

**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS**

WILSON CARLOS FARIA

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S32304 USANDO O PROCESSO GMAW-P E CONSUMÍVEL ALTERNATIVO
DESTINADO A SOLDAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PADRÃO**

VOLTA REDONDA

2016

FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S32304 USANDO O PROCESSO GMAW-P E CONSUMÍVEL ALTERNATIVO
DESTINADO A SOLDAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PADRÃO**

Dissertação apresentada ao Mestrado Profissional Materiais do Centro Universitário de Volta Redonda – UniFOA, como requisito obrigatório para obtenção do título de Mestre em Materiais, sob a orientação do prof. Dr. Gilberto Carvalho Coelho na área de concentração de processamentos e caracterização de materiais, linha de pesquisa de materiais metálicos.

Wilson Carlos Faria

Orientador:
Prof. Dr. Gilberto Carvalho Coelho

Co -orientador:
Prof. Dr. Carlos Roberto Xavier

**VOLTA REDONDA
2016**

FICHA CATALOGRÁFICA

Bibliotecária: Alice Tação Wagner - CRB 7/RJ 4316

F224a Faria, Wilson Carlos.

Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 usando o processo GMAW-P e consumível alternativo destinado a soldagem de aço inoxidável duplex padrão. / Wilson Carlos Faria - Volta Redonda: UniFOA, 2016.

96 p. : Il

Orientador(a): Profº Dr. Gilberto Carvalho Coelho

FOLHA DE APROVAÇÃO

Aluno: Wilson Carlos Faria

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S32304 USANDO O PROCESSO GMAW-P E CONSUMÍVEL
ALTERNATIVO DESTINADO A SOLDAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX
PADRÃO**

Orientador:

Prof. Dr. Gilberto Carvalho Coelho

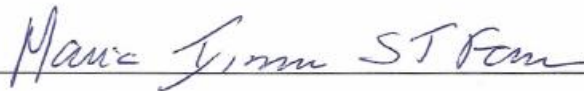
Co-orientador

Prof. Dr. Carlos Roberto Xavier

Banca Examinadora



Prof. Dr. Gilberto Carvalho Coelho



Profa. Dra. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria



Prof. Dr. José Adilson de Castro

DEDICATÓRIA

À minha esposa Rosana e aos meus
filhos Matheus e Victor

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus orientadores professores Dr. Gilberto Carvalho Coelho e ao Dr. Carlos Roberto Xavier pela orientação deste trabalho, feita com dedicação e interesse na conduta do mesmo.

Agradeço ao Professor Dr. José Adilson de Castro por permitir a utilização do laboratório de Soldagem da UFF-VR.

Agradeço aos técnicos dos laboratórios de soldagem da UFF-VR e ensaios metalográficos da UNIFOA, ao Mateus Botani da EEL- USP pela atenção e presteza que me dispensaram na condução e execução das soldas e ensaios realizados.

Agradeço ao Dr. Engenheiro metalurgista Ricardo Augusto Faria pelos ensinamentos práticos de soldagem durante a realização dos estudos sobre soldagem de aços inoxidáveis.

Agradeço à minha família pela paciência e o carinho demonstrado, sobretudo o estímulo para concluir este trabalho.

