsulas”: caracterizam-se por áreas parcialmente circundadas pelo metal de base e que, usualmente, apresentam dureza elevada, conforme observado na figura 12.

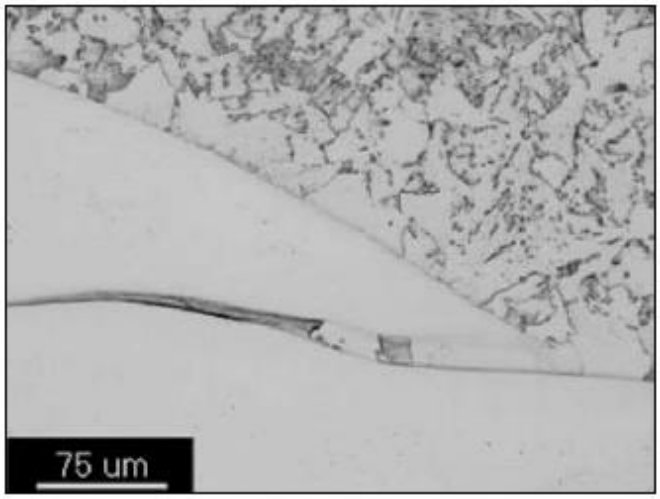


Figura 12 - ZPD tipo baías ou península (SILVA *et al*. 2010).

- Estrutura de “Ilhas”: regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas não podendo ser identificadas na interface do revestimento e MB, de acordo com a figura 13.

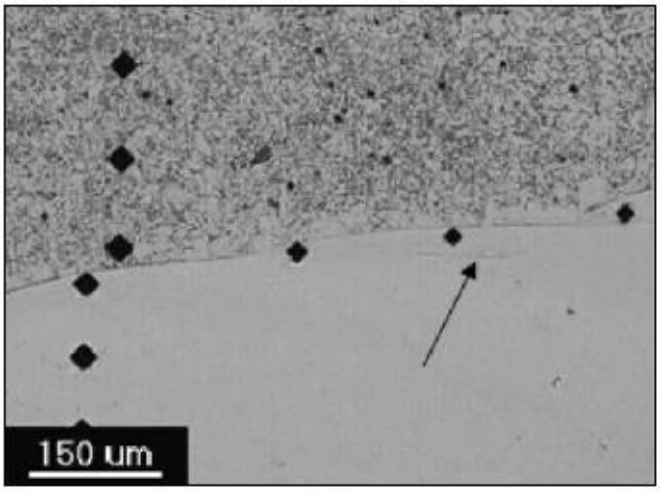


Figura 13 - ZPD tipo ilha de pequenas dimensões apresentando dureza maior (SILVA *et al*. 2010).

1.5. Influência dos parâmetros de soldagem na diluição

De acordo com o procedimento utilizado, o tipo de junta, processo de soldagem, temperatura de pré-aquecimento, consumíveis, parâmetros elétricos, podem existir grandes variações no valor da diluição, ver tabela 1, sendo, entretanto que as principais condições de diluição elevada ocorrem para:

- Parâmetros ou consumíveis de soldagem que favoreçam alta penetração, como por exemplo, soldagem GMAW (MIG-MAG) utilizando CO_2 como gás de proteção da poça de fusão.
- Utilização de alta temperatura de pré-aquecimento, pois a fusão do metal de base fica facilitada.
- Soldagem utilizando processos de alta energia, como arco submerso (SAW), por exemplo;

Tabela 1 - Valores de diluição em função do processo de soldagem.

Processo de soldagem	Diluição (%)
Eletrodo Revestido (básico)	20 - 30
Eletrodo Revestido (rutílico)	15 - 25
Soldagem MIG/MAG (GMAW)	10 - 50
Arco submerso (SAW)	40 - 70
Arco submerso (SAW) - fita	10 - 20
Eletroescória - fita	7 - 16
Soldagem TIG (GTAW)	0 - 100

Fonte: MODENESI, 2001.

Quando o objetivo é realizar revestimentos para a obtenção de propriedades específicas, como resistência a determinados mecanismos de desgaste e corrosão, é interessante reduzir ao máximo a diluição.

A composição química do metal de base sobre o qual está sendo aplicado o revestimento certamente influencia a diluição. Além deste fator, a mistura também será influenciada pelo processo e procedimento de soldagem que serão empregados, conforme podemos ver na tabela 2, abaixo:

Tabela 2 - Variáveis que influenciam diretamente na Diluição - Fonte: Apostila da ESAB http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/diluicao_solda_revestimento.cfm

Comprimento energizado (arames)	Maior comprimento energizado / menor diluição.
Metal de solda empregado	Materiais mais ligados = menor sensibilidade à diluição.
Número de camadas	Maior número de camadas = menor diluição.
Posição de soldagem	Vertical ascendente = alta diluição Horizontal, plana e vertical descendente = baixa diluição.
Técnica de soldagem	Cordões estreitos = baixa diluição. Cordões largos = alta diluição.
Aporte de calor	Baixo = baixa diluição. Alto = alta diluição.
Tipo de corrente e polaridade	CC- = baixa diluição CA = diluição intermediária CC+ = alta diluição
Velocidade de soldagem	Baixa velocidade = alta diluição Alta velocidade = baixa diluição

2- MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Foram utilizados os seguintes materiais para a fabricação do revestimento por deposição:

2.1.1. Material de Base ou Substrato

Foram utilizadas chapas de aço carbono laminado SAE 1020 com as seguintes dimensões 200 mm x 150 mm x 9,5 mm (comprimento x largura x espessura) como substrato para a deposição do revestimento, cuja composição química e propriedades mecânicas típicas são mostradas nas tabelas 3 e 4, respectivamente.

Tabela 3 - Resistência Mecânica do substrato nas condições: laminados a quente, normalizado e recozido.

	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)	Impacto (J)
Laminado	**330**	**450**	**36**	**143**	**87**
Normalizado	295	395	35,8	111	118
Recozido	345	440	36,5	131	123

Fonte: Manual de aços da GERDAU – Edição 2003.

Tabela 4- Composição Química do Substrato (%) fornecido pelo fabricante- (aço carbono SAE 1020).

C	Mn	P (máx.)	S (Max.)
0,18-0,23	0,30-0,60	0,04	0,05

Fonte: Manual de aços da GERDAU – Edição 2003.

2.1.2. Material de adição (consumível de soldagem)

Como consumível de soldagem para a deposição dos revestimentos em aço inoxidável superaustenítico AISI 904L foram utilizados: arame sólido de diâmetro 1,2 mm (conforme norma AWS SFA-5.9 ER 385). Este arame se caracteriza pelo baixo conteúdo de carbono e excelente resistência à corrosão intergranular e pitting. *ii*) Argônio de alta pureza, utilizado como gás de proteção (99,99% Ar) na vazão de 20 a 26 l/min.

Os revestimentos foram preparados a partir de ligas metálicas disponíveis na forma de arames eletrodos (conforme norma AWS SFA-5.9 ER 385) que se fundem pelo aquecimento destes através de um arco elétrico estabelecido entre a ponta do arame e a peça de trabalho. Neste trabalho, foi utilizada uma liga de aço inoxidável superaustenítico que forma uma camada de revestimento a ser estudado. A composição química do arame usado para formar o revestimento está detalhada na tabela 5 fornecida pelo certificado de qualidade do consumível (Anexo I). A tabela 4 detalha as propriedades mecânicas do arame 904L.

Tabela 5 - Composição Química (%) do consumível conforme exigência da AWS/ASME SFA 5.9 - ER385 – EN 10.204-2.2

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
0,006	0,720	4,500	0,010	0,010	20,000	6,200	25,200	1,500

Fonte: Specification Sheet: Alloy 904L - SANDMEYER STEEL COMPANY.

Tabela 6 - Propriedades Mecânicas do arame 904L.

Resistência à Tração	Limite de escoamento	Alongamento
600 MPa	410 MPa	> 35%

Fonte: Specification Sheet: Alloy 904L - SANDMEYER STEEL COMPANY.

2.2. Procedimentos de soldagem

2.2.1- Parâmetros de soldagem

Primeiramente, as chapas de aço passaram pelo processo de limpeza mecânica por esmerilhamento, utilizando disco abrasivo Norton, de 41/2” para aço carbono BDA 50, de forma a garantir a retirada de todas as impurezas e contaminantes. Após o processo de limpeza mecânica, seguiu-se a aplicação do revestimento com a espessura aproximada de 4,5 mm. A área útil da chapa revestida foi de 150 mm x 200 mm x 9,5 mm. Para a soldagem de revestimento, foi utilizado um conjunto formado por uma fonte de soldagem multiprocesso Pro 4200 evolution, capacidade de 400A a 100%, fabricante KEMPPI, com alimentador ProMig 501 e cooler de refrigeração ProCool 30 (Eletrodo

Revestido, Tig DC, MIG/MAG convencional, sinérgico e Pulsado). As figuras 14 (a) e 14 (b) exemplificam o tipo de fonte de soldagem inversora sinérgica multiprocesso que foi utilizada para realização da soldagem de revestimento. A figura 15 exemplifica o cabeçote de alimentação.



a) b)

Figura 14. Fonte de soldagem inversora multiprocesso, marca KEMPPI. Vista a) frontal e b) traseira. Fonte: Próprio autor.



Figura 15. Cabeçote de alimentadção, marca KEMPPI.

Fonte: Próprio autor.

Os parâmetros de soldagem de revestimento foram determinados com base na literatura e na experiência do instrutor de soldagem, onde foi escolhida a posição plana, polaridade CC+, argônio 99,99%; diâmetro do arame 1,2 mm e transferência por spray. A tabela 5 mostra os parâmetros de soldagem utilizados e as condições estudadas em cada corpo de prova.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados e condições estudadas.

Parâmetros de Processo							
Amostras	Tensão (V)	Corrente (A)	Veloc. arame (m/min.)	Veloc. soldagem (cm/min.)	Tipo de guia da tocha	Bico de contato	Stickout (mm)
CP - 01	28	211	9,1	60	Guia espiral arame de aço carbono	M6 Cu	20
CP - 02	28	120	9,1	60	Guia espiral arame de aço carbono	M6 Cu	20
CP - 03	26,7	180	6,7	48	Guia espiral arame de aço carbono	M8 Cu	25
CP - 04	26,1	151	6,7	48	Guia de Teflon	M8 Cu-Cr-Zr	25
Amostras	Vazão gás (l/min.)	Aporte Térmico (KJ/mm)					
CP - 01	23	0,6					
CP - 02	24	0,3					
CP - 03	26	0,6					
CP - 04	26	0,5					

Os procedimentos de soldagem utilizados sobre as chapas de aço carbono SAE 1020 produziram os revestimentos, através da deposição de cordões de solda dispostos lado a lado, conforme apresentado esquematicamente na Figura 14. No caso do processo GMAW a transferência do material se deu por spray utilizando arco pulsado para reduzir a penetração, minimizando a diluição, e o depósito realizado através de um único passe formando uma camada de revestimento, utilizando gás de proteção argônio (99,99% Ar). Foram feitos 30 passes por chapa, dispostos em uma camada.

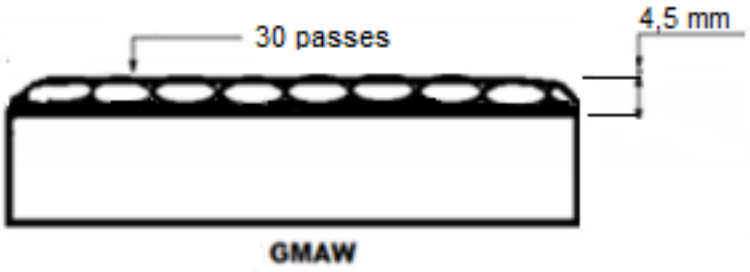


Figura 16 – Desenho esquemático da deposição de solda – corte transversal GMAW – Multipasses dispostos em uma camada.

As figuras 17a e 17b exemplificam o processo de parametrização do processo em cada uma das quatro condições estudadas.





a) b)

Figura 17. a – Painel de programação da fonte de soldagem; b – Cilindro de gás argônio puro, com manômetro e fluxômetro acoplados para medição de pressão e vazão. Fonte: Próprio autor.

A seguir (figuras 18 e 19) mostram os detalhes do dispositivo mecanizado utilizado para o suporte e deslocamento da tocha MIG, realizando as deposições dos cordões de solda para o revestimento do substrato e garantindo o posicionamento da tocha em relação à chapa e também o stickout.



Figura 18 - Dispositivo mecanizado para posicionamento da tocha. Fonte: Próprio autor.



Figura 19 - Aplicação do revestimento no substrato. Fonte: Próprio autor.

2.3 - Ensaios de microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers à temperatura ambiente, com aplicação de carga de 200 gf (HV 0.2) por 20 segundos para cada uma das amostras em estudo. A varredura de medições foi realizada com intervalos em média de 0,4 mm, verticalmente, ao longo do metal depositado até o metal de base, passando pela ZTA e pela zona de interface,

Os perfis de dureza foram levantados com um durômetro da marca Wilson Instruments, modelo 422MVD, utilizando um penetrador Vickers e pirâmide de diamante de 136º.

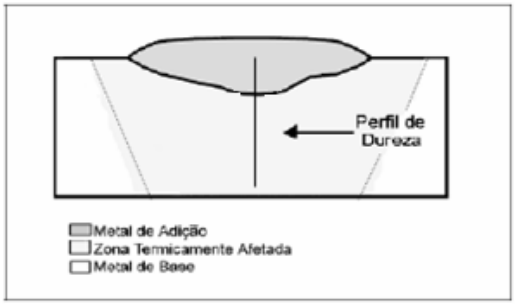


Figura 20- Detalhe esquemático do perfil de microdureza. Fonte: Ponce, 2006.

2.4 – Ensaios Metalográficos

2.4.1. Preparação das amostras

Primeiramente, as amostras foram cortadas, no sentido transversal dos cordões de solda, na máquina de corte AROTEC modelo COR-80 do LAMAT (Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ). Foram utilizados discos com dureza na faixa de 35 a 50 HRc, utilizando um lubrificante a fim evitar o aquecimento excessivo dos corpos de prova. A face de interesse analisada foi à seção transversal mostrando o substrato, a interface e o revestimento.

Após o corte, as amostras foram embutidas em resina baquelite condutora a quente, através do equipamento AROTEC modelo PRE-30, também do LAMAT. Este processo é realizado para facilitar o manuseio das amostras no seu preparo, bem como garantir que esta esteja plana e perpendicular ao feixe de elétrons do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

Em seguida, as amostras foram lixadas na politriz modelo Aropol2V, com a seguinte sequência granulométrica: 100, 220, 320, 400, 600. Após o lixamento, foi

realizado polimento nas amostras com abrasivo de pasta de diamante de 6μm, 3μm e pano 1μm, também utilizando a politriz universal modelo Aropol2V.

Para revelar o revestimento inoxidável superaustenítico AISI 904L as amostras foram atacadas quimicamente por imersão em solução química de água régia, composta de 15 ml de água destilada, 15 ml de ácido nítrico (HNO_3) 15 ml de ácido clorídrico (HCL). O tempo de imersão foi de aproximadamente 2 minutos. A Figura 21 indica as regiões analisadas nas amostras embutidas.

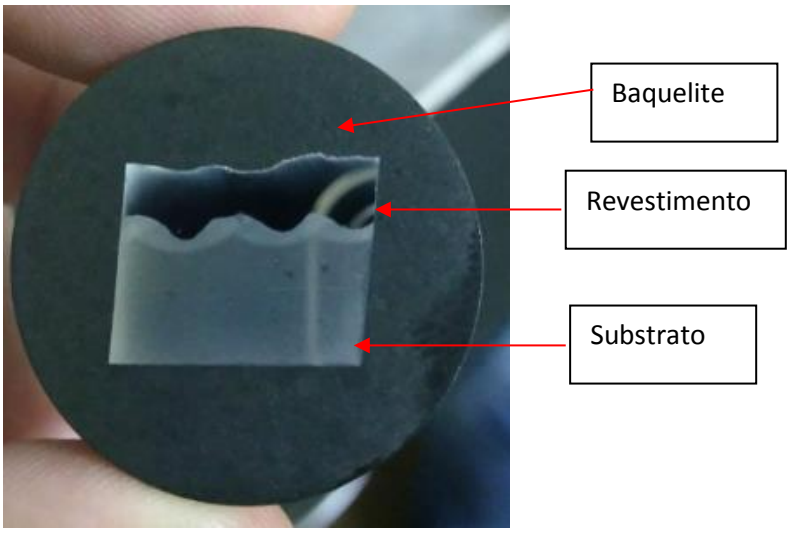


Figura 21 - Amostra embutida em resina baquelite e com a superfície de interesse a ser analisada preparada metalograficamente evidenciando as regiões do metal de base e do cordão de solda (revestimento).

2.5 – Avaliação microestrutural

Após preparo de todas as amostras, suas microestruturas foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) CamScan 3200LS, localizado no Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ. O objetivo foi o de avaliar os seguintes aspectos;

- Caracterização da microestrutura do revestimento; Avaliação por Análise de Dispersão de Energia – EDS (análise por linha) dos elementos de liga presentes.
- Caracterização das interfaces revestimento/ZTA e ZTA/metal de base.

Foi utilizada a microscopia ótica (MO) através de Microscópio Ótico OLYMPUS, modelo BX6OM para caracterização da zona fundida (ZF) zona afetada termicamente (ZTA) e metal de base (MB). Nesta avaliação foram considerados os seguintes aspectos da junta soldada:

- Uniformidade dos cordões.

- Existência de defeitos, incluindo mordeduras, trincas e porosidades através de inspeção visual.

A diluição da solda é a modificação da composição química do metal de adição, causada pela parcela do metal de base que sofreu fusão e passou a compor a zona fundida. É medida por meio da percentagem do metal de base que participa na formação do cordão de solda. A sua medição, em geral, é obtida manualmente utilizando-se softwares genéricos de desenho ou de processamento e análise de imagem (NADEZHDIN, 2004).

A diluição é o razão entre a área do metal base fundido (aço SAE 1020) em relação ao total da área fundida, que seria a soma das áreas transversais do metal base mais o metal de adição (SASS 904L). O cálculo da diluição (D) é feito utilizando a Equação 1.

$$D = [B / (A+B)] \times 100 \% \qquad (1)$$

Onde:
D = Taxa de diluição.
A + B = Massa total do cordão de solda.
B = Massa fundida da região penetrada.
A= Massa fundida do metal de solda (reforço).

A Figura 22 ilustra dois tipos de soldagem: a soldagem de penetração e a soldagem de revestimento, sendo R o reforço, L a largura do cordão de soldagem e P a penetração. Na soldagem de penetração o objetivo é conseguir uma penetração grande, um pequeno reforço e a maior diluição possível, enquanto que na soldagem de revestimento deseja-se uma área de penetração pequena (região B), e uma de reforço maior possível (região A), e ainda a menor diluição possível. Maiores intensidades de corrente resultam em maiores valores de diluição e penetração (BRACARENSE A. Q UFMG, 2000).;

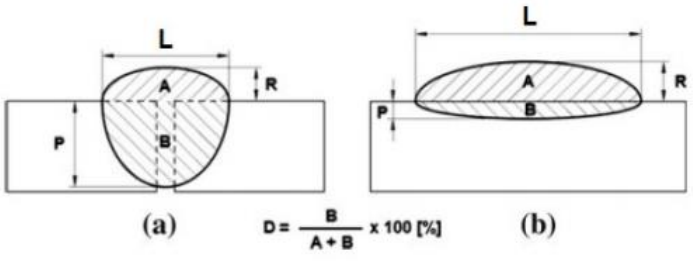


Figura 22. Desenho da geometria do cordão: soldagem de penetração (a) e soldagem de revestimento (b). Fonte: Adaptado de GOMES *et al*, 2012.

A metodologia utilizada para a obtenção da diluição dos revestimentos baseia-se nas características geométricas dos revestimentos, ou seja, a área do metal de base (A)

e a do metal de solda (B) que compõem a zona fundida. A equação (1) apresenta a fórmula utilizada para a realização do cálculo, na qual %D representa a diluição geométrica em percentual (%). Foram utilizadas as medidas de duas seções transversais de cada revestimento e, por fim, realizada uma média da diluição dos revestimentos. A Figura 23 apresenta uma das macrografias utilizadas por Miná et.al., 2016, e que foi usada como referência de como deveria ser feito o cálculo da diluição.

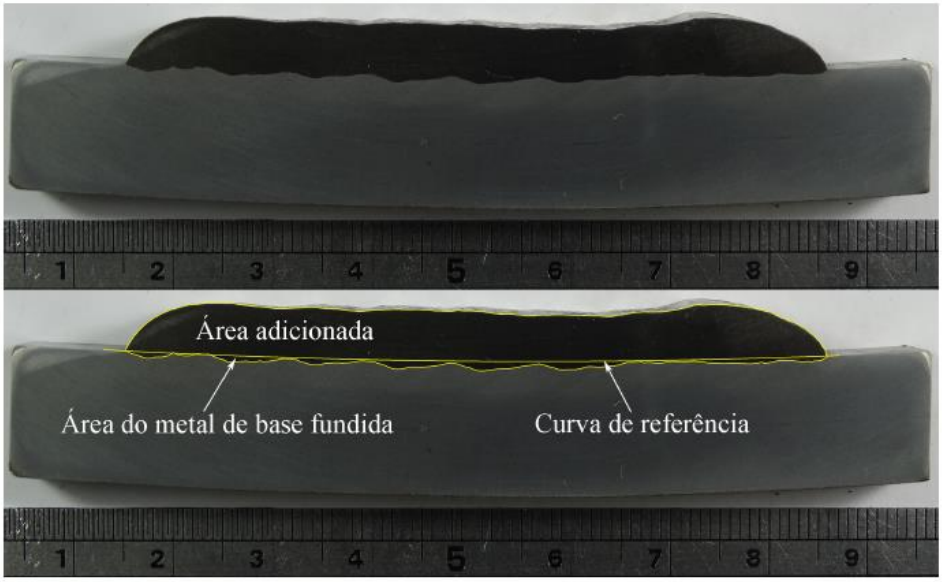


Figura 23 - Macrografia da seção transversal do revestimento e a sua respectiva análise geométrica. Fonte: Artigo técnico, Émerson Mendonça (MINA, *et.al*. 2016).

Atualmente o cálculo da diluição do cordão de solda é realizado com o auxílio de softwares dedicados, normalmente adquiridos junto com os microscópios e câmeras para a aquisição de imagens, sendo esse um empecilho imposto pelos altos valores desses softwares. Assim, se traz a proposta da utilização de um software gratuito, denominado Image J para a realização do cálculo da diluição do cordão de solda. Tendo em vista a grande influência da variação dos parâmetros de soldagem em cada cordão, se faz necessário o cálculo da diluição destes cordões para definir os parâmetros ótimos do processo.

Para o correto ajuste de medidas é necessário à utilização da imagem de uma escala métrica adquirida junto com os cordões de solda, exposta na figura 21, e com a mesma resolução das peças, que totaliza 16 mm de largura para calibrar a escala.

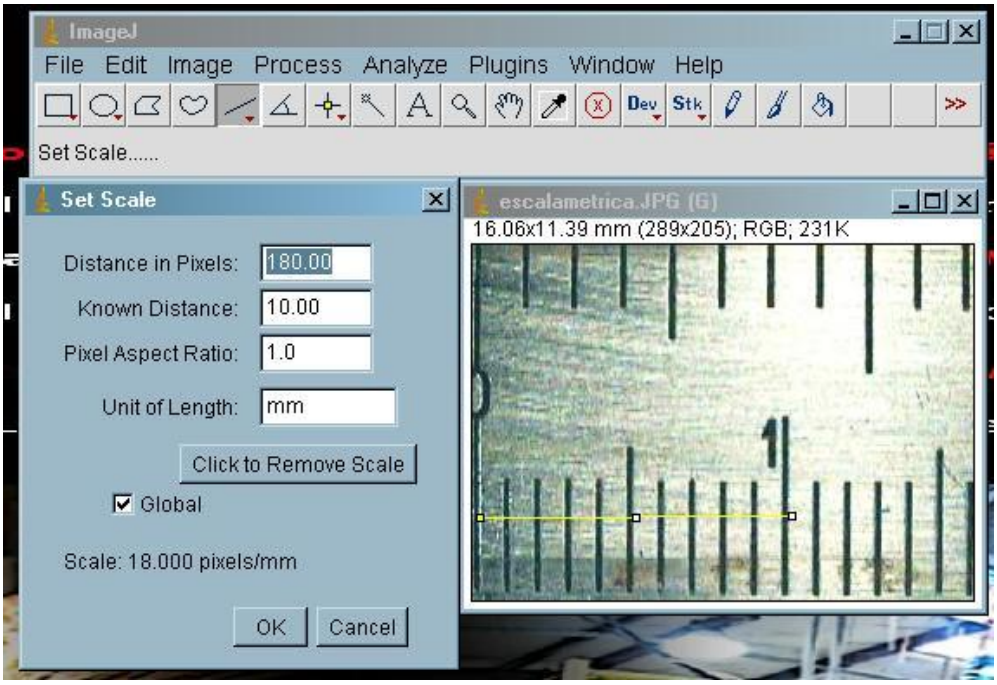


Figura 24 – Tela de calibração da escala do software Image J.

3- RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 – Avaliações da qualidade dos revestimentos e efeitos dos parâmetros de processo

As figuras 25 e 26 mostram a chapa de aço SAE 1020 (substrato) após o depósito do revestimento de aço inoxidável superaustenítico AISI 904L exemplificando as condições 1 e 2.

3.2 – Metodologia

O revestimento foi depositado sobre a superfície do substrato de aço carbono através de um dispositivo mecanizado, onde foi adaptado um suporte para fixar a tocha MIG e depositar os cordões de solda paralelamente até preencher a área útil demarcada de 200 x 150 mm, segundo a norma ISO 15614-7 – 2007 (*do inglês*, Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test – Part 7 – Overlay Welding).



Fig. 25



Fig. 26

Figura 25 - Substrado de aço carbono revestido com inox AISI 904l (CP-01).

Figura 26 - Substrado de aço carbono revestido com inox AISI 904l (CP-02).

Fonte: Próprio autor.

A figura 27 mostra as chapas cortadas que deram origem aos corpos de prova utilizados, que possuem as seguintes características:



Figura 27 - Macrografias das chapas cortadas após o depósito do revestimento. Fonte: Próprio autor.

Legenda:

- A - CP 01;
- B - CP 01;
- C - CP 01;
- D - CP 04;
- E - CP 03;
- F - CP 03;
- G - CP 02;
- H - CP 02;
- I - CP 04;
- J - CP 04;
- K - CP 04;

As amostras CP-01 e CP-02 apresentaram pequenas descontinuidades devido a problemas de falta de tração intermitente dos roletes pressores/alimentadores e devido ao arame eletrodo prender eventualmente na guia interna da tocha, respectivamente, conforme apresentado nas Figuras 28(a) e 28(b). A solução para tal problema foi substituir a guia de aço por uma guia de teflon, geralmente usada na soldagem de consumíveis de alumínio. Nota-se uma uniformidade mais regular dos cordões, mais ainda com presença de descontinuidades. Na amostra CP-03, ao substituir o bico de contato M6 de cobre pelo bico de contato M8 de cobre com zircônio foram mitigados os problemas de bico de contato fundido, pois este tipo de bico além de ser mais robusto e de maior diâmetro, ainda suporta maiores aportes térmicos. Como resultado é possível observar um revestimento de melhor qualidade, como pode ser observado na Figura 29(a), mais ainda com imperfeições. A amostra CP-04 apresentou as melhores características de revestimento depositado, isto é, os melhores parâmetros de processo. Neste caso, a solda foi efetuada utilizando o bico de contato de zircônio e cobre, além da nova guia de alimentação da tocha revestida com teflon, o que aumentou o deslizamento interno do arame, reduzindo atrito e produzindo cordões uniformes, isentos de defeitos e com boa qualidade Figura 29(b).

Os resultados indicam a importância de uma boa combinação de parâmetros do processo de soldagem a arco elétrico GMAW-P (MIG pulsado) e das ferrramentas que serão empregadas na sua execução como, por exemplo, o tipo de bico. Vários trabalhos (VIEIRA, 2006; MARQUES, 1991; PARMAR, 1997) mostram que a otimização dos parâmetros de soldagem pode resultar na melhoria da qualidade superficial do cordão, em processos de deposição de revestimentos.

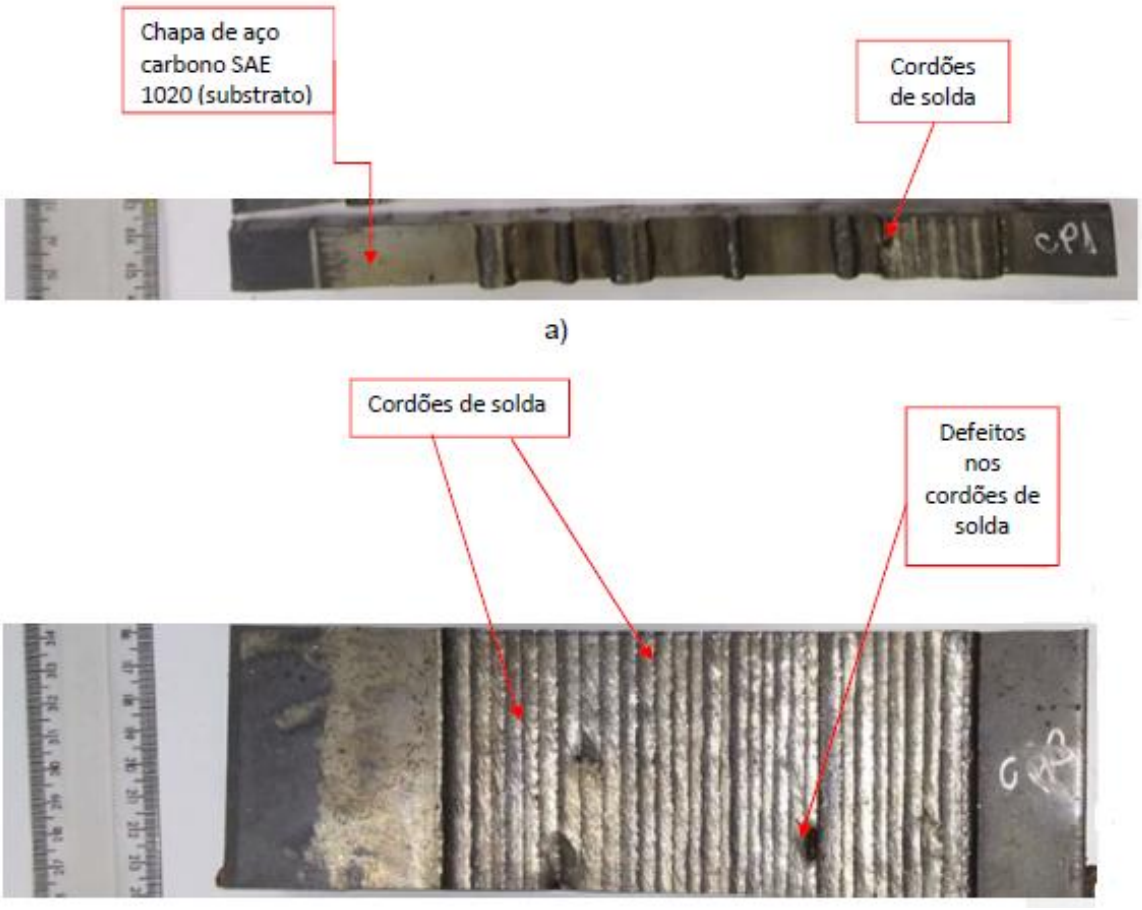
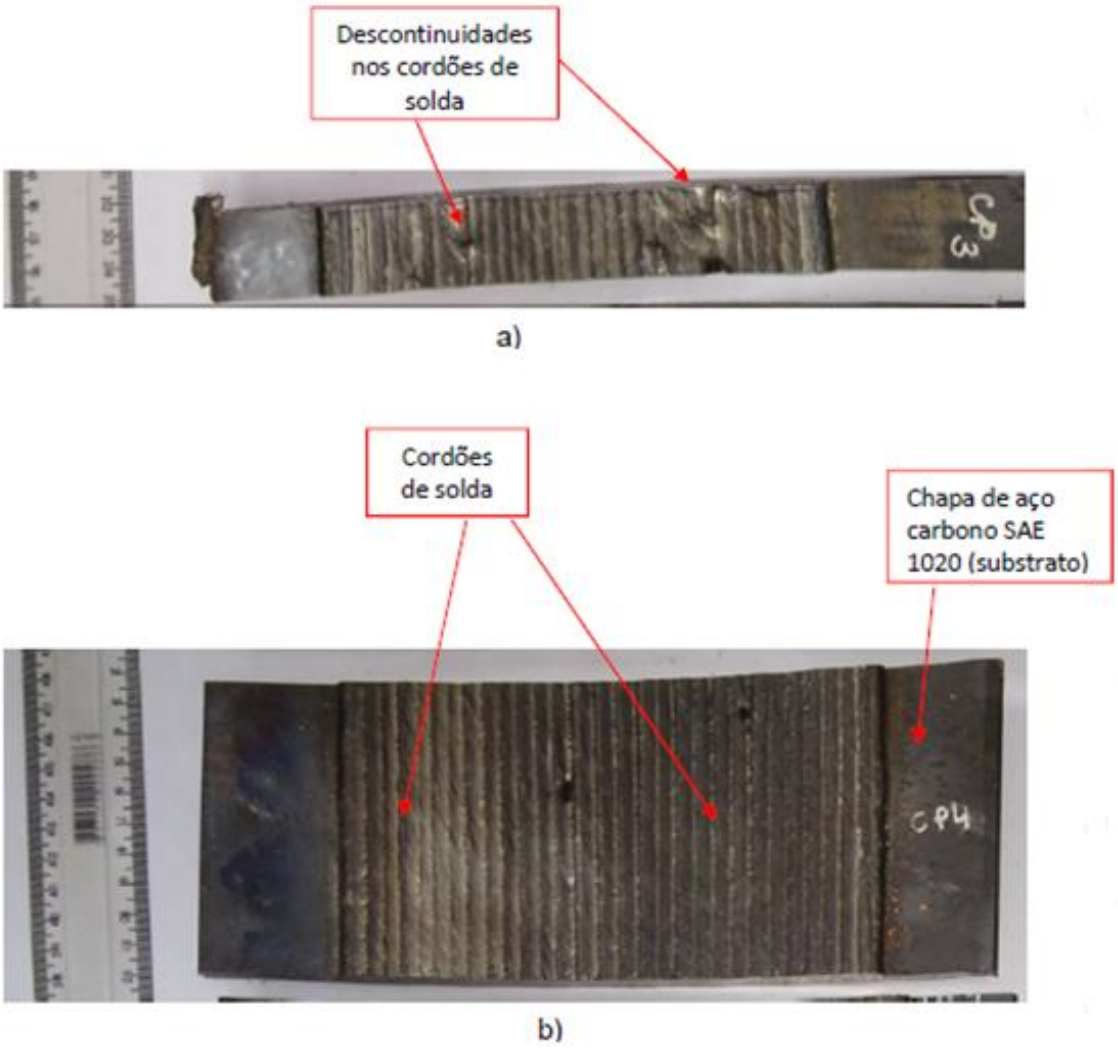


Figura 28. Macrografias mostrando os aspectos dos cordões obtidos através da deposição do aço inoxidável AISI 904L. Condições: a) CP-01 (28 V e 211 A) e b) CP-02 (28V e 120 A).



Figuras 29. Macrografias mostrando os aspectos dos cordões obtidos através da deposição do aço inoxidável AISI 904L. Condições: a) CP-03 (26,7V e 180A) e b) CP-04 (26,1V e 151A).

3.3 – Microscopia ótica (MO)

Em relação a microscopia ótica (MO) foi possível observar com mais clareza o comportamento do revestimento superaustenítico AISI 904L devido a possibilidade de avaliar o reforço, máxima e mínima, do revestimento. As figuras 30 a 33 correspondem às micrografias obtidas antes de serem atacadas pelo reagente água régia, para as quatro condições avaliadas. Sem o ataque foi possível quantificar com maior precisão estas características geométricas.

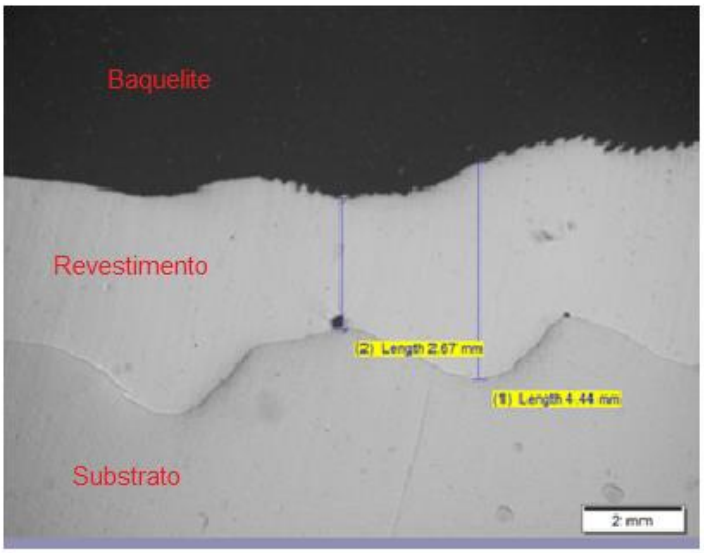


Figura 30 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-01. Aumento: 12x.

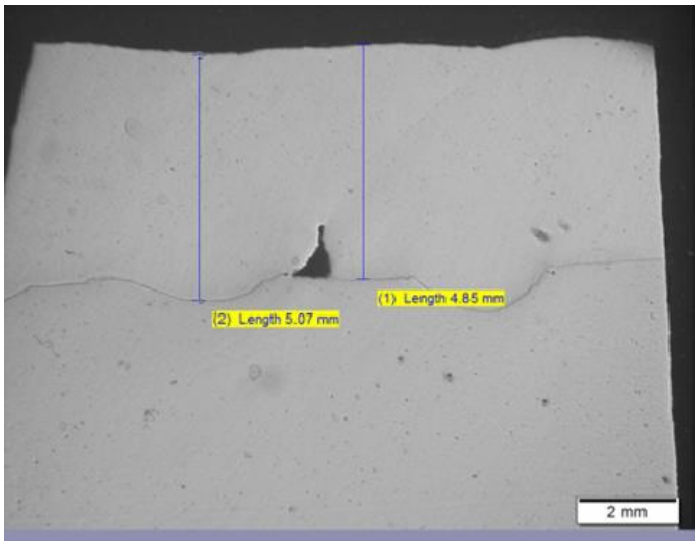


Figura 31 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-02. Aumento: 12x.

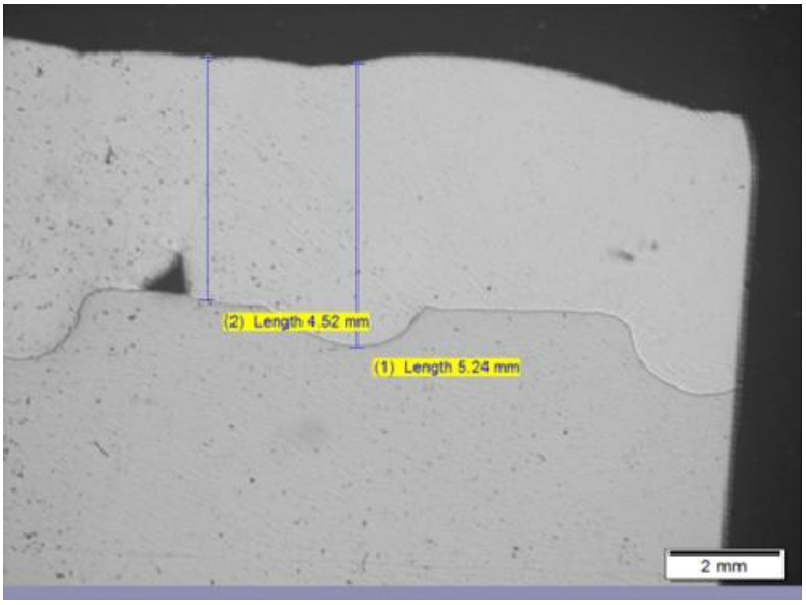


Figura 32 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-03. Aumento: 12x.

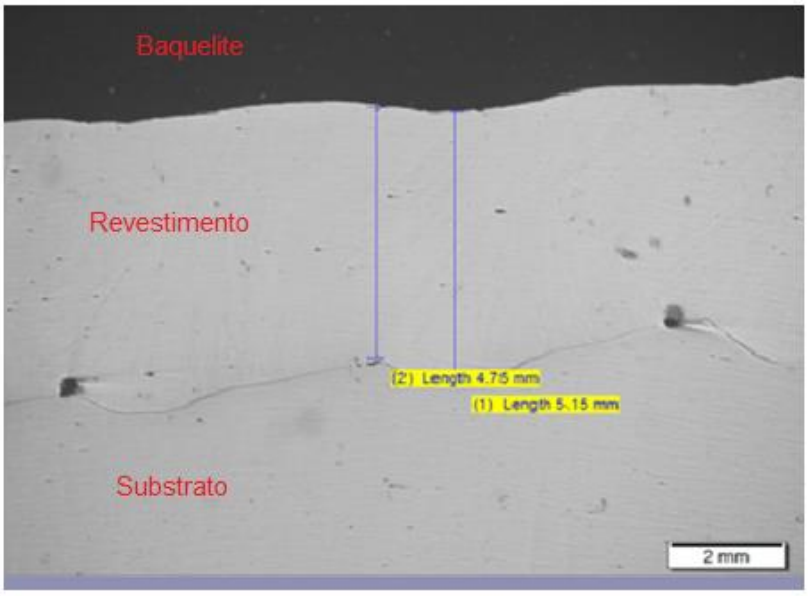


Figura 33 – Micrografia ótica antes do ataque do reagente água régia, CP-04. Aumento: 12x.

3.4 – Aspectos geométricos do revestimento

A seguir os detalhes para medição dos aspectos geométricos dos revestimentos obtidos por MO.

3.4.1 – Medição das dimensões da seção transversal do revestimento depositado: a medição do reforço (Re), largura (L), e penetração do metal de solda, foi realizada através do software Image J e Software Stream Essentials da OLYMPUS, conforme figuras 34 e 35.