Agradeço a todos que, direta ou indiretamente, deram sua colaboração para que este trabalho fosse concluído.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, o que pode ser atribuído a uma microestrutura balanceada entre as fases ferrita e austenita. Estas características os tornam atrativos para aplicação em diversos setores, tais como: petróleo, químico, petroquímico e de papel e celulose. Todavia, geralmente se recorre a um procedimento de soldagem durante a fabricação ou reparo de componentes estruturais ou mecânicos dos equipamentos destinados ao uso nesses setores, o que torna fundamental a adoção de medidas e critérios adequados a fim de evitar que aquelas atrativas propriedades sejam prejudicadas, o que pode ser devido a um desbalanceamento da microestrutura ou a formação de compostos deletérios, tal como a fase sigma, na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do AID. Neste trabalho, foi avaliada a microestrutura da junta soldada do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 usando o processo GMAW-P multipasse. A espessura das juntas avaliadas foi de 16 mm, tendo sido utilizado como gás de proteção uma mistura ternária Ar-N-CO₂ e o consumível AWS ER 2209®. As temperaturas entre passes foram mantidas abaixo de 150°C e os aportes térmicos utilizados de 0,6; 1,8 e 3,0 kJ/mm, sendo o passe raiz de 0,6 kJ/mm para as juntas. Foram efetuados ensaios de tração para avaliar se as amostras romperiam na região da solda, ensaios de dobramento, utilizando a norma ASME IX QW-466-1, avaliando se houve formação de trincas, assim como ensaio de corrosão conforme normas ASTM G48-11, ASTM G03 e ASTM A923-14 (método C). Os resultados mostraram que a soldagem afetou o balanço inicial entre as fases ferrita e austenita, mas se situando ainda dentro da faixa aceitável para aplicação dos AID e sem a presença de compostos deletérios, tal como a fase sigma em sua microestrutura. Os

procedimentos de soldagem assim como o uso do consumível alternativo adotado neste trabalho foram aprovados com base nos resultados dos ensaios mecânicos de dobramento, tração e de corrosão.

Palavras chave: Aço inoxidável lean duplex (UNS S32304), Soldagem GMAW-P multipasse, Junta soldada, Microestrutura.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) have excellent mechanical and corrosion resistance properties that can be associated to a balanced microstructure between the ferrite and austenite phases. These characteristics make them attractive for use in various industries such as petroleum, chemical, petrochemical and pulp and paper. However, a welding process is usually necessary during manufacture or repair of structural or mechanical components of the equipment intended for use in these sectors, making essential the adoption of adequate measures and criteria in order to maintain these attractive properties. An unbalanced microstructure or the formation of detrimental compounds such as the sigma phase in heat-affected zone (HAZ) may deteriorate the DSS properties. In this work, we evaluated the microstructure of the welded zone of a 16 mm duplex UNS S32304 lean stainless steel processed by the multipass GMAW-P technique. The thickness of the gaskets was evaluated, using a ternary mixture of Ar-CO₂-N and AWS ER 2209® wires were used the consumable. The temperatures between passes was maintained below 150 °C and the thermal inputs used were 0.6; 1.8 and 3.0 kJ / mm, applying 0.6 kJ / mm in the root pass of all joints. Tensile, bending (ASME IX QW-466-1) and corrosion (ASTM G48-11, ASTM G03 and ASTM A923-14 method C) tests were performed to assess whether the samples would break in the weld region, cracks would form, important degradation by corrosion would be observed. The results showed that the welding affected the initial balance between austenite and ferrite phases, but their ratio were kept within an acceptable range for application of DSS. Furthermore, harmful compounds such as the sigma phase were not found in the microstructure. The welding process

conditions and the use of an alternative consumable adopted in the present investigation were approved based on results of tensile, bending and corrosion tests.

Key-words: Stainless steel duplex Lean (UNS S32304), GMAW-P multipass welded joint, Microstructure.

SUMÁRIO

1 . INTRODUÇÃO	19
2 . REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1 Aços Inoxidáveis.....	21
2.2 Classificação dos aços inoxidáveis	21
2.3 Aços Inoxidáveis duplex	24
2.4 Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex.....	26
2.5 Precipitação nos aços inoxidáveis duplex	27
2.5.1 Austenita secundária	30
2.6 Propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis duplex.....	31
2.7 Processo de soldagem GMAW	34
2.7.1 Composição de um conjunto de soldagem.....	37
2.8 Terminologia da soldagem	38
2.8.1 Pré-aquecimento:	38
2.8.2 Aporte de calor	38
2.8.3 Interpasse:	39
2.9 MODOS DE TRANSFERÊNCIA DE METAL	40
2.9.1 Transferência por curto-circuito	41
2.9.2 Transferência globular	41
2.9.3 Soldagem por aerossol (spray).....	42
2.9.4 Vantagens do processo GMAW	44
2.10 Metais de adição.....	45
2.10.1 Ligados ao níquel	45
2.10.2 Consumíveis de mesma composição do metal base	45
3 Metalurgia da soldagem	46
3.1 Zona fundida (ZF)	47
3.2 Zona termicamente afetada (ZTA).....	47

4 Resistência à corrosão dos AID	49
4.1 Corrosão por pite	50
5 OBJETIVO.....	53
6 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	54
6.1 Materiais	55
6.2 Definição do gás de proteção	56
7 MÉTODOS.....	56
7.1 Metododa etapa 1	56
7.2 Método etapa 2	58
7.3 Preparação para ensaios mecânicos.....	60
7.4 Ensaio de tração.....	62
7.5 Ensaio metalográfico	62
7.6 Ensaio de corrosão.....	64
7.7 Ensaio de dobramento.....	64
8 Resultados.....	65
8.1 Produção de cordões de solda.....	65
8.1.1 Amostra A2 – Aporte térmico 0,6 KJ/mm.....	65
8.2 Amostra A3 – Aporte térmico 1,8 kJ/mm	69
8.2.1 Ciclo Térmico.....	72
8.3 Amostra A5 – Aporte térmico 3,0 KJ/mm	73
8.3.1 Ciclo térmico	75
9 Ensaio de tração.....	76
10 Ensaio de dobramento	78
11 METALOGRAFIA.....	80
11.1 Quantificação de fases da amostra A2	81
11.2 Quantificação de fases da amostra A3	82
11.3 Quantificação de fases da amostra A5	82
12 Ensaio de corrosão	83

13 Análise MEV Austenita secundária.....	70
14 CONCLUSÃO	92
15 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Produção de aço inoxidável – Brasil.....	23
Figura 2	Consumo aparente per capita de aço inoxidável Brasil	23
Figura 3	Diagrama esquemático TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) mostrando o efeito dos elementos de liga na reação de precipitação de um aço inoxidável duplex.	29
Figura 4	Exemplo de fase γ_2 (austenita secundária), a) identificação da austenita secundária, b) aumento de 500x da região identificada em (a), c e d) morfologia de austenita secundária. (10).....	31
Figura 5	Esquema do processo de soldagem GMAW	35
Figura 6	Sistema de soldagem GMAW.....	35
Figura 7	Esquema da forma de onda em GMAW P.....	43
Figura 8	Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex (17).....	46
Figura 9	Ciclo térmico na ZTA para temperatura acima da solvus na ferrita	48
Figura 10	Classificação de diferentes famílias de aços inoxidáveis em função do PREN.....	51
Figura 11	Equipamento utilizado na solda (a), detalhe de amostra teste posicionada para realização de solda (b), detalhe chanfro em V (c).....	57
Figura 12	Posicionamento dos termopares nas amostras A2 , A3 (a) e A5 (b).....	59
Figura 13	Sentido de corte das amostras.....	60
Figura 14	Corpo de prova plano conforme norma ASMEIX QW-462.1(a)	61
Figura 15	Máquina de ensaio de tração EMIC 20 t.....	62
Figura 16	Regiões definidas como referência para comparação dos diferentes efeitos da energia de soldagem nas amostras. A2, A3 e A5.	63
Figura 17	Solda do 2º cordão com ocorrência de sopro magnético (a), solda do 3º e 4º cordão (b) e solda do 6º cordão (c), sem ocorrência de sopro magnético.	66
Figura 18	Identificação de falha no cordão de solda.	68
Figura 19	Ciclo térmico de solda com aporte 0,5 kJ/mm.....	69
Figura 20	Identificação dos cordões de solda energia de soldagem 1,8 kJ/mm(a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) 3º cordão	71
Figura 21	Identificação de falha no cordão de solda amostra A3.....	72
Figura 22	Ciclo térmico aporte 1,5 kJ/mm.....	73