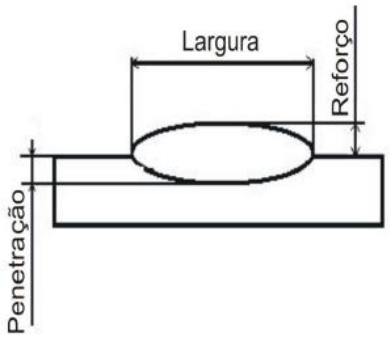


Figura 34 - Representação esquemática das dimensões da seção transversal do revestimento depositado.

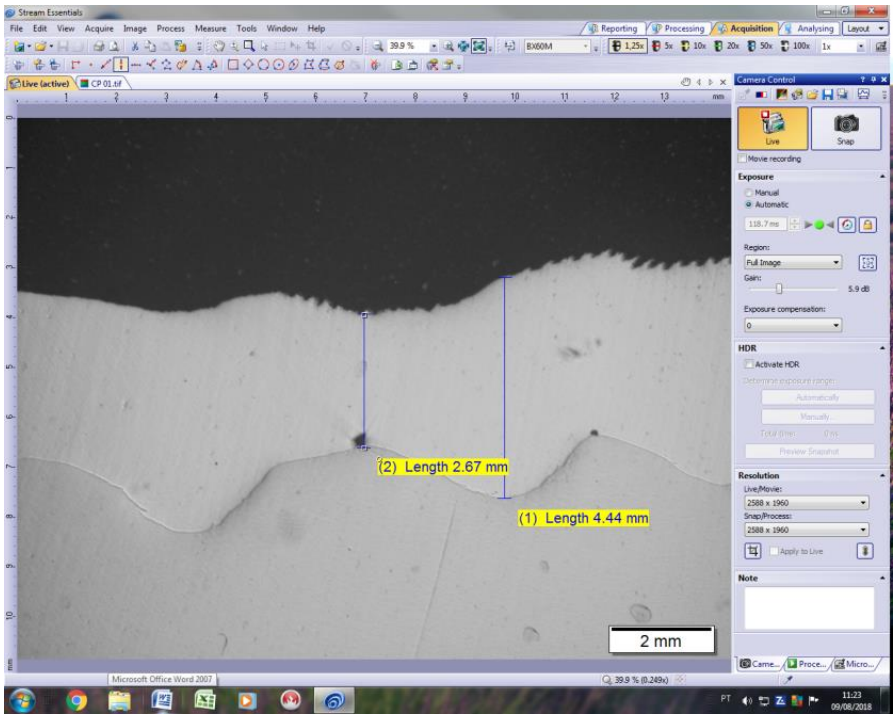


Figura 35 - Imagem do cordão de solda, indicando as dimensões obtidas através do Software analisador de imagens Stream Essentials da OLYMPUS.

3.4.2 – Medição dos ângulos de molhamento (Ɵ), esquerdo e direito: a medição dos ângulos de molhamento (Ɵ), esquerdo e direito, foi realizada através do software Image J, conforme Figuras 36 a 38, para correlacionar com a molhabilidade entre o depósito (revestimento) e o substrato.

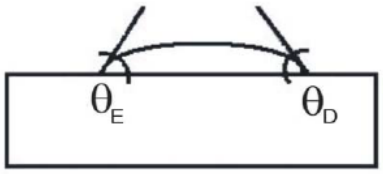


Figura 36 – Ilustração esquemática de como foram mensurados os ângulos de contato entre o depósito e o substrato.

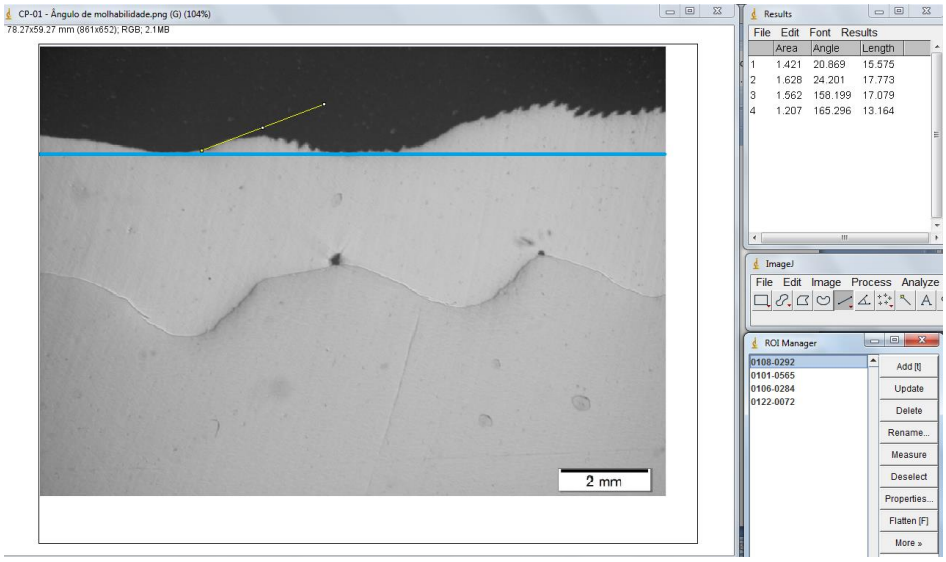


Figura 37 - CP 01 - Ângulo de molhabilidade - ângulo direito = 20,87°

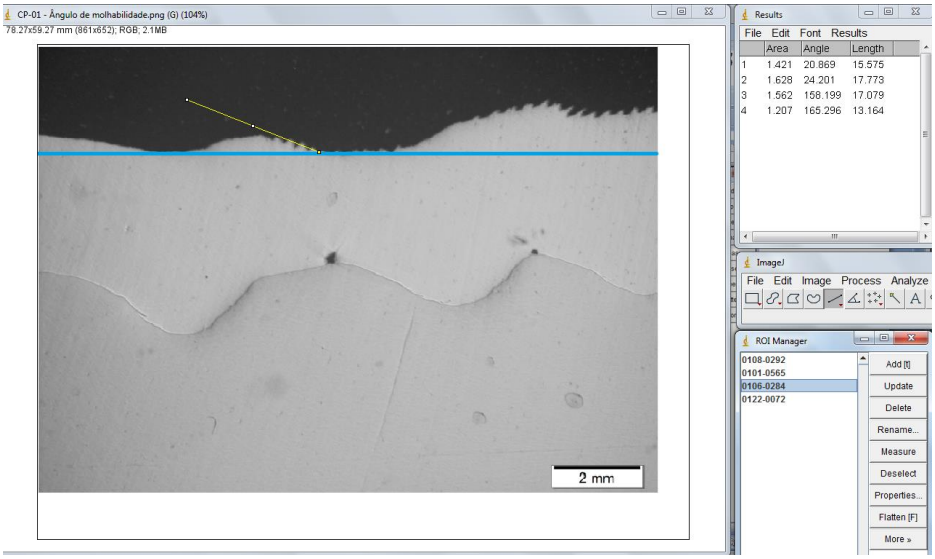


Figura 38 - CP 01 - Ângulo de molhabilidade - ângulo esquerdo = 21,80°

Os valores da tabela 8 indicam que os cordões depositados com intensidades de corrente de 180 A (CP-03) e 211 A (CP-01), apresentam maior penetração e largura, comparados aos cordões depositados com intensidade de corrente de 120 A (CP-02). Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos nos estudos de DIAS, 2011 e ROYSE, 2011 que usaram processos de deposição por soldagens similares ao desta dissertação. Esse fato pode ser explicado pelo maior aporte térmico, de onde também pode se esperar um maior valor de penetração e diluição (BOND, 2008)

A convexidade, ou ângulo de molhabilidade, foi avaliado para as diferentes intensidades de correntes utilizadas, revelando que para a corrente de 120 A (CP-02) o valor alcançado chegou a 21,8° (graus), caracterizando uma alta convexidade do cordão de solda e consequentemente baixa molhabilidade (NEVES, *et.al*. 2009). Este ângulo indica o ângulo de ataque da poça de fusão e é extremamente importante para prevenção de defeitos de soldagem para uma deposição de vários cordões com sobreposição, uma vez que uma convexidade excessiva causa porosidade e falta de fusão (NEVES, *et al*. 2009; BOND, 2008). Os valores de molhabilidade (tabela 8) indicam que para as intensidades de corrente de 180 A e 211 A, ocorreu boa fusão entre o revestimento e o metal de base. DIAS, 2011 e ROYSE, 2011 encontraram resultados semelhantes em seus estudos.

Estudos, BOND, (2008), ROYSE, (2011), demonstram que, com o aumento da intensidade de corrente era esperado que houvesse uma elevação da temperatura da poça de fusão, diminuindo a tensão superficial, o que favorece o aumento da molhabilidade do cordão no substrato.

Tabela 8 – Dimensões do ângulo de molhabilidade das amostras analisadas.

Dimensões e ângulo de molhabilidade		Amostras			
		CP-01	CP-02	CP-03	CP-04
		Corrente (A)			
		211	120	180	151
Largura (mm)		4,88	2,67	2,92	2,72
Reforço (mm)		4,44	5,07	5,24	5,15
Penetração (mm)		4,14	2,10	3,43	3,10
Ângulo de Molhabilidade	e	21,80°	9,98°	17,95°	14,12°
	d	20,87°	10.97°	17,62°	11.79°

As micrografias apresentadas nas Figuras 39 a 46 mostram as características gerais do substrato, zona de interface e do revestimento nas amostras CP-1; CP-2; CP-3 e CP-4. A microestrutura para todas as condições estudadas na região próxima à linha de fusão mostra um crescimento epitaxial, ou seja, os grãos da zona de fusão cresceram com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZTA. Neste caso, esse efeito é considerado benéfico por propiciar, na zona fundida, uma continuidade dos grãos da ZTA, evitando que essa interface se torne uma região com concentração de tensões. Outras microestruturas encontradas incluem a estrutura colunar e dendrítica. Para Osório, *et al*. (2005), a direção de crescimento dos grãos colunares é controlada pela condição do fluxo de calor durante a solidificação e direção preferencial de crescimento cristalográfica. Caracteriza-se pelo crescimento de grãos alongados, basicamente de mesma direção e paralelos entre si. A microestrutura dendritas surge aproximadamente a linha da interface substrato/revestimento, coexistindo com a estrutura colunar. O aspecto dominante na estrutura solidificada depende do gradiente térmico imposto, do super resfriamento constitucional e da diluição a frente da interface sólido/líquido.

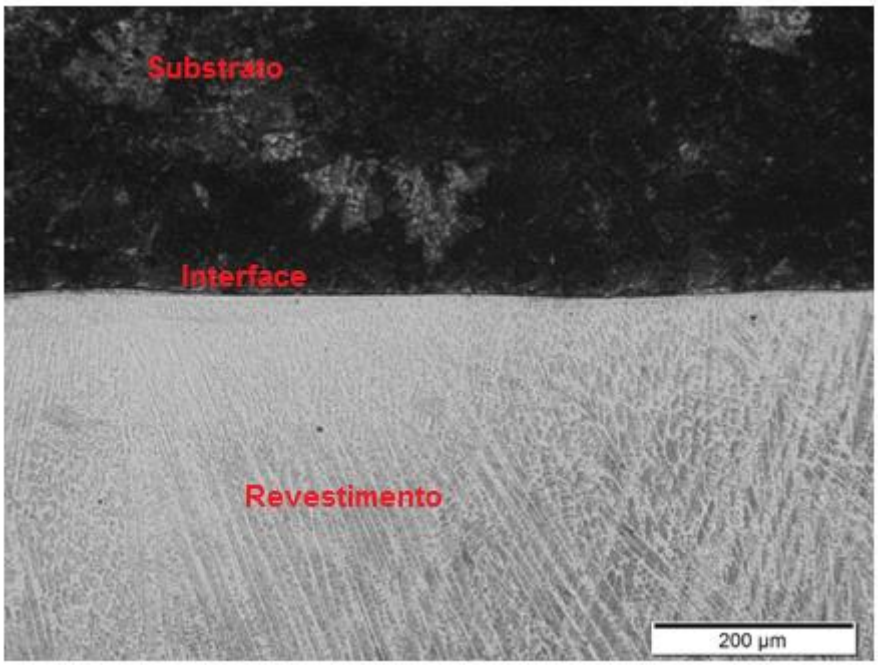


Figura 39. Micrografia via microscopia ótica da superfície do revestimento. Condições: a) CP1 - Aumento (200X).

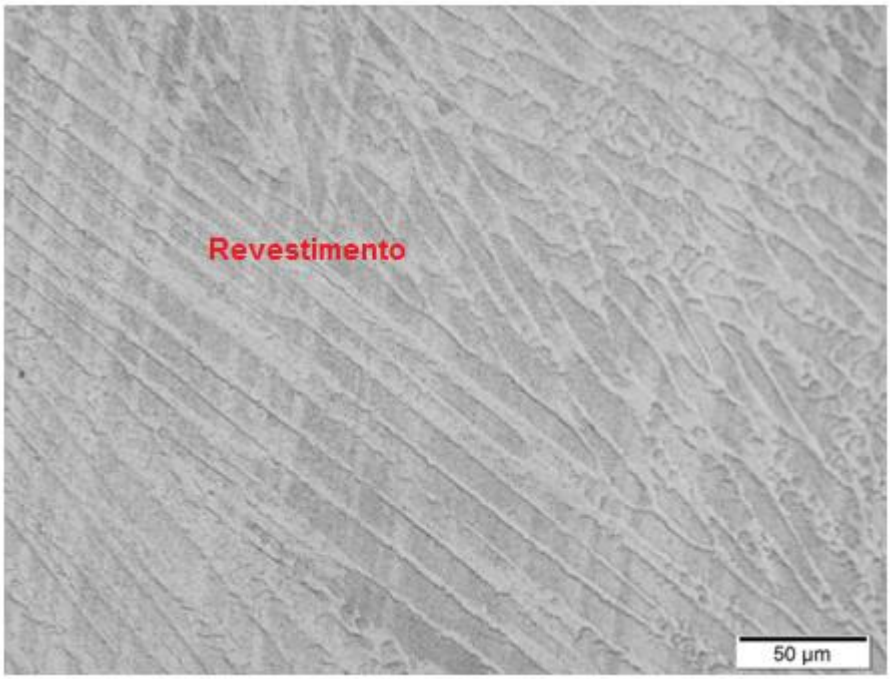


Figura 40 - Micrografia da condição 1 (CP 01) obtidas por microscopia ótica no meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO).

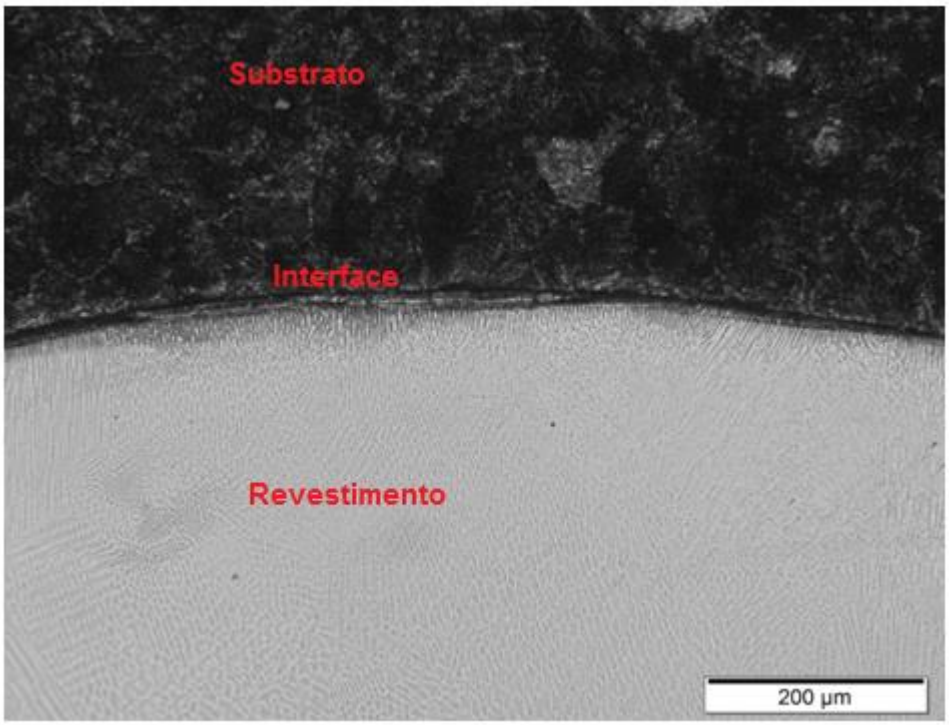


Figura 41 - Micrografia da condição 2 (CP 02) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO).

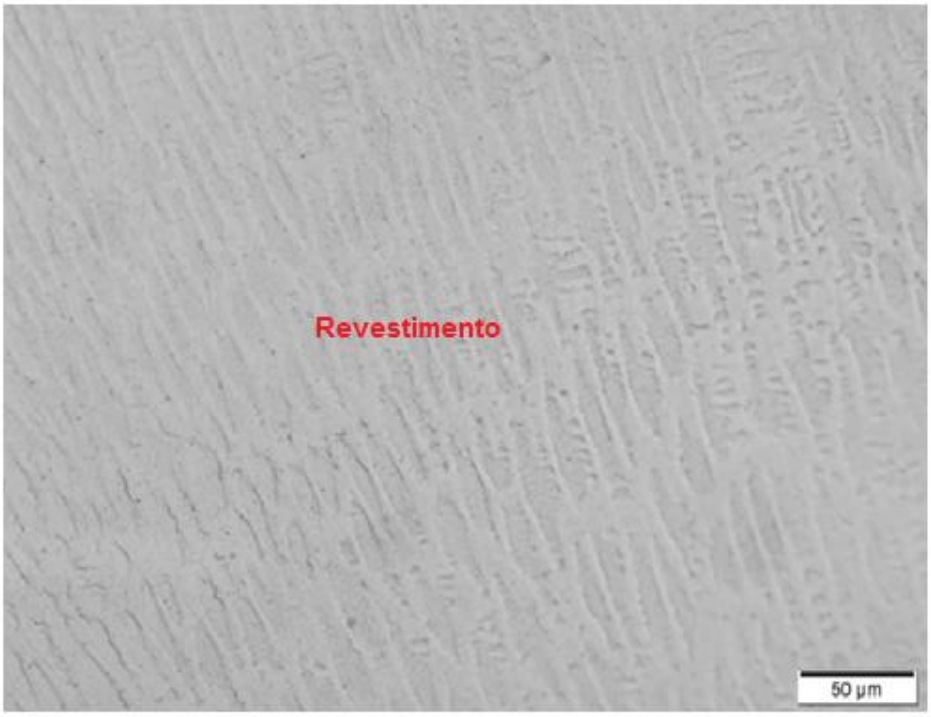


Figura 42 - Micrografia da condição 2 (CP 02) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO).

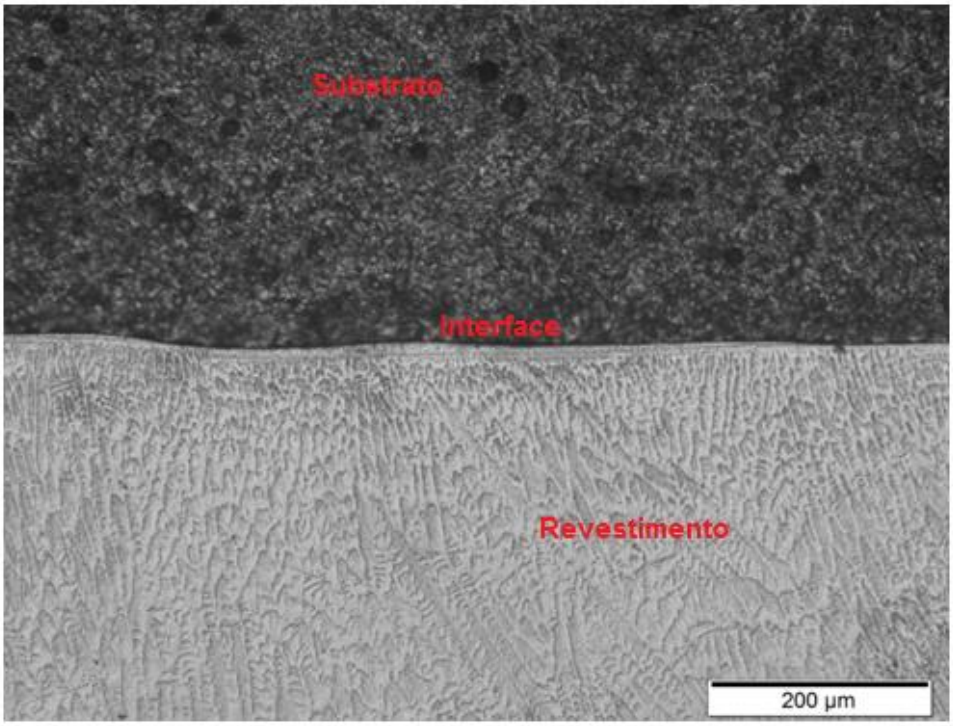


Figura 43 - Micrografia da condição 3 (CP 03) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO).