Figura 23 Identificação dos cordões de solda energia de soldagem 3,0 kJ/mm (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) 3º cordão	74
Figura 24 Ciclo térmico aporte 3,0 kJ/mm	76
Figura 25 Rompimento do corpo de prova fora da região da solda- (a) energia de soldagem 0,6 kJ/mm, (b) energia de soldagem 1,8 kJ/mm, (c) energia de soldagem 3,0 kJ/mm, detalhe do cordão de solda em vermelho.	77
Figura 26 Corpo de prova energia de soldagem 1,8 kJ/mm submetido ao ensaio de dobramento..	79
Figura 27 Corpos de prova após ensaio de dobramento, (a) 3,0 kJ/mm, (b) 1,8 kJ/mm, (c) 0,6 kJ/mm.	79
Figura 28 Microestrutura do metal base (aumento 500X)	80
Figura 29 (a) ZTA da região 2 da amostra A2, (b) quantificação de fases ferrita(vermelho) e austenita (verde).....	81
Figura 30 (a) ZTA região 4 da amostra A3, (b) quantificação de fases ferrita(vermelho) e austenita (verde).....	82
Figura 31 (a) ZTA da região 2 da amostra A5, (b) quantificação de fases ferrita(vermelho) e austenita (verde).....	83
Figura 32 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 0,6 kJ/mm	85
Figura 33 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 1,8 kJ/mm	86
Figura 34 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 3,0 kJ/mm	87
Figura 35 Formação de austenita secundária na região do 4º e 5º passe.....	70
Figura 36 Formação de austenita secundária na região do 2º e 3º passe.....	72
Figura 37 Formação de austenita secundária na região do 2º e 3º passe.....	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Propriedades físicas dos AIDS-----	4
Tabela 2	Composição química dos principais aços inoxidáveis -----	7
Tabela 3	Fases observadas nos AIDS -----	10
Tabela 4	Comparação das propriedades mecânicas dos AIDS -----	14
Tabela 5	Composição química aço inoxidável UNS S32304 -----	37
Tabela 6	Composição química média do consumível AWS ER 2209® -----	37
Tabela 7	Parâmetros de soldagem -----	40
Tabela 8	Parâmetros de soldagem – Aporte térmico 0,6 kJ/mm -----	47
Tabela 9	Parâmetros de soldagem – Aporte térmico 1,8 kJ/mm -----	52
Tabela 10	Parâmetros de soldagem – Aporte térmico 3,0 kJ/mm -----	52
Tabela 11	Massas das amostras A2,A3 e A5 antes e após ensaio de corrosão-----	66
Tabela 12	Taxa de corrosão milímetros por ano.-- -----	66
Tabela 13	Taxa de corrosão mg/dm ² x dias -----	66
Tabela 14	Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A2.....	71
Tabela 15	Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A3	72
Tabela 16	Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A5.....	72

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

AIA	Aços Inoxidáveis Austenítico
AID	Aço Inoxidável Duplex
AIF	Aço Inoxidável Ferrítico
AILD	Aço Inoxidável Lean Duplex
AIM	Aço Inoxidável Martensítico
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for testing and Materials
A2	Amostra com Aporte térmico 0,6 kJ/mm
A3	Amostra com Aporte térmico 1,8 kJ/mm
A5	Amostra com Aporte térmico 3,0 kJ/mm
BERAHA	Reagente Beraha
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CST	Corrosão sob Tensão
EPP	Endurecíveis por Precipitação
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GMAW-P	Gas Metal Arc Welding Pulsed
GTAW	Gas-Shielded Tungsten Arc Welding
ISSF	International Stainless Steel
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
M _i	Massa inicial