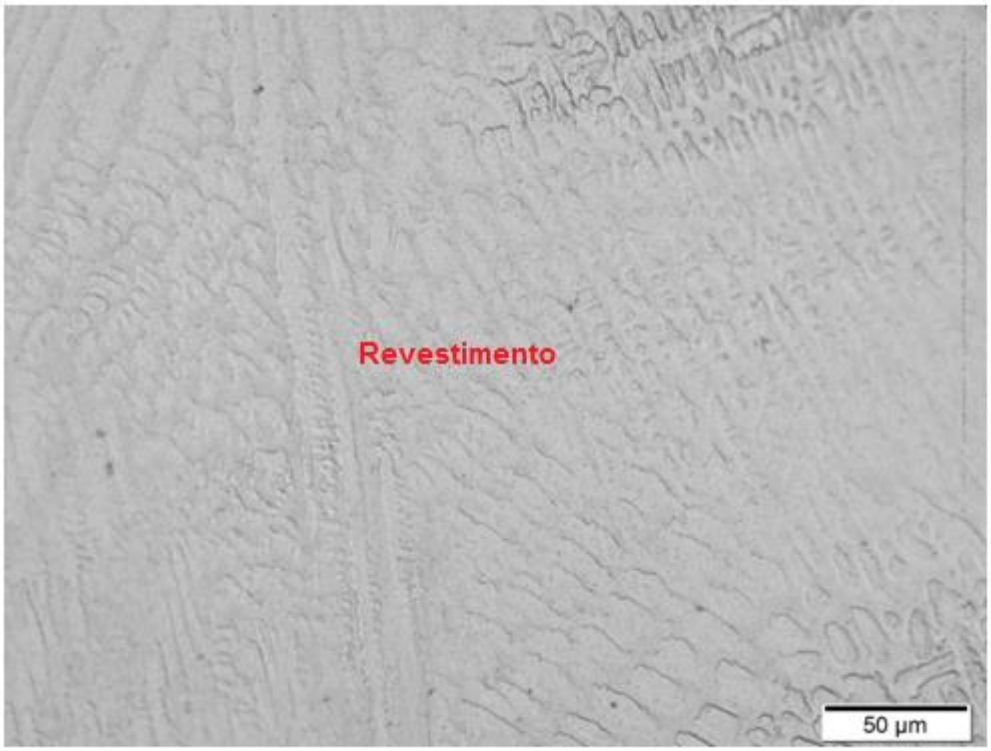


Figura 44 - Micrografia da condição 3 (CP 03) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO).

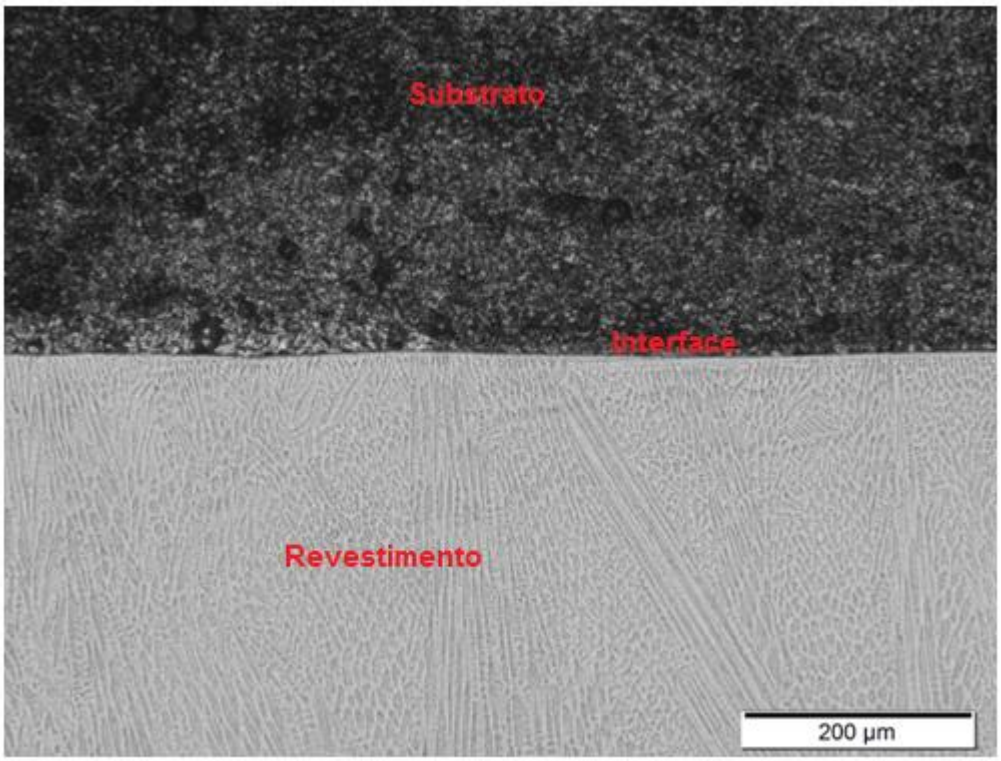


Figura 45. Micrografia da condição 4 (CP 04) obtidas por microscopia ótica da superfície do revestimento de aço inox 904l, Aumento 200x (MO).

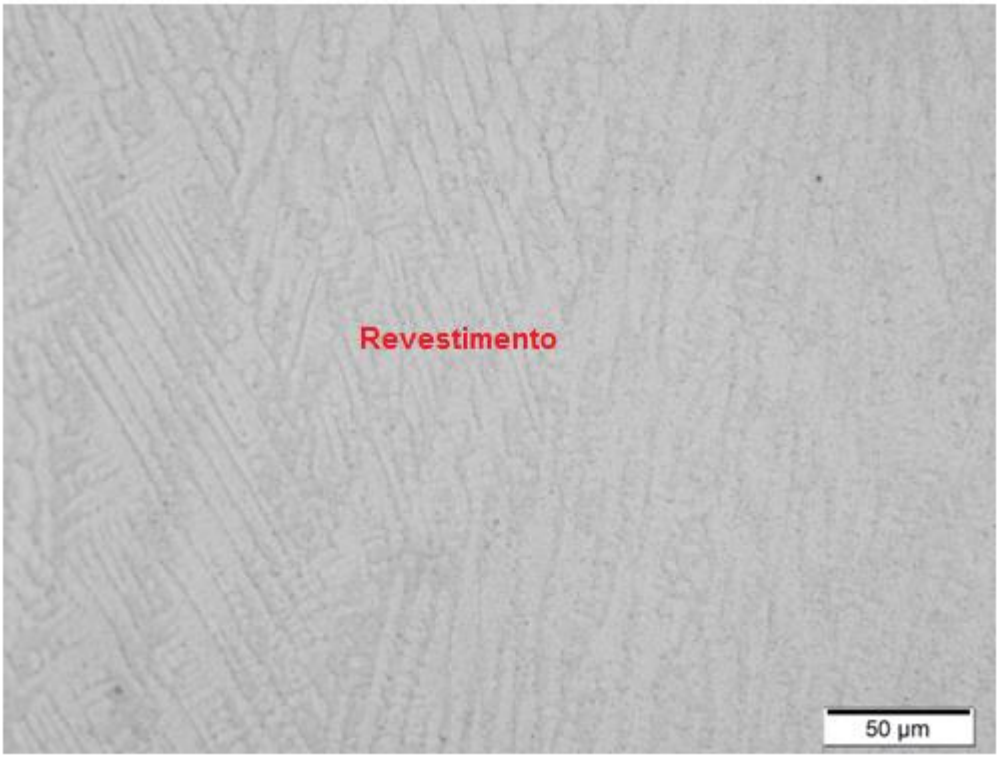


Figura 46. Micrografia da condição 4 (CP 04) obtidas por microscopia ótica do meio do revestimento de aço inox 904l, Aumento 500x (MO).

3.5 – Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza mostram, através da tabela 9 e figura 47, os valores, perfis e gráfico de microdureza do revestimento desde o MB (metal base) passando pela zona de interface ou de transição até o MS (metal de solda). Observa-se que não ocorreu variação significativa nos valores de microdureza na região da ZTA (interface) e metal de base para as condições estudadas.

Era esperada uma variação entre as condições, pois a dureza da liga de aço inoxidável AISI 904L na condição soldada é resultado de sua composição química e microestrutura, sendo esta última dependente dos parâmetros de soldagem, uma vez que afetam as taxas de solidificação e o nível de diluição (MODENESI, 2007). Normalmente as regiões onde se apresentam os maiores valores de dureza são as zonas parcialmente diluídas (ZPD), devido à formação de martensita. A seguir, no item referente a microscopia eletrônica de varredura voltaremos a abordar o efeito da ZPD pois a microscopia ótica não permite esta avaliação.

Tabela 9 - Parâmetros utilizados para realização do ensaio de microdureza Vickers.

Medição de microdureza Vickers - HV Carga 200g - Identador prismático de diamante.						
Região da seção transversal do CP	Identações	Distância entre as identações (mm)	CP - 01	CP - 02	CP - 03	CP - 04
Revestimento	1	0,4	211	176	187	217
	2	0,4	226	169	186	195
	3	0,4	218	185	183	196
	4	0,4	202	187	192	183
	5	0,4	201	202	192	191
	6	0,4	199	198	205	194
	7	0,4	205	202	189	193
	8	0,4	198	204	193	197
	9	0,4	201	199	191	202
	10	0,4	204	206	192	173
Interface	11	0,4	213	246	220	205
Substrato	12	2,0	207	202	205	178

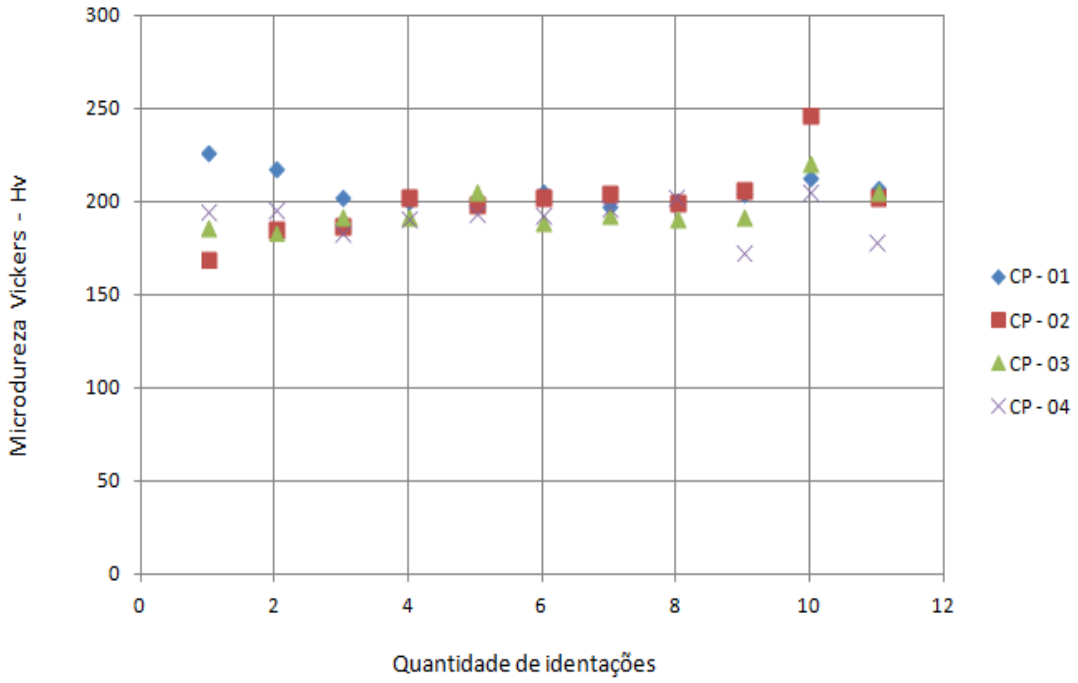


Figura 47: Gráfico referente ao ensaio de microdureza Vickers para as quatro condições avaliadas.

3.6 – Análises da Diluição

Os resultados da diluição, detalhados na tabela 10 e Figuras 45 a 52, mostram o efeito do maior aporte térmico gerado para maiores intensidades de corrente, variando-se também os demais parâmetros de soldagem.

Tabela 10 - Valores de diluição em função da intensidade de corrente.

Condições	CP-02	CP-04	CP-03	CP-01
Zona Fundida (ZF)	Intensidade de corrente (A)			
	120	151	180	211
Diluição (%)	7,97	8,08	8,47	15,87

Conforme apresentado por (MODENESI, 2010) os valores de diluição encontrados na tabela 10 estão de acordo com a faixa de diluição especificada na tabela 6, que é dedicada para soldagem dissimilar, e define a variação em função do processo de soldagem, no caso deste estudo como utilizamos o processo GMAW, a faixa especificada está entre 10 e 50% de diluição, levando em conta o erro de medição.

Uma das preocupações durante a soldagem de aço inoxidável em aço carbono corresponde ao nível de diluição resultante das condições do processo de soldagem. Quanto menor a diluição, menor a probabilidade de formação de microestruturas frágeis e susceptíveis à corrosão. Além disso, devido à grande diferença de composição química entre o aço inoxidável e o aço carbono para diferentes condições de soldagem, zonas parcialmente diluídas (ZPD) podem se formar ao longo da LF. Estas zonas podem apresentar diversas morfologias (praia, península e ilhas) e composição química intermediária entre o substrato e o MS (DOODY, 1992).

Murugan e Parmar (1994), para obter cordões de solda para revestimento com qualidade, por exemplo, maximizar a propriedade anticorrosiva do recobrimento, a melhor distribuição para os próximos passes e considerando o aspecto econômico do processo, sugerem valores de diluição entre 10 e 15%. Além da minimização da diluição, como exposto por (Gomes, 2010) deve-se também: minimizar a penetração e maximizar a altura e largura do cordão de solda, dessa forma é possível garantir as vantagens do processo de soldagem no revestimento e preenchimento. Considerando os benefícios e características na utilização do MIG/MAG polaridade variável, como baixa penetração e diluição e as características necessárias para as soldas de revestimento e

preenchimento, este trabalho tem por objetivo avaliar os parâmetros da polaridade negativa da curva de corrente (corrente negativa e tempo da corrente negativa, e tempo da corrente positiva), visando otimizar a geometria do cordão de solda para aplicação de revestimento com metal base aço ao carbono e metal de adição de aço inoxidável.

Foram analisadas quatro condições de acordo com os diferentes corpos de prova fabricados, conforme apresentado na figura 48 (CP 01), figura 49 (CP 02), figura 50 (CP 03) e figura 51 (CP 04) evidenciando o uso do software Image J para o cálculo das áreas do metal de solda (reforço) e zona fundida (penetração).

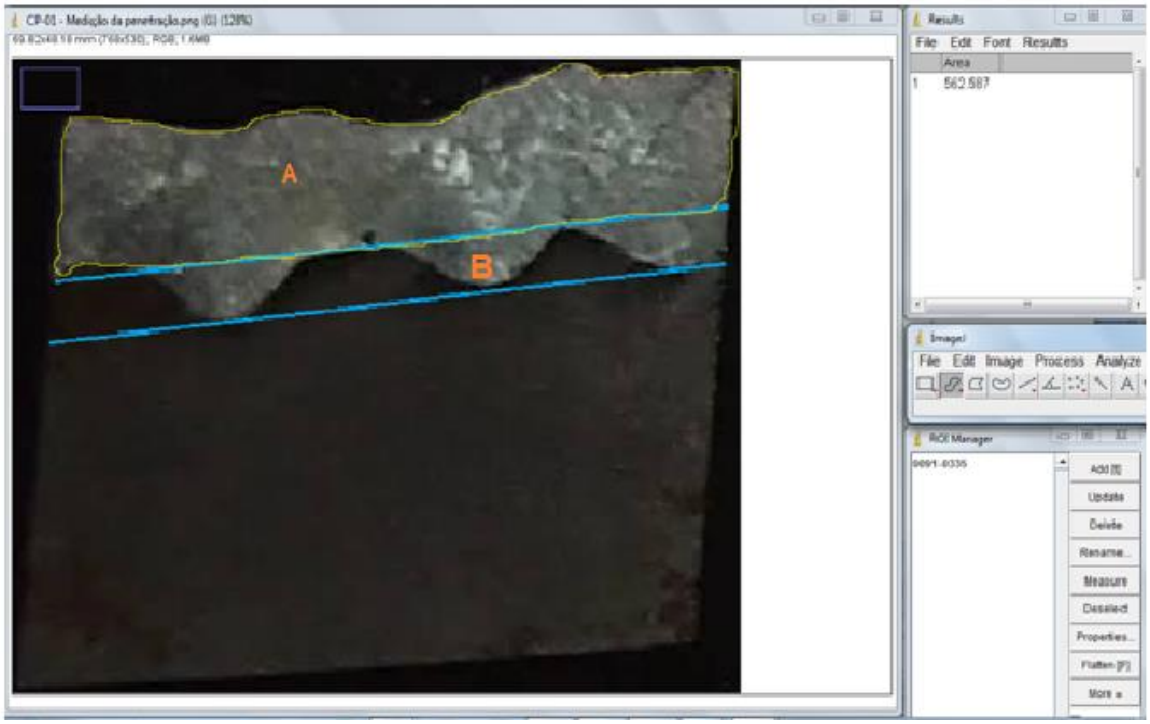


Figura 48 - **CP-01 (28V e 211A)** – A = Área fundida do metal de solda (revestimento).e B = Área fundida do metal de base (penetração). %D = **15,67 %**

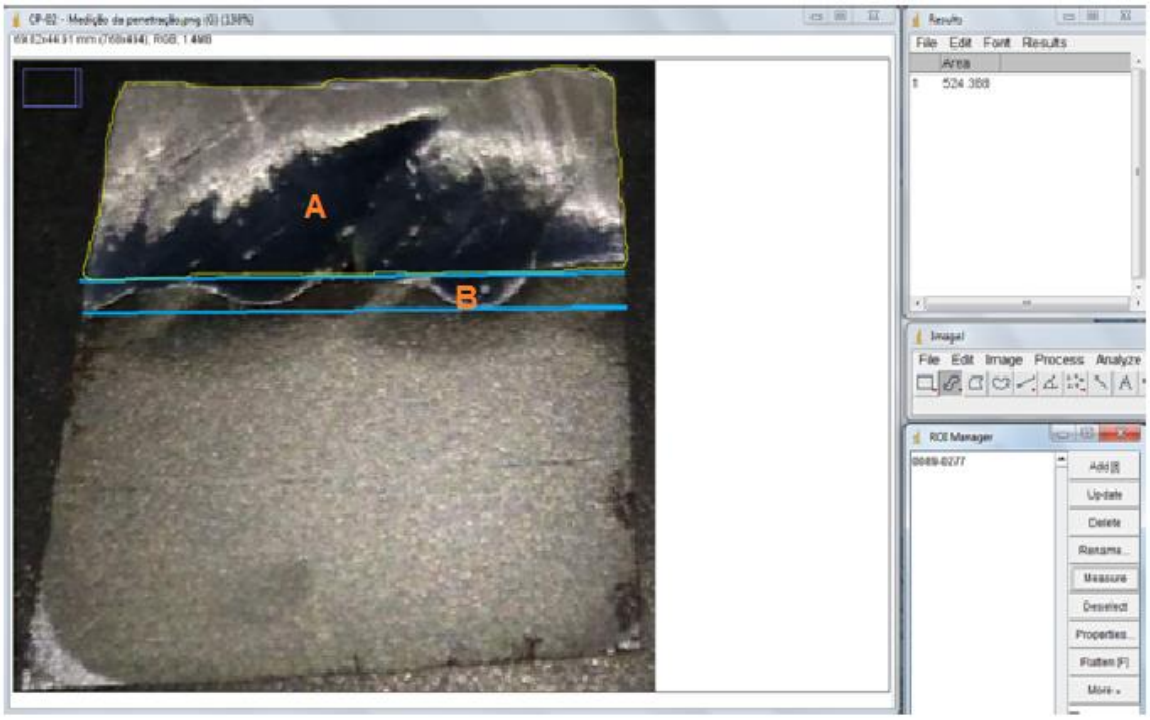


Figura 49 - **CP-02 (28V e 120 A)** – A = Área fundida do metal de solda (revestimento) e B = Área fundida do metal de base (penetração). %D = **7,97 %**

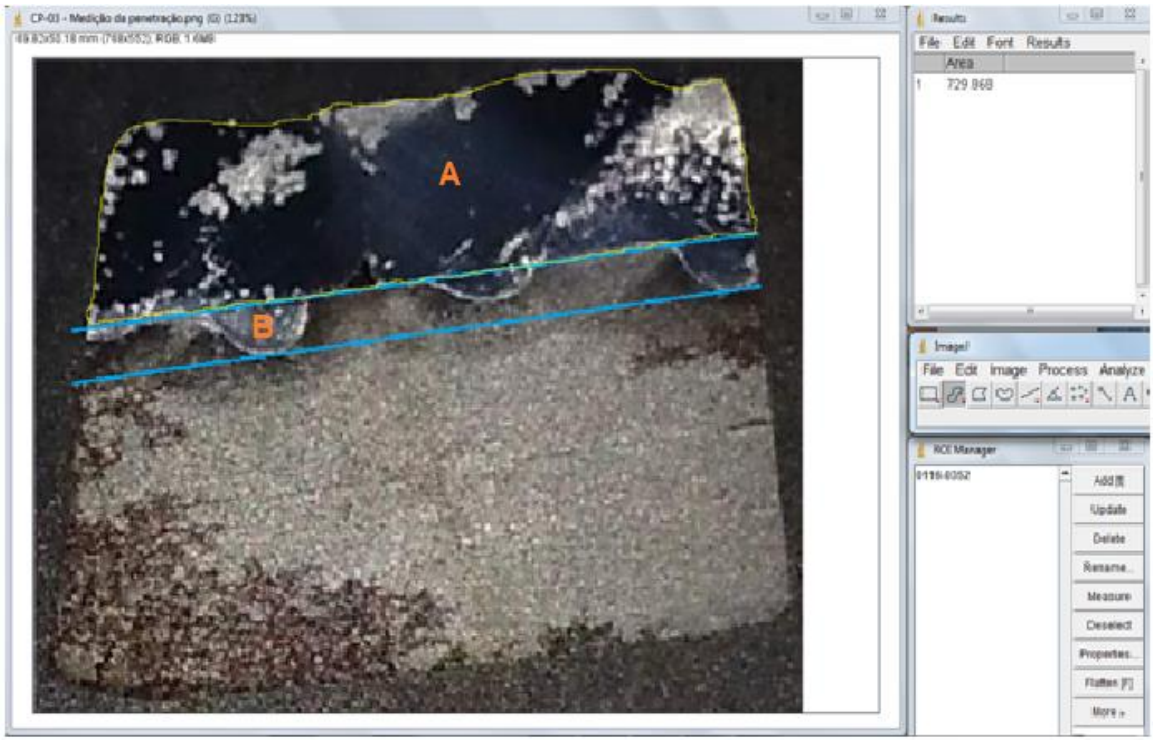


Figura 50 - **CP-03 (26,7V e 180A)** – A = Área fundida do metal de solda (revestimento) e B = Área fundida do metal de base (penetração). %D = **8,47 %**

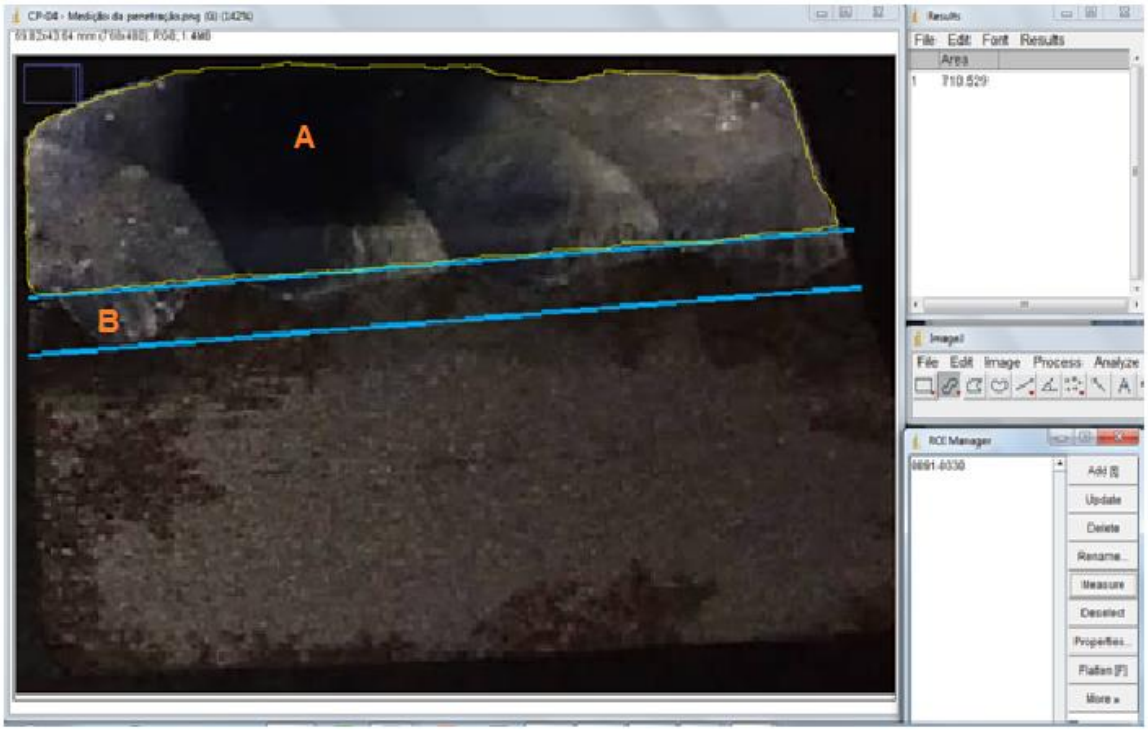


Figura 51 - **CP-04 (26,1V e 156A)** – A = Área fundida do metal de solda (revestimento) e B = Área fundida do metal de base (penetração). %D = **8,08 %**

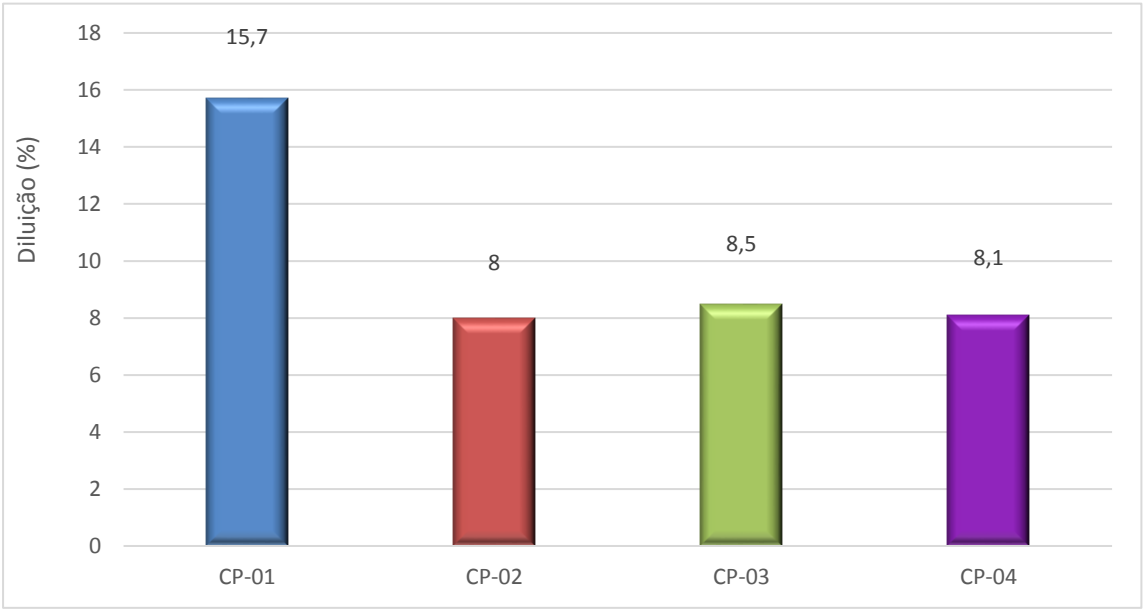


Figura 52. Resultados da medição de diluição para as quatro condições estudadas.

Os valores de diluição para as quatro condições estão coerentes com trabalhos anteriores (OLIVEIRA, 2011, DIAS, 2011 e ROYSE, 2011). A condição CP-01 foi a que apresentou maior valor e diluição e pode estar relacionado com a baixa qualidade do revestimento nesta condição.

3.7 – Caracterização da microestrutura feitas por MEV com EDS

As avaliações por MEV mostram que o CP-01 apresentou ZPDs, como pode ser observada nas figuras 53 a 59, que apresentam as variações dos elementos de liga presentes no substrato, região da interface e revestimento. Esta variação fica evidente quando avaliamos o espectro obtido pela técnica de EDS com análise de linha na Figura 57. Pode ser visto que há formação de zona parcialmente diluída do tipo baía ou península, que são áreas parcialmente circundadas pelo metal de base que geralmente apresentam dureza elevada, ao longo do intervalo entre duas linhas paralelas, cuja distância é de aproximadamente 50µm. Pode-se observar uma composição intermediária entre o metal de base (MB) e o revestimento AISI 904L, cuja variação dos elementos Cu, Fe, Ni, Cr, Mn, Si e Mo, pode ser evidenciada através dos espectros. A estrutura de solidificação obtida pelo processo de soldagem utilizado permitem estruturas de solidificação dendrítica refinada e com segregação entre as dendritas (Figura 57). Esta variação ocorreu também em outros trabalhos encontrados na literatura, (DODGE *et a*l, 2014; KEJELIN *et a*l, 2006; SILVA, 2012) e é classificada como “rampa” .

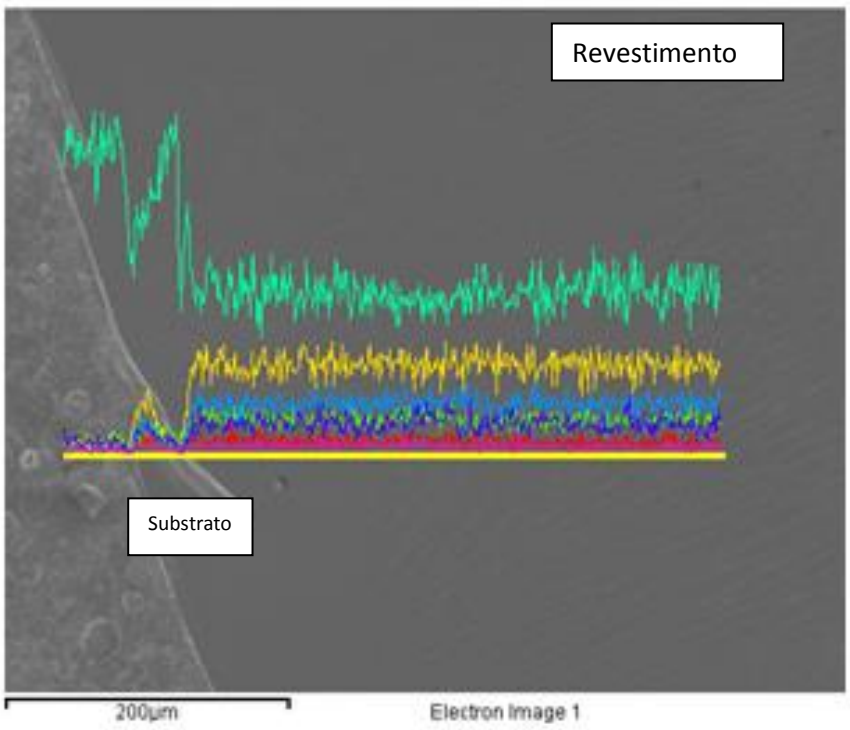


Figura 53 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD tipo baía ou península.

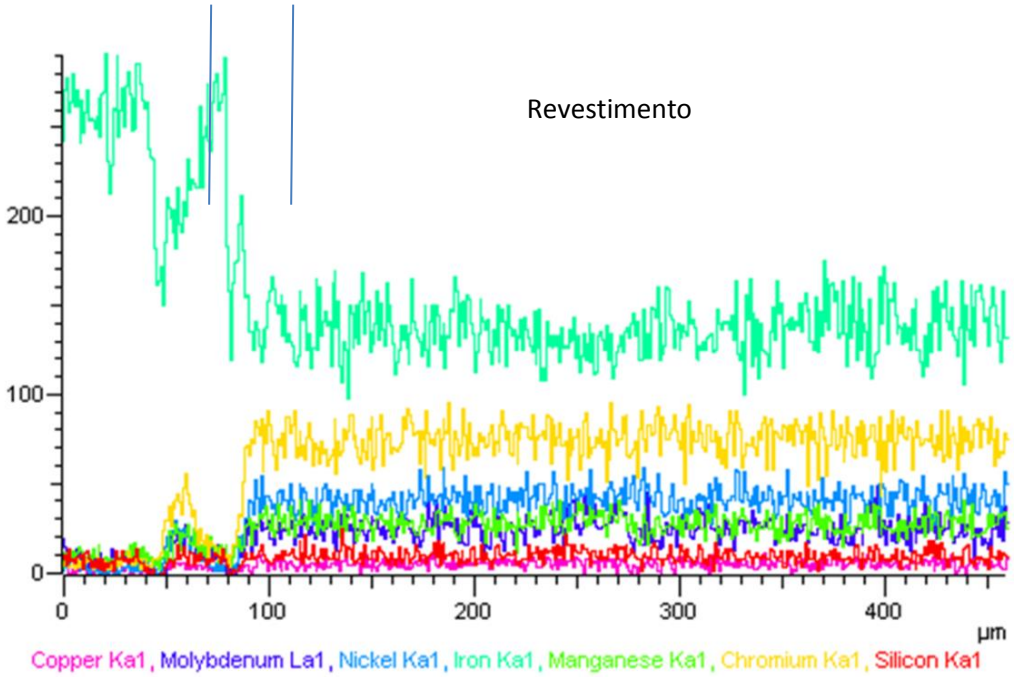


Figura 54 - Espectro da microestrutura por EDS da (CP-01), desde o substrato, passando pela ZPD, até chegar ao revestimento.



Figura 55 – Micrografia feita por MEV (aumento de 500x) na ZPD do tipo baía ou península. (CP-01) – zona de interface entre o susbtrato e o revestimento.

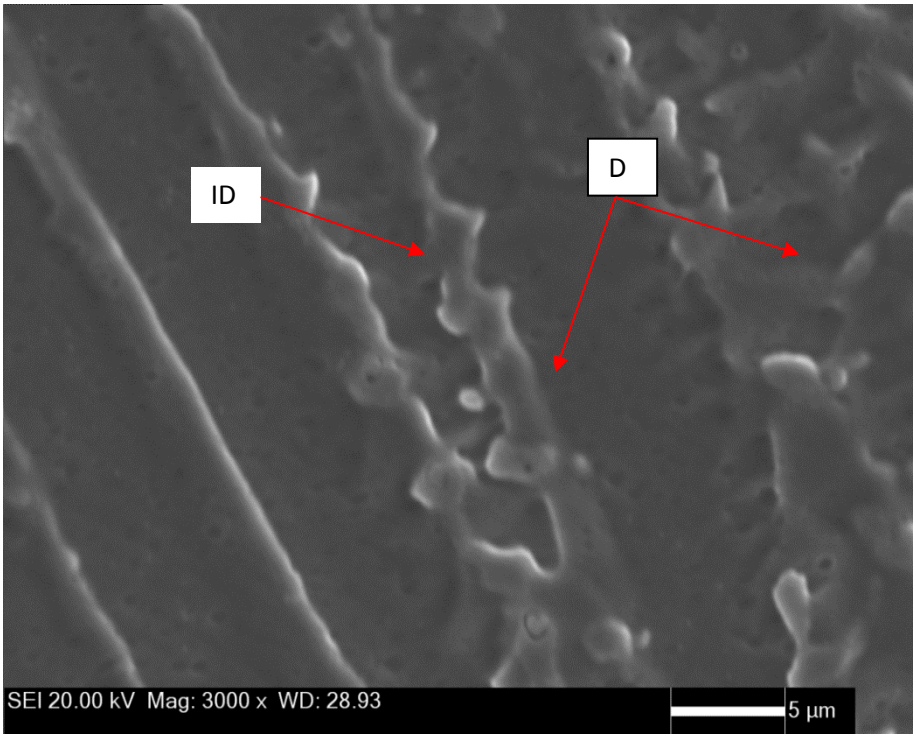


Figura 56 - Microestrutura do revestimento (MEV - aumento de 3000x), destacando as regiões dendrítica (D) e interdendrítica (ID) - (CP-01).

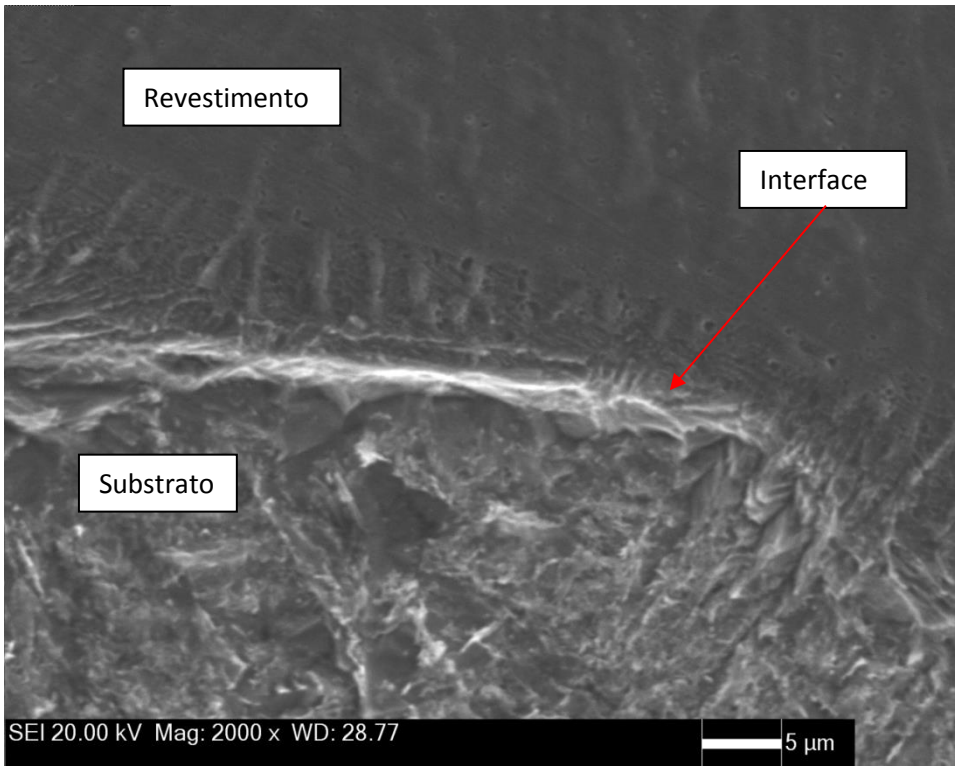


Figura 57 – Microestrutura da Zona Fundida (MEV - aumento de 2000x), destacando as principais regiões - (CP-01).

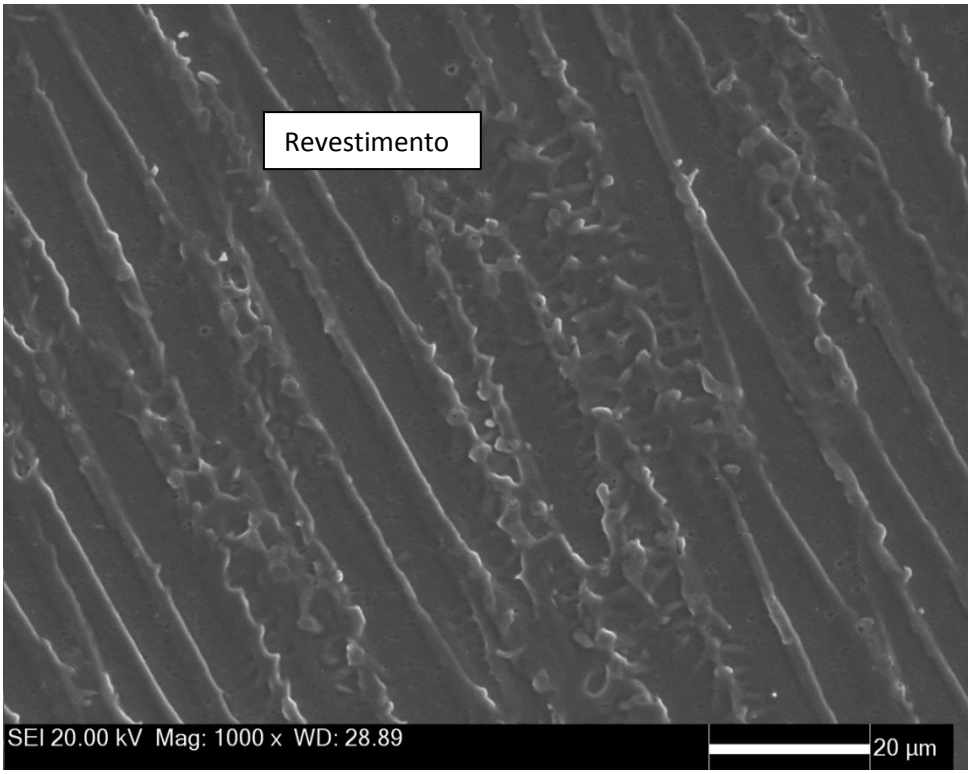


Figura 58 – Microestrutura do revestimento com aço inoxidável superaustenítico AISI 904L (MEV - aumento de 1000x) - (CP-01).

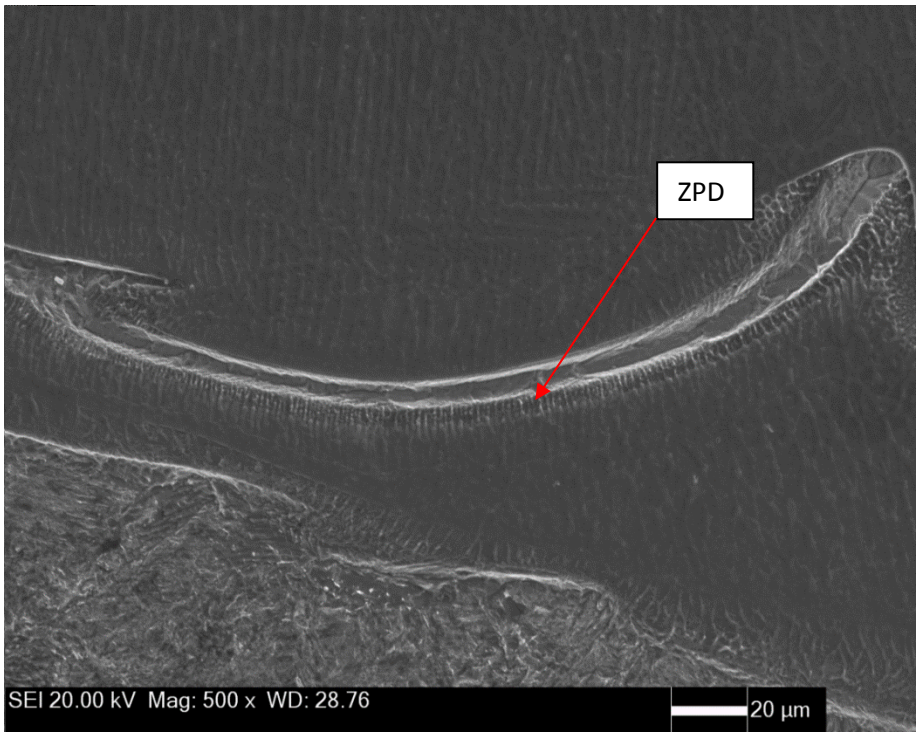


Figura 59 – Micrografia feita por MEV (aumento de 500x) na ZPD do tipo baía ou península. (CP-01 – zona de interface entre o susbtrato e o revestimento).

A amostra referente ao CP-02 (Figuras 57 a 62) apresentou ZPDs, conforme pode ser observado nas Figuras 59 e 60. A estrutura de solidificação também permitiu a formação de estruturas de solidificação dendrítica refinada e com segregação entre as dendritas, ver as Figuras 60 e 65.

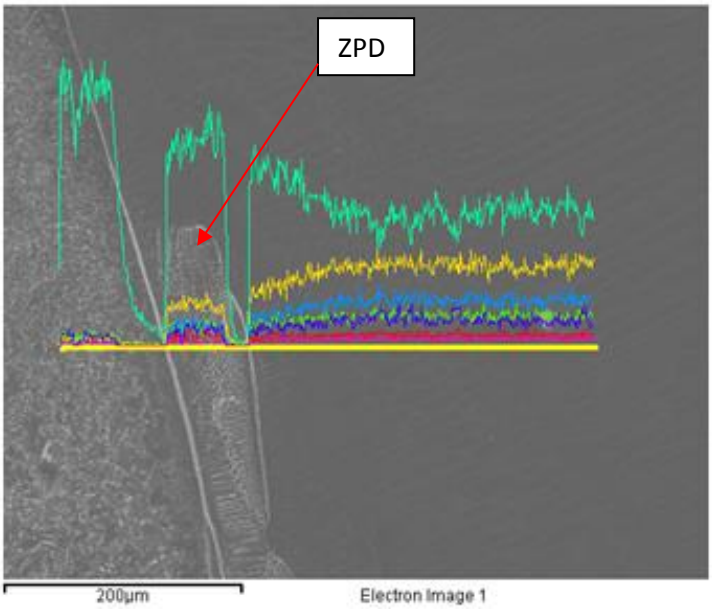


Figura 60 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD.

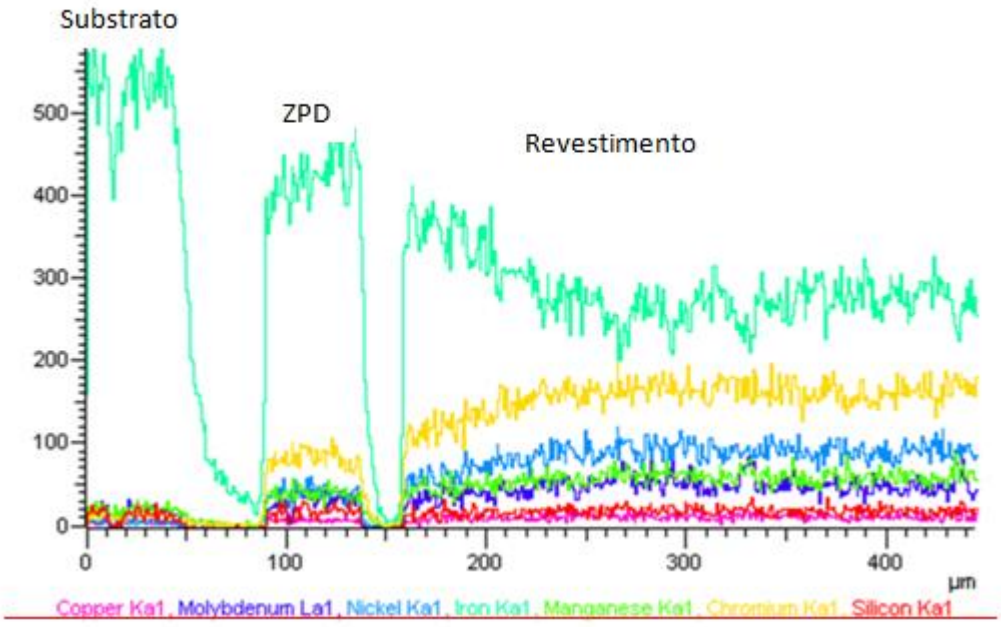


Figura 61 - Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (CP-02), através das regiões dendrítica e interdendrítica da zona fundida.

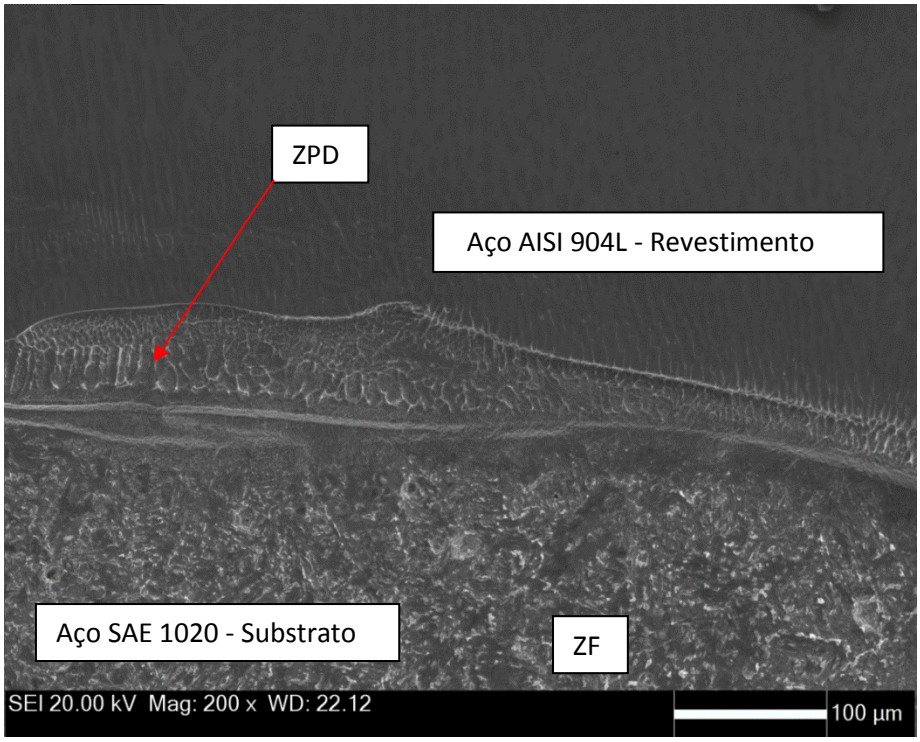


Figura 62 – Micrografia por MEV da formação da ZPD na interface entre o aço SAE 1020 e a liga de 904L. Estão representados os parâmetros de soldagem: corrente de 120 A e velocidade de soldagem 60 cm/min (CP-02).

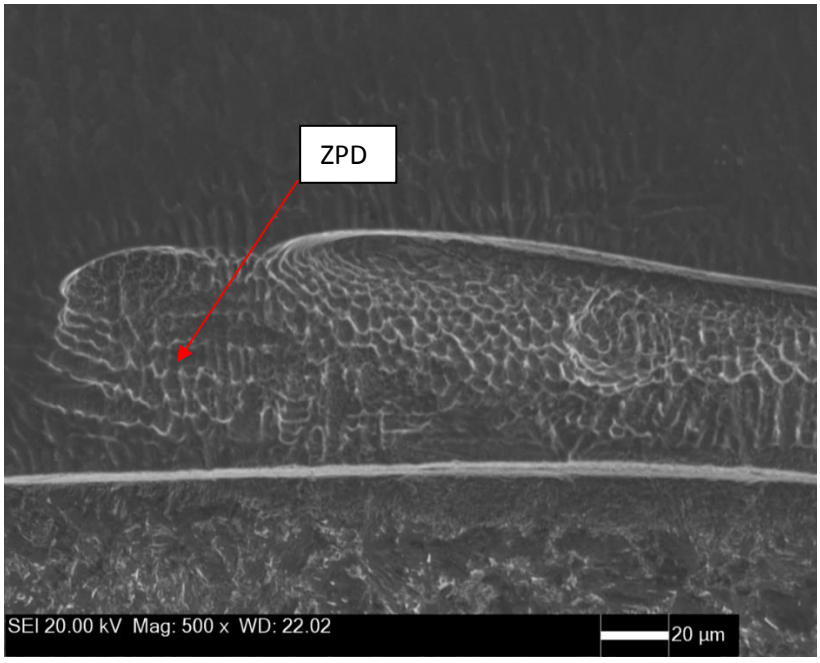


Figura 63 – Micrografia Estrutura típica de baía da ZPD – CP-02 – 500x.

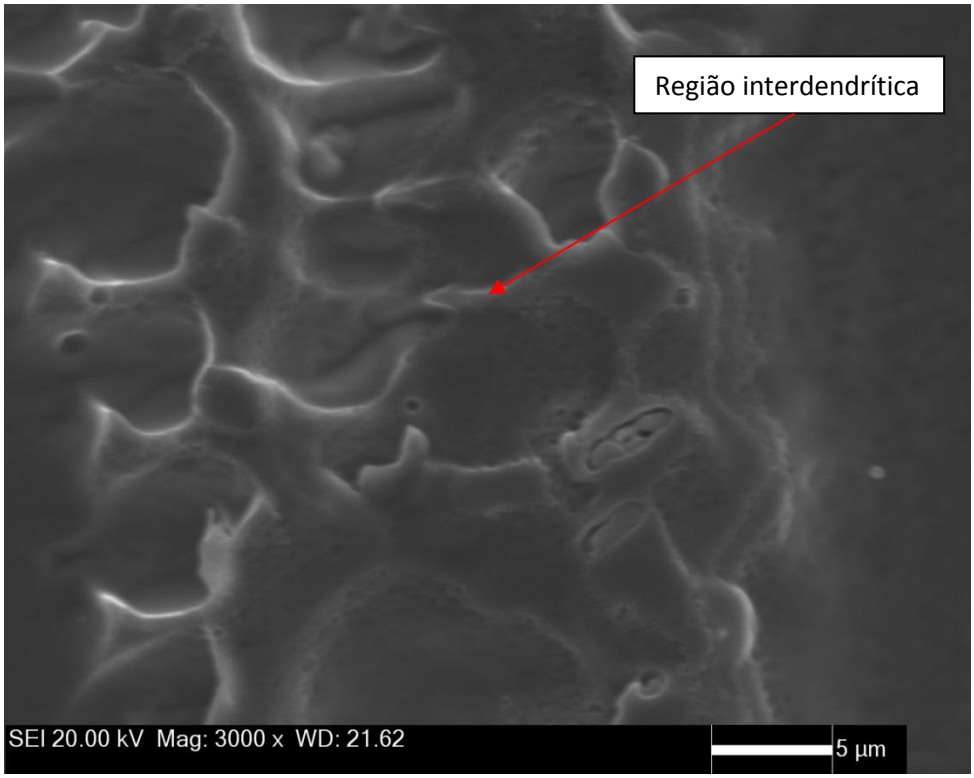


Figura 64 – Micrografia por MEV da região interdendrítica – CP-02 – 3000x.

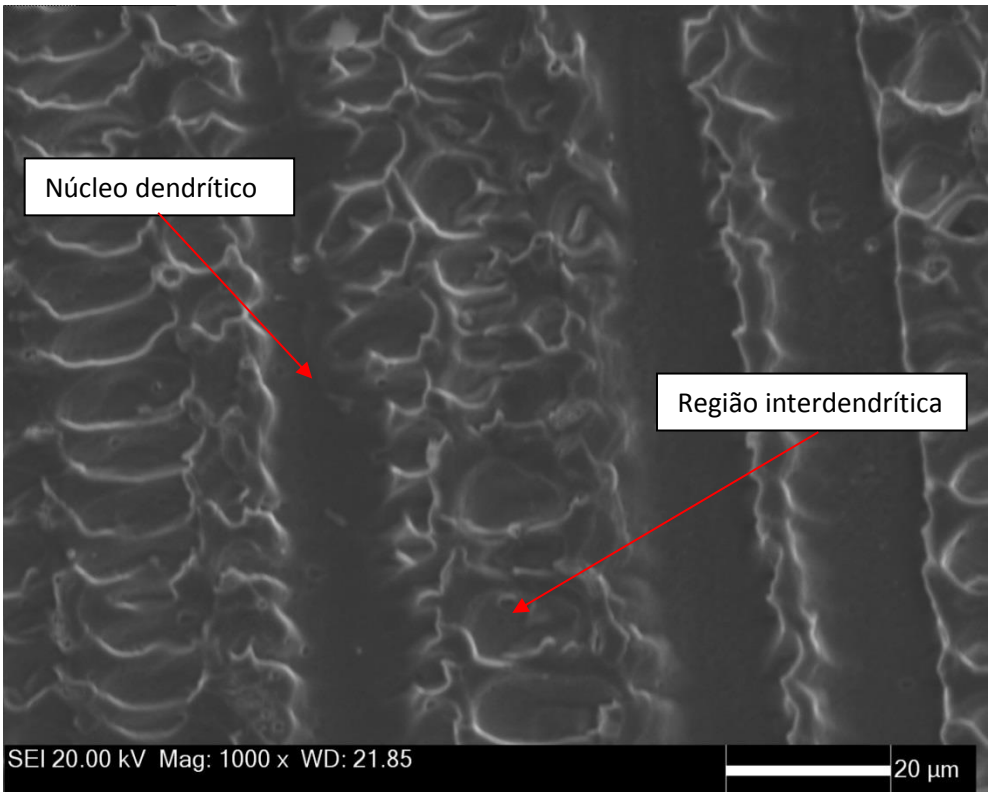


Figura 65 – Micrografia por MEV da região e do Núcleo dendrítico – CP-02 – 1000x.

A amostra referente ao CP-03 (Figuras 66 a 69) apresentou ZPDs tipo baía com estrutura austenítica bem característica. A quantidade e dureza das ZPDs em função da corrente de soldagem/deposição foi encontrado também por outros autores (ORNATH *et al*., 1981; KEJELIN *et al*., 2006; SILVA *et al*. 2010), e é atribuído à segregação de elementos de liga na poça de fusão, durante o início de solidificação, formando um perfil de composição química. A espessura da ZPD é inversamente proporcional à taxa de solidificação, ou seja, quanto menor a taxa, maior sua espessura (ORNATH *et al*, 1981). Os resultados do presente trabalho corroboram com esta conclusão.

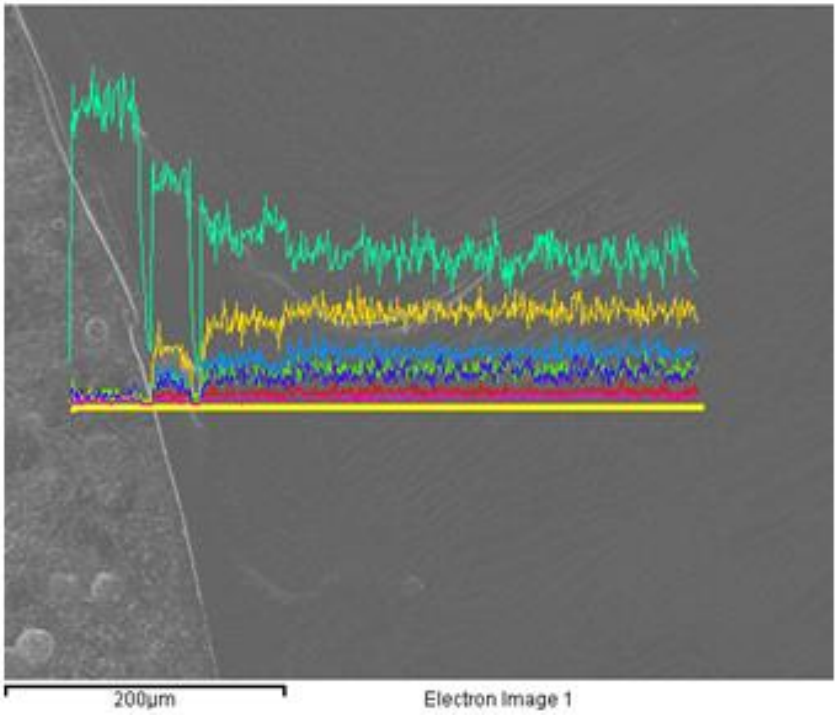


Figura 66 – Espectro da composição química feita por EDS na ZPD.

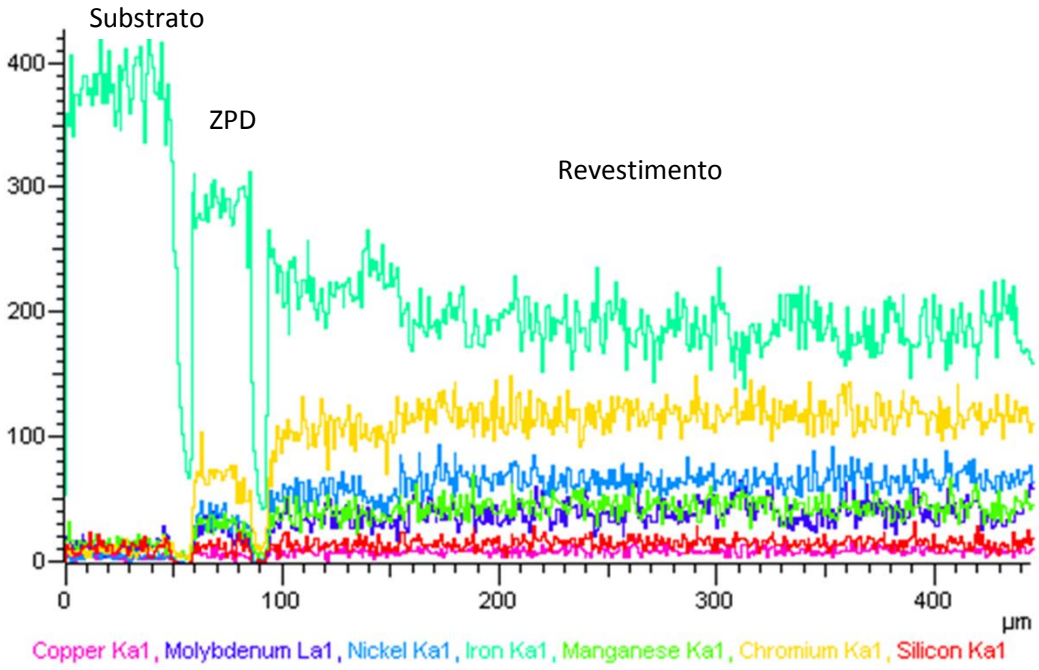


Figura 67 - Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (CP-03), através das regiões dendrítica e interdendrítica da zona fundida.

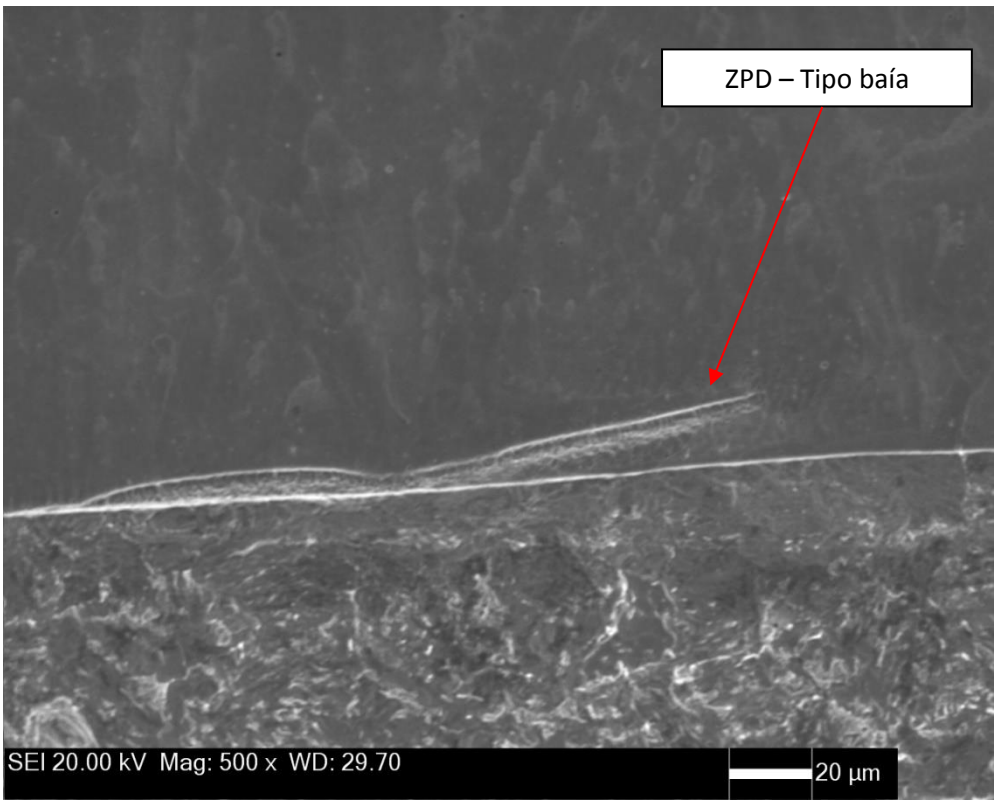


Figura 68 – Micrografia Estrutura típica de baía da ZPD – CP-03 – 500x.

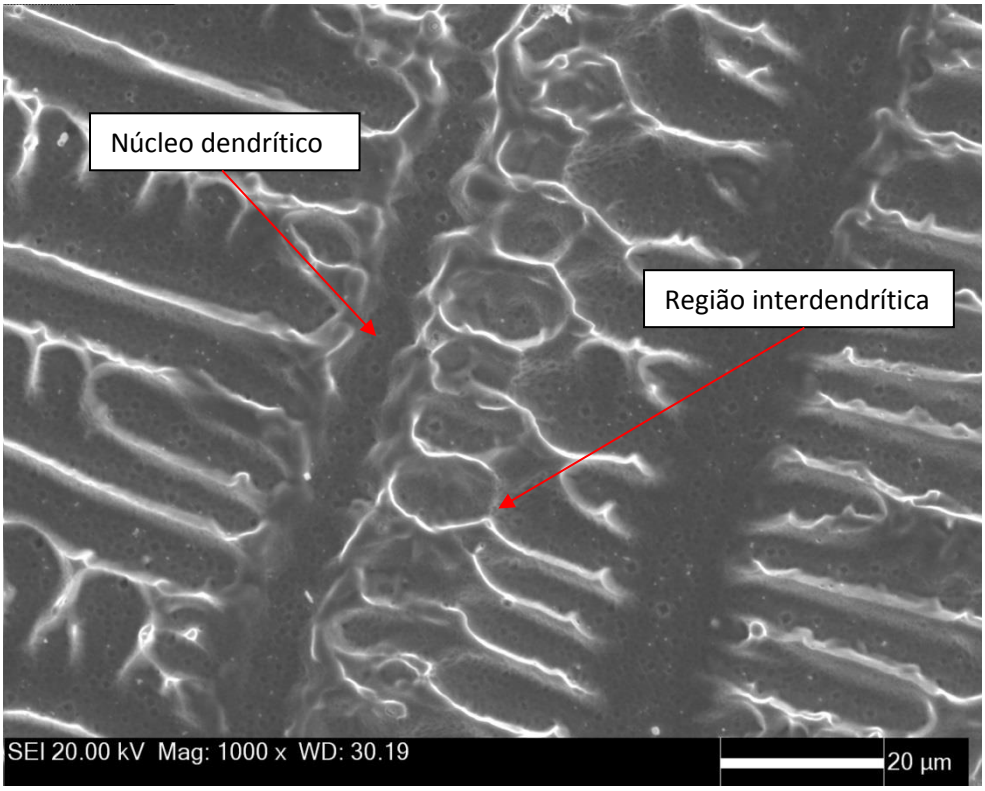


Figura 69 – Micrografia por MEV da região e do Núcleo dendrítico – CP-03 – 1000x.

A amostra referente à condição CP-04 (Figura 70 a 74) não apresentou nenhuma ZPD, sendo considerada a melhor condição apresentando revestimento uniforme e excelente qualidade dos cordões de solda, isento de defeitos, além de apresentar um perfil de dureza semelhante aos encontrados na literatura. A partir deste resultado, aliado às microestruturas observadas, foi evidenciado que o aumento da intensidade de corrente reduziu a formação de ZPDs, tendo relação direta com altas durezas e formação de martensita, de alta dureza, adjacentes à linha de fusão, tornando o componente soldado susceptível a falhas em operação, conforme observado por Ornath *et al*, (1981).

Com auxílio da técnica EDS foi possível observar também a transição dos teores de elementos de liga na região de interface obtida no processo GMAW-P, conforme mostrado na Figura 68. Pode-se fazer uma avaliação da distância da estabilização da composição da liga a partir da linha de fusão (LF) e uma análise semi-quantitativa do teor dos elementos de liga presentes. Segundo KOUTSOUKIS *et al*. (2013), a proporção de fases secundárias é maior nos aços com maiores quantidades de elementos de liga e expostos a mais tempo e maior temperatura de envelhecimento até a faixa de 950 ºC. Este comportamento é determinante para seleção de ligas para aplicação em

revestimento soldado para serviço em meio agressivo, pois afeta a sua resistência à corrosão.

Outro aspecto importante nesta condição é a redução de tamanho das estruturas de solidificação dendrítica refinada e com segregação entre as dendritas que também é um fator positivo para qualidade do revestimento.

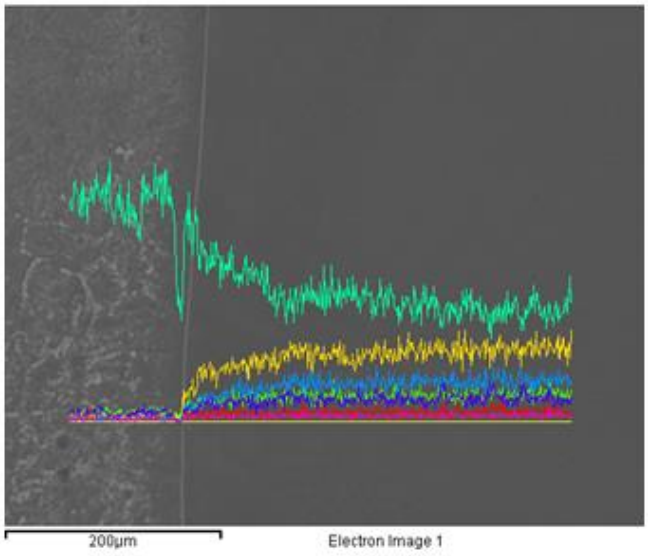


Figura 70 – Espectro da composição química feita por EDS.

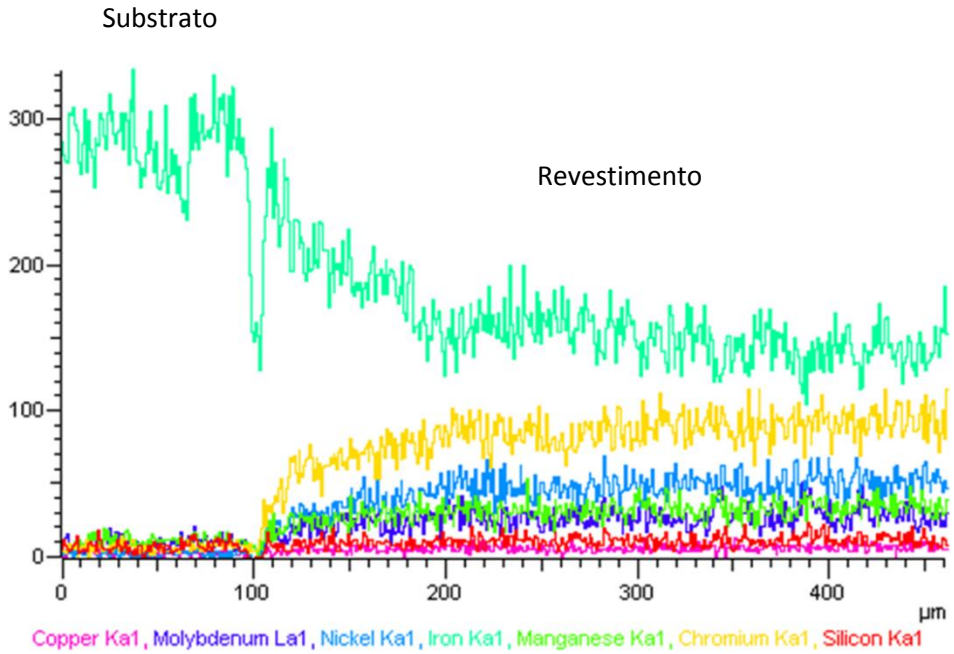


Figura 71 - Espectro da microestrutura por EDS varrendo a composição química (CP-04), através das regiões da zona fundida.

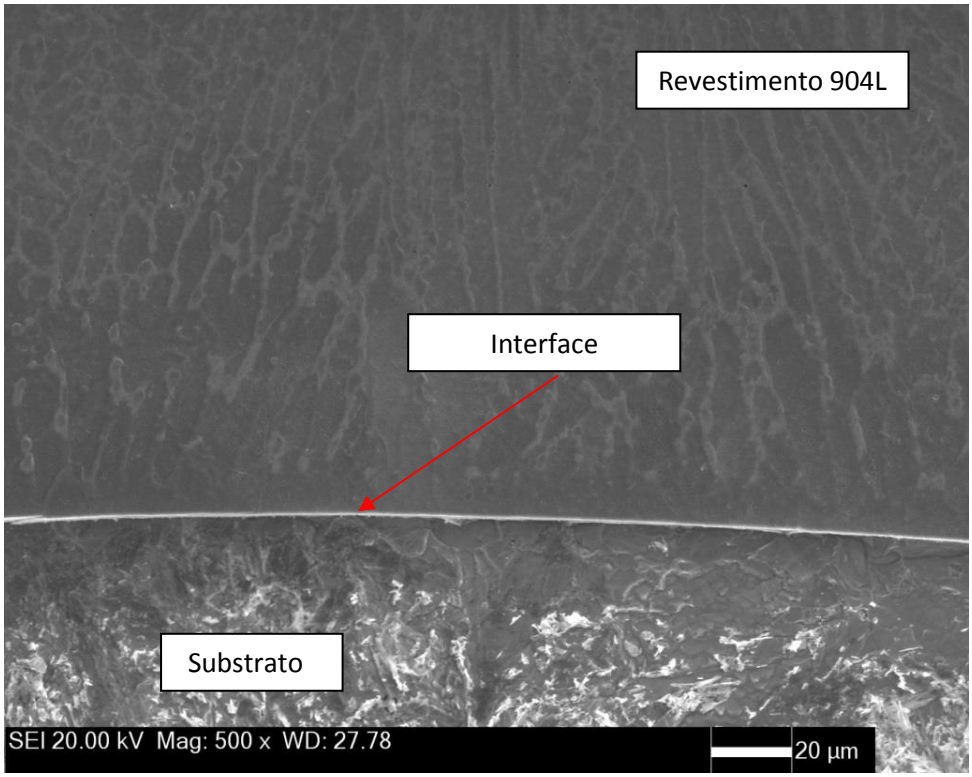


Figura 72 – Micrografia da região da interface – CP-04 – 500x.

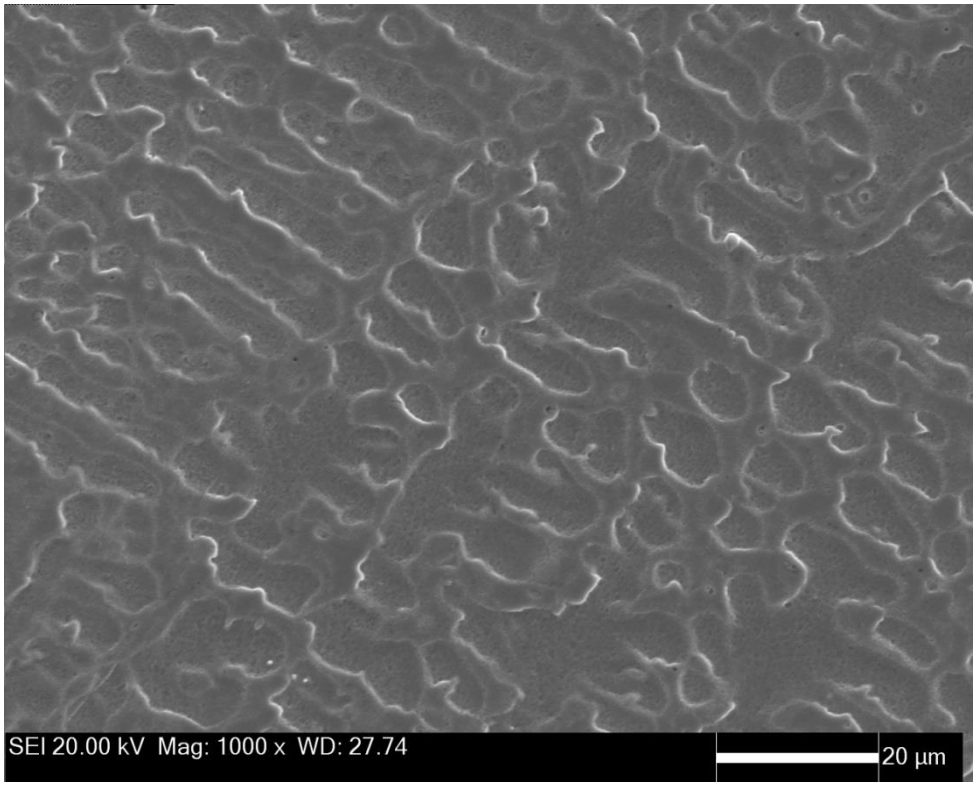


Figura 73 – Micrografia por MEV do metal de solda – CP-04 – 1000x.

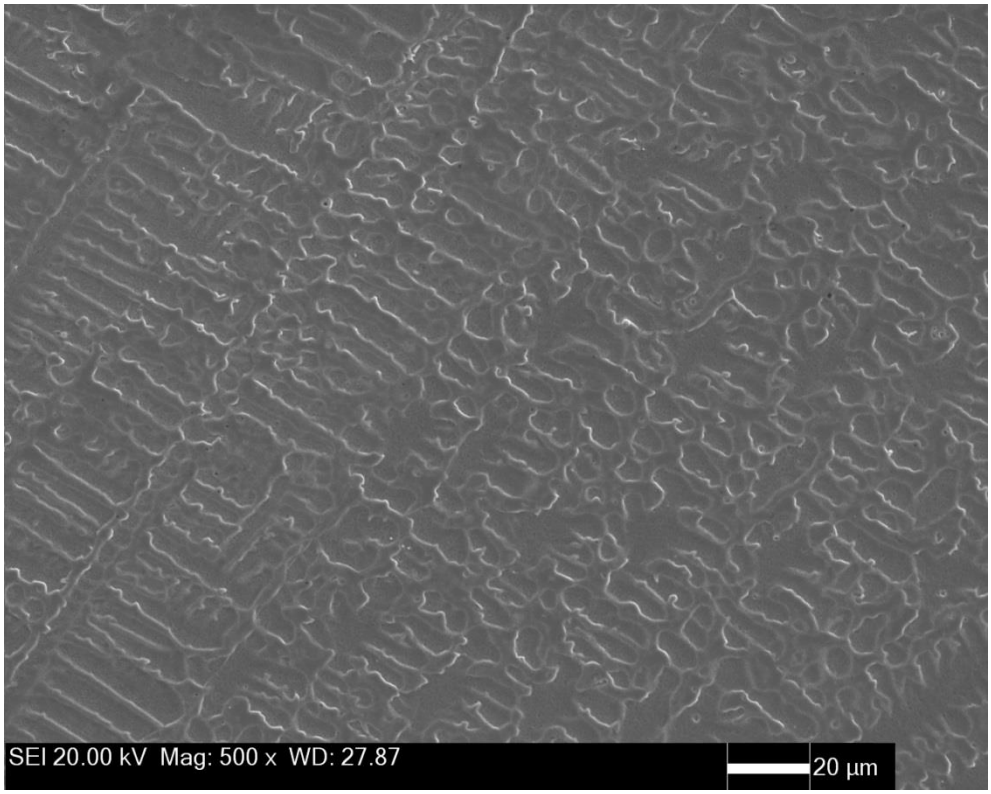


Figura 74 – Micrografia por MEV do revestimento – CP-04 – 500x.

Outra contribuição deste trabalho é que os resultados indicam que este aço inoxidável super austenítico (SASS) AISI 904L, devido a boa qualidade do revestimento obtido na condição CP-04 – corrente de 151A, é uma excelente opção em relação as superligas de níquel-cromo, como o Inconel 625, devido ao seu menor custo. RAMKUMAR *et al*., (2014) e SHANKAR *et al*., (2001) também indicam os aços SASS como uma alternativa interessante obtendo revestimentos com características microestruturais e propriedades mecãnicas satisfatórias.

4. – Conclusões

Baseado nos resultados experimentais apresentados e na literatura levantada durante a elaboração do trabalho, onde foram investigadas as características microestruturais e mecânicas dos depósitos de aço inoxidável AISI 904L realizadas com diferentes correntes de deposição (120A, 151A, 180A, e 211A) é possível concluir que:

a) A aplicação de revestimentos metálicos utilizando a liga inoxidável superaustenítico AISI 904L pode ser conduzida pelo processo GMAW-P, obtendo-se boa qualidade de deposição, microestruturas homogêneas e preservação das propriedades mecânicas do substrato e do revestimento, dependendo da combinação dos parâmetros de soldagem.
b) A condição com a combinação de tensão de 26,1V e corrente de 151 A apresentou a combinação ótima onde os revestimentos aspectos uniformes dos cordões e praticamente sem defeitos. Outra vantagem encontrada nesta condição foi a ausência de zonas parcialmente diluídas (ZPD) que apresentam durezas elevadas e são regiões preferencias para propagação de trincas.
d) A diluição encontrada para todas as condições estudadas está de acordo com a literatura, variando entre 8% e 15%.
e) Não houve variação significativa de microdureza entre as condições estudadas.
f) A microestrutura da liga inoxidável superaustenítico apresentou microestrutura epitaxial nas regiões próximas à interface substrato/revestimento, além de microestruturas colunares e dendríticas.

5 - Propostas para próximos trabalhos

- Avaliação com outras ligas com os mesmos parâmetros de soldagem usados neste trabalho
- Avaliação através do processo de soldagem TIG ou processos similares
- Avaliação da microdureza da ZPD através de cargas menores e pontuais por se tratar de uma região muito pequena.
- Avaliar através de EBSD e MET as fases e precipitados presentes nas amostras, indicando quais tipos estão mais ou menos presentes, em função da corrente de deposição;
- Também através de MET, obter confirmação da identificação dos carbetos e fases, em especial, aquelas cuja identificação foi sugerida neste trabalho através de seu perfil de composição química;
- Submeter as amostras à analises de corrosão, identificando a influência dos parâmetros de deposição na resistência à corrosão do material.

6 – Referências

A.D. Nadezhdin, T. Davison, Effects of Weld Dilution on Digester Weld Overlay, 11th International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry, 2004.

Ahn Y, Yoon B, Kim H, Lee C. Effect of dilution on the behavior of solidification cracking in PTAW overlay deposit on Ni-Base superalloys. Metals and Materials International. 2002;8(5):469-477. http://dx.doi.org/10.1007/BF03027245.

LOPES, A.C, No texto tem que estar o LOPEZ Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferriticos extra baixo intersticial EBI/P444. 2005. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Paraná
Conferir as outras referências

ALMEIDA, H. A. L. Otimização e comparação de modelos matemáticos para as características geométricas de soldas GMAW e FCAW. Monografia. Centro Federal de Educação tecnológica do Pará, Coordenação de Mecânica, 2010.

ANTUNES, M. R.; Avaliação da Resistência à Corrosão-Fadiga do Aço API 5L X65 Revestido com o AISI 308L SI, Dissertação de M.Sc., UFRGS/PPGEM, Porto Alegre, RS, Brasil, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook: Weld Overlays, v.6, 9a Ed., Metal Park, Ohio, ASM, p.52-534, 1983.

ASKELAND, D. R.; WRIGHT. W. J. Ciência e engenharia dos materiais. São Paulo: Trilha, 2016. p. 290-310.

ASME IX, Qualification Standard for Welding and Brazing Procedure, Welders, Brazers and Welding and Brazing Operator, 2012, USA.

BARS, Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas e de corrosão do aço inoxidável superaustenítico AISI 904L, Dissertação de mestrado, 2011, Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, Brasil.

Banovic SW, Dupont JN, Marder AR. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. Science and Technology of Welding and Joining. 2002;7(6):374-383. http://dx.doi. org/10.1179/136217102225006804.

Biswajit Khara, *et al*. Weld Cladding with Austenitic Stainless Steel for Imparting Corrosion Resistance - Department of Mechanical Engineering, Kalyani Government Engineering College, Kalyani- 741 235, West Bengal, India - See discussions, stats, and author profiles for this publication at: https://www.researchgate.net/publication/292643149 - Article · January, 2016.

Bogdanowicz Z, Jozwik P e Nasilowska B. Microstructure and mechanical behavior of a CO2 laser and TIG welded 904L steel, Metallurgy and Foundry Engineering, 2014;40(2):69–81.

BOND, D. “Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados”,Dissertação de Doutorado, PIPE/UFPR, Curitiba, Paraná, Brasil, 2008.

BORGES, Fabiana C. N., MEI, Paulo Roberto; “Caracterização das Propriedades Estruturais, Mecânicas e Tribológicas do Aço Superaustenítico ASTM A 744 Gr.CN3Mn”, Universidade Estadual de Ponta Grossa, PR e Universidade Estadual de Campinas, SP, 2011.

BRACARENSE, A. Q. (2000). “Processo de Solsagem TIG-GTAW”. In: Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais.

CANTARIN, *et al.* Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW; Dissertação de mestrado; Universidade de São Paulo; São Paulo; 2011.

COTTA, Marco A.D.; Melhorias em Qualidade de Solda – Estudo de Caso em Estaleiro. Projeto Final Submetido ao Corpo Docente do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio De Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. Fevereiro/2014.

C. Huang, Y. Zhang, J. Shen, V. Rui, Thermal stability and oxidation resistance of laser clad TiVCrAlSi high-entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V alloy, Surf. Coat.Technol. 206 (2011) 1389–1395

C. Shang, E. Axinte, J. Sun, X. Li, P. Li, J. Du, P. Qiao, Y. Wang, CoCrFeNi(W1−x Mox) high-entropy alloy coatings with excellent mechanical properties and corrosion resistance prepared by mechanical alloying and hot pressing sintering, Mater.Des. (2017).

C.L. Wu, S. Zhang, C.H. Zhang, H. Zhang, S.Y. Dong, Phase evolution and cavitation erosion-corrosion behavior of FeCoCrAlNiTix high entropy alloy coatings on 304 stainless steel by laser surface alloying, J. Alloys Compd. 698 (2017).

CAO.X.; RIVAVAUX.B.;JAHAZI.M.; CUDDY.EJ.; BIRUR.A.; “Effect of pré-and post´weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of inconel 718 alloy butt joints welded using 4 Kw Nd:YAG laser”,J Matter Sci 44 n-17, p.4557-4571, 2009.

CURTIS, J. F., KOVACH, W.; “High Performance Stainless Steel”: Nickel Development Institute, USA, 94 p., 2002.

Daniela Bianchi Ponce Leon de Lima. Avaliação da Soldabilidade do Aço Inoxidável SuperDuplex UNS S32750. 2006. Dissertação de Mestrado - Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Paraná.

DAVIS J.R.: “Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining”, ASM Handbook Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 699-828, 1993.

DE BLOGLIE, L.V.P.R. Recherches Sur la Théorie des Quanta. Annales de Physique, v.3, p.22, 1925.

Di Caprio.G, 1997, Gli acciai inossidabili, Ulrico Hoepli Milano, Milano, Italy, pp. 62–89.

DIAS F.W.C., “Efeito da intensidade de corrente para revestimentos utilizando Hastelloy X, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

DODGE, M.F.; DONG, H.B.; GITTOS, M.F.; MOBBERLEY, T.; “Fusion zone Microstructure Associated with Embrittlement of Subsea Dissimilar Joints”. Offshore Maritime and Artic Engineering (OMAE, 2014).

DODGE, M.F.; The effect of heat treatment on the embrittlement of dissimilar welded joints. Ph.D. Thesis, University of Leicester, England, 2014.
DOODY, Thomas; “Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service”, Welding Journal, 1992.

D.B. Miracle, O.N. Senkov, A critical review of high entropy alloys and related concepts, Acta Mater (2017).

Durgutlu A., 2004, Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on TIG welding of austenitic stainless steel, Journal of Materials & Design, Vol. 25, No.1, pp. 19-23.

FEDELE, Ricardo; “Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas – Parte II”, Artigo publicado na Revista Soldagem & Inspeção – ano 6, nº 4, 2004.

EVERHART, T.E; THORNLEY, R.F.M.. Wide band detector for micro-microampere low-energy electron currents. J. Sci. Instrum. v. 37, p. 246-248, 1960.

GOMES, J. H. F. Análise e Otimização da Soldagem de Revestimento de Chapas de Aço ABNT 1020 com Utilização de Arame Tubular Inoxidável Austenítico, Universidade Federal de Itajubá, MG, Brasil (2010).

G Caironi, E Gariboldi, G Silva and G Vedani 1993 J. Phys. IV 03 289. Microstructural evolution and precipitation behavior in heat affected zone of Inconel 625 and AISI 904L dissimilar welds.

GUEDES D, Soldagem de Aços Inoxidáveis Superausteníticos do tipo 904L (2012).

Heino S, 2000, Role of Mo and W During Sensitization of Super austenitic Stainless Steel -Crystallography and Composition of Precipitates. Metallurgical & Materials Transaction A, Vol. 31A, pp. 1893–2904.

Heino S, Knutson-Wedel M Karlsson B, Precipitation behavior in heat affected zone of welded super austenitic stainless steel, Materials science and Technology, 1999.
HERMANS, M. J. M.; DEN OUDEN, G. Process behavior and stability in short circuiting gas metal arc welding. Welding Journal. p.137-141, abr. 1999.
Heino S, Knutson-Wedel M, Karlsson B, Precipitation in a High Nitrogen Super austenitic Stainless Steel, Material Science Forum, 1999.

Heino S, Knutson-Wedel M Karlsson B 1999 Materials science and Technology 15(1) 101, 2013. Precipitation behaviour in heat affected zone of welded superaustenitic stainless steel

INNOVATION IN ENGINEERING, RESEARCH AND TECHNOLOGY [IJIERT], NATIONAL CONFERENCE ON INNOVATIVE TRENDS IN ENGINEERING & TECHNOLOGY-2016 - 11TH & 12TH MARCH 2016 - CONFERENCE PROCEEDINGS ISSN NO - 2394-3696 - Paper ID: NITETMECH08.

J. Cheng, D. Liu, X. Liang, Y. Chen, Evolution of microstructure and mechanical properties of in situ synthesized TiC-TiB2/CoCrCuFeNi high entropy alloy coatings, Surf. Coat. Technol. 281 (2015) 109–116

JEFFUS, L. Welding: principles and applications. 5 ed. Australia: Delmar Learning, 2004. 904 p.

JORGE, Jorge C. F., O.G. Meira, MADALENA, Francisco C.A, SOUZA, Luis F. G., L.S. Araujo and M.C. Mendes. Evaluation of the AISI 904L Alloy Weld Overlays Obtained by GMAW and Electro-Slag Welding Processes. JMEPEG (2017) 26:2204–2212 ; DOI: 10.1007/s11665-017-2631-9 - ASM International - 2017)

J. Anburaj, S.S. Mohamed Nazirudeen, R. Narayanan, B. Anandavel, and A. Chandrasekar, Ageing of Forged Superaustenitic Stainless Steel: Precipitate Phases and Mechanical Properties, Mater. Sci. Eng. A, 2012, 535, p 99–107.

Karupanan Balamurugan, Mahendra Kumar Mishra, Paul Sathiya, Abdullah Naveen Saitc, Weldability Studies and Parameter Optimization of AISI 904L Super Austenitic Stainless

Steel Using Friction Welding. Materials Research. 2014; 17(4): 908-919 - DOI: http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392014005000099.

Kahar SD e Baba Pai K. Corrosion behavior of electro-slag strip cladded weld overlays in different acid solutions, International Journal of Engineering Research and Applications, 2013;3(4):2620-2627.

K. Devendranath Ramkumar n, Jelli Lakshmi Narasimha Varma, Gangineni Chaitanya, Ayush Choudhary, N.Arivazhagan, S.Narayanan. Effect of autogeneous GTA welding with and without flux addition on the microstructure and mechanical properties of AISI904L joints - http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.072-0921-5093/& 2015 Elsevier B.V.Allrightsreserved.

K.D. Ramkumar, A.Choudhary, S.Aggarwal, A. Srivastava,T.H.Mohan, and N. Arivazhagan, Characterization of Microstructure and Mechanical Properties of Continuous and Pulsed Gas Tungsten Arc Welded Superaustenitic Stainless Steel, J. Mater. Res., 2015, 30(10), p 1727–1746

KESTENBACH, H.; BOTA FILHO, W. J. Microscopia eletrônica de transição e varredura. São Paulo. Associação Brasileira de Metais. 1994.

KEJELIN, N. Z.; Influencia dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluidas em soldas de metais dissimilares, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, Brasil, 2006.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J.de A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.; “Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625”, XXXII Congresso Nacional de Solda - CONSOLDA , pp. 1-10, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2006.

KEJELIN, N.Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; POPE. Alexandre M.; “Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar metal Welds”, 18th International Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J.de A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.; “Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625”. XXXII Congresso Nacional de Solda - CONSOLDA , pp. 1-10, 2009.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M.; “Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds”, Soldagem & Inspeção, vol. 12, nº 3, pp. 195-203, 2007.

KOUTSOUKIS, T., REDJAIMIA, A., FOURLARIS, G.; “Phase Transformations and Mechanical Properties in Heat Treated Superaustenitic Stainless Steels”, Materials Science & Engineering A vol. 561, pp. 477–485, 2013.

Kim Ill-Soo., Son Joon-Sik., Yarlagadda Prasad KDV, 2003, A study on the quality improvement of robotic GMA welding.

KUO.C.M.; YANG,Y.T.; BOR,H.Y.; WEI, C.N.; TAI,C.C.; “Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy”, Materials Science and Engineering A, v. 510-511, pp.289-294, 2009.

Liljas. M, 1997, Scandinavian Journal of Metallurgical, pp. 32–58. Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using Gas metal arc welding process.

Liljas.M, Acom, 1995, Avesta Sheffileld AB (publ) (ISSN 1101-0681).
LEE, Tae-Ho, KIM, Sung-Joon, JUNG, Yun-Chul; “Crystallographic Details of Precipitates in Fe-22Cr-21Ni-6Mo-(N) Superaustenitic Stainless Steels Aged at 900 ºC”, Metallurgical and Materials Journal, vol. 31A, pp. 1713-1723, 2000.

MADALENA, Francisco C.A., JORGE, Jorge C. F., SOUZA, Luis F. G., COSTA, CABRAL, Tiago B. Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L Utilizado como Revestimento Interno de Vasos de Pressão Fabricados em Aço Carbono ASTM A 516, Grau 70. 7º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO 20 a 24 de maio de 2013 – Penedo, Itatiaia – RJ – Brasil.

MADALENA, Francisco C.A.,; Estudo Comparativo de Revestimento Metálico com as ligas AISI 904L e INCONEL 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória. Dissertação de Mestrado Apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. Dezembro/2013.

MARQUES, Paulo V., MODENESI Paulo J, BRACARENSE, Alexandre Q.; Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. Belo Horizonte, MG, Brasil, Ed. UFMG (2005).
MIAMI. F.L, Welding handbook fundamentals of welding, Vol. 1, 7th Ed, American Welding Society, pp. 7–9, 1981.

MIAMI. F. L , Welding handbook welding processes-arc and gas welding and cutting, brazing and soldering, Vol. 2, 7th Ed. American Welding Society, pp. 114–6 (1978)

MODENESI Paulo J. “Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis” - Coleção Tecnologia da Soldagem – Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo – Osasco/SP – 2001, pag. 36-52.

MODENESI, P.J. Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. 2012. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte. Disponível em: http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/ Acesso em 23 mai. 2017.

MOREIRA, A. F., GALLEGO, J., TOKIMATSU, R., YAMAKAKI, W. A caracterização de revestimentos soldados com arame tubular. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 17, 2006, Foz do Iguaçu, p. 5330-5340.

Murugan N, Parmar RS. Effects of MIG process parameters on the geometry of bead in the automatic surfacing of stainless steel. Journal of Materials Processing Technology. 1994;41(4):381-398. http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(94)90003-5.

NAGATANI, T.; SAITO S,; SATO, M.; YAMADA, M. Development of an ultra high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and in-lens system. Scanning Microscopy. v.11, 901-909, 1987.

NEVES. M.D.M.; LOTTO. A.; BERRETTA. J.R.; ROBERTO.J.;ROSSI.W.;JUNIOR.N.D.J.;Solicitação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com INCONEL 600 por laser de Nd. YAG, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 14, No.2, p.104-113, 2009.

Norsok Standard, M-001, Materials Selection, Rev.3. Oslo, Norway,November, 2002

OLIVEIRA, E.M.; Comportamento microestrutural da liga Inconel 718 em aplicações por soldagem TIG, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.
OSÓRIO, W. R.; SPINELLI, J. E.; FREIRE, C.M.A.; GARCIA, A.; “Efeito da macro e micromorfologia estruturais na resistência à corrosão de amostras de Zn puro e da liga Zn-4% Al”; Revista Matéria, v. 10; nº 3, pp. 428-436, 2005.

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. Engenharia de soldagem e aplicações. Rio de Janeiro: LTC, 1982. p. 124.

PADILHA A. F., GUEDES L.C. Aços Inoxidáveis Austeníticos – Microestrutura e Propriedades. Ed. Hemus, Printed in Brazil, 1994.

Paschold R, Karlsson L e Gittos MF. Disbonding of austenitic weld overlays in hydroprocessing applications, Svetsaren, 2007; 62(1):10-15.

P.Sathiya , S.Aravindan , P.M. Ajith, B.Arivazhagan, A. Noorul Haq; Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using Gas metal arc welding process. International Journal of Engineering, Science and Technology - Vol. 2, No. 6, 2010, pp. 189-199.

PEREIRA, Influência do grau de deformação na cinética de precipitação de fases Intermetálicas de aços inoxidáveis duplex UNS S31803 and lean duplex UNS S32304, Dissertação de Mestrado, 2014, UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil.

PERTENECER E.; RABENSTEINER G.; TOESCH J.;SCHABEREITER H. Metalurgia de Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos com Elevados Teores de Mo. Anais XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. 1990.

POWEL, D. J., PILKINGTON, R., MILLER, D. A.; “The Precipitation Characteristics of 20% Cr 25% Ni - Nb Stabilized Stainless Steel”, Acta Metal 36, vol. 3, pp. 713-724, 1988.
PHILLIPS, A. L. Welding Handbook: Fundamentals of Welding. London: American Welding Society, 1965a. 4. Vol. 1. PHILLIPS, A. L. Welding Handbook: Special Welding Processes and Cutting. London: American Welding Society, 1965b. 4. Vol. 3.

PHILLIPS, A. L. Welding Handbook: Special Welding Processes and Cutting. London: American Welding Society, 1965b. 4. Vol. 3.

Puhl EB. Desenvolvimento de tecnologias no processo MIG/MAG para aumento de produtividade e melhoria da qualidade mediante o uso da polaridade negativa [dissertação]. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2011.

Ramkumar K D, Parvateneni M, Varun D, Gopi R, Ajay R, Arivazhagan N, Narayanan S, Mortezaie A and Shamanian M Int. J. Pressure Vessels Piping 116 37 Microstructural evolution and precipitation behavior in heat affected zone of Inconel 625 and AISI 904L dissimilar welds, (2014).

RAO, Venkateswara, RAO, N.B.R. Mohan and RAMBABU, K. “Disbonding Studies of Austenitic Stainless Steel Weld Overlays on 2,25 Cr-1 Mo Steels. Issue 2, Vol.5, July 2012.

RADHAKRISHNA.C.H.; PRASAD RAO. K.; “The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds”, Journal of Materials Science 32, p. 1997-1984, 1997.

RITONI, Marcio, “Efeitos dos Tratamentos Térmicos na Microestrutura e Propriedades do Aço Superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN”,Dissertação de Mc, Universidade Estadual de Campinas, SP, Brasil, 2007.

ROYSE F.S.; “Estudo das propriedades mecânicas e micriestruturais de revestimento de liga de cobalto, utilizando o processo TIG”, Dissertação de Mestrado, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

SANTOS, Dineusa J., Mota, Carlos A.M. , Braga Eduardo M., Marinho, Fábio L. C, Fernandes, Alderi P.; Correlação entre Parâmetros de Soldagem e Propriedades Mecânicas de Soldas de Revestimento. Universidade Federal do Pará –2013

SATHIYA, P., ARAVINDAN, S., ATJITH, P. M., ARIVAZHAGAN, B., NOORUL HAG, A.; "Microstructural Characteristics on Bead on Plate Welding of AISI 904 L Super Austenitic Stainless Steel Using Gas Metal Arc Welding Process", International Journal of Engineering, Science and Technology, vol. 2, no 6, pp. 189-199, 2010.

Shankar V, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 625 Alloy Fabricated by Pulsed Plasma Arc Deposition (2001).
SILVA, C. C., AFONSO, M. C. R., RAMIREZ, A. J., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P. Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel INCONEL 625, Soldag. Insp. São Paulo, Vol.17, Nº. 3, p.251-263, Jul/Set 2012.

SILVA, Marcos Mesquita et. al.; Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo; Soldagem e inspeção (Impr.); vol.15; no.3; São Paulo; 2010.

S.D. Brandi, S. Liu, Thomas, Jr., R.D., Welding, Brazing and Soldering. Electroslag and Electrogas Welding*, v. 15, ASM Handbook, ASM International, 2008, pp 124-138.

S Senthur Prabu, K Devendranath Ramkumar and N Arivazhagan School of Mechanical Engineering, VIT University, Vellore - 632014, Tamil Nadu, India - Microstructural evolution and precipitation behavior in heat affected zone of Inconel 625 and AISI 904L dissimilar welds, 14th ICSET-2017.

Svoboda M, Kroupa A, Soousek J, Vrestal J, Miodownik P, 2004, Phase Changes in Super austenitic Steels after Long-Term Annealing, Zeitschrift Fur Metallkunde, Vol. 95, pp. 1025–1030.

Technical Data BLUE SHEET Allegheny Ludlum Corporation u Pittsburgh, PA Stainless Steel Allegheny Ludlum AL 904L Alloy (UNS Designation N08904). © Copyright, Allegheny Ludlum Corporation 2006.

T. Koutsoukis, A. Redjaımia, and G. Fourlaris, Phase Transformations and Mechanical Properties in Heat Treated Superaustenitic Stainless Steels, Mater. Sci. Eng. A, 2013, 561, p 477–485

Umashankar Rawat,V. V. Potdar;Experimental Study of Effect of Cutting Parameters on Chip Morphology in Turing of AISI 904L. INTERNATIONAL JOURNAL OF PATEL, Mitul, MADMANIA, R.H., CHAUHAMB B.J. e SUNDARESANB S. Application of Electroslag Strip Cladding for Reactors in Hydrogen-Based Refinery Service, M .S. University, Vadodara, Mar, 2013.

Vicente Braz Trindade, Sandra Mara de Souza Alves, Luiz Cláudio Cândido, Geraldo Lúcio de Faria Lima, Rodrigo Rangel Porcaro. Características Microestruturais e Mecânicas ao Longo da Seção Transversal de Juntas Soldadas em Multipasses pelo Processo GMAW de um Aço API 5L X65Q – Artigo Técnico - Soldagem & Inspeção. 2017; 22(2):217-227 - http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI2202.10

VIEIRA, L. A. Avaliação da tenacidade pós tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rutílicos que contenham níquel. 2006. 79 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

VILLANI, P.; MODONESI, P. BRACARENSE, A. Q. Fundamentos da soldagem. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2006. 362 p

Wallen.B, Liljas.M, Stenvall.P, 1992, Proceedings of the Conference on Applications of Stainless Steel, Stockolm, pp. 9–11.

WANG. C.; “Effect of double aging treatment on structure in inconel 718 alloy”, Journal of Materials Science 39, p. 2593, 2004.

Yaxiong Guo, Xiaojuan Shang, Qibin Liua, “Microstructure and properties of in-situ TiN reinforced laser cladding CoCr2FeNiTix high-entropy alloy composite coatings”., Journal Surface & Coatings Technology, 344 (2018) 353–358.

ZAMBON, A.; FERRO, P.; BONOLLO, F.. Microstructural, compositional and residual stress evaluation of CO2 laser welded superaustenitic AISI 904L stainless steel. Materials science and engineering: A, Lausanne, v. 424, n. 1-2, p.117-127, maio 2006. Disponível em:<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.03.003> Acesso em 12 Mar. 2016.

Z. Bogdanowicz, P. Jozwik, and B. Nasilowska, Microstructure and Mechanical Behavior of a CO2 Laser and TIG Welded 904L Steel, Metal. Found. Eng., 2014, 40(2), p 69–81

Z. Liu, S. Guo, X. Liu, J. Ye, Y. Yang, X. Wang, L. Yang, K. An, C.T. Liu, Micromechanical characterization of casting-induced inhomogeneity in an Al0.8CoCrCuFeNi high-entropy alloy, Scr. Mater. 64 (2011) 868–871.

7 – Anexos

ANEXO I – Certificado de Qualidade do consumível de soldagem.

CERTIFICADO DA QUALIDADE
WERKSZEUGNIS / WORKS CERTIFICATE

Certificado emitido por processamento de dados conforme EN 10.204-2.2

Cerificado / Werkzeugnis / Certificate	00513460	Pedido No / Auftrag Nr / Order No.		Corrida / Charge / Heat No.	100557

Empresa / Firma / Firm: RAFAEL PAIM CUNHA SANTOS - FAPERJ

Material / Werkstoff / Material: CN20/25M-IG(SI) 1,2

ASME 5.9/5.9M:2010 - A2011 ER385(MOD)
AWS A5.9/5.9M:2006 ER385(MOD)
EN ISO 14343-A: GZ 20 25 5 Cu N

Fatura / NF / Rechnungs - Nr / Invoice No.: 00089154

Qtde: 15,000

Análise Química %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	-
0,006	0,720	4,500	0,010	0,010	20,000	6,200	25,200	1,500	-

Ensaios Mecânicos

Limite Elástico / Streckgrenze / Yield Strength	Resistencia à Tração / Zugfestigkeit / Tensile Strength	Alongamento / Dehnung / Elongation
	600 MPA	30 %

Resistencia ao Impacto / Kerbschlagarbeit / Impact	Dureza / Härte / Hadness	

São Paulo, 10 de setembro de 2013