M _f	Massa final
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
SAE	Society of Automotive Engineers
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TTT	Tempo Temperatura Transformação
UNS	Unified Numbering System
V	Chanfro em v
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

Nomenclatura

γ	Austenita
γ_2	Austenita secundária
α	Ferrita alfa
σ	Fase sigma
η	Rendimento
H	Aporte térmico
#	Granulometria da lixa (mesh)
X	Fase chi

1 . INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais de interesse para pesquisadores, produtores de aço, fabricantes e usuário final. Apresentam desafios técnicos, propriedades importantes e excelente custo/propriedades, em particular, mercados críticos como indústrias químicas e petroquímicas (1), desenvolvidos na década de 30, uso comercial de forma intensiva na década de 70, quando passaram por grande evolução tecnológica, permitindo a obtenção de materiais com menor teor de carbono e nitrogênio controlado.

O processamento dos AID geralmente utiliza processo de soldagem, o qual necessita ser executado com atenção, para manter suas vantagens de resistência à corrosão e propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis lean duplex (AILD), que possuem teores reduzidos de molibdênio e níquel, foram desenvolvidos buscando manter uma resistência a corrosão e propriedades mecânicas superiores quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L e reduzir o custo com relação aos AID. Podemos citar como AILD: UNS S32304; UNS S2205 e UNS S31803. A avaliação da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S32304, teve como motivação o emprego no setor petroquímico onde começa ser utilizado em maior escala, onde o processo de soldagem é muito aplicado, o uso do processo GMAW-P, com três diferentes aportes térmicos e consumível alternativo destinado a soldagem de aço inoxidável duplex padrão é apresentado como opção na substituição do consumível, utilização de dois aportes térmicos dentro da faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm, comumente utilizada e aporte térmico 3,0 kJ/mm.

O maior desafio na soldagem dos AID e conseqüentemente dos AILD é manter a proporção austenita (γ) ferrita (α) na junta soldada sem que haja precipitação de novas fases, tais como: fase sigma, nitreto de cromo ou carbonetos. Em geral são fases ricas em cromo e molibdênio, que podem criar ao seu redor uma zona empobrecida nesses elementos, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas (2).

Em soldas realizadas com multipasses existe a possibilidade da ocorrência dessas fases, devido à formação no primeiro passe e crescimento ou formação de outras novas nos demais passes.

Dentre os AILD, utilizaremos como objeto de estudo o UNS S32304, no qual será utilizado o processo de soldagem GMAW P multipasses em três corpos de prova com três tipos de energia de soldagem e metal de adição arame de AID UNS S2209 com 1 mm de diâmetro, para todos os corpos de prova, junta em "V". Analisaremos o comportamento quanto à resistência mecânica da solda através de ensaios de tração e dobramento, análise microestrutural da ZTA e cordão de solda, verificando se houve a formação de fases intermetálicas tais como: sigma, nitretos de cromo, austenita secundária. Analisaremos também se houve a ocorrência de corrosão por pites, também propícia de surgir nos processos de soldagem por multipasses.

O objetivo desse trabalho é verificar o desempenho das soldas com três diferentes tipos de aporte térmicos em chapas de 16 mm de espessura em um AILD UNS S2304, através da investigação da influência do aporte térmico, da influência de multipasses na microestrutura, na resistência mecânica e na resistência à corrosão.

2 . REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão bibliográfica tratará da classificação dos aços inoxidáveis e dará ênfase aos aços inoxidáveis duplex e em especial ao Lean Duplex. Serão abordados aspectos relacionados à classificação dos aços, processo de corrosão por pite e processo de soldagem GMAW-P.

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis é uma liga Fe-Cr com no mínimo 10,5% Cr, a denominação inoxidável é devido a uma película protetora, fina e aderente de óxido, que é rica em cromo. Entre os elementos de liga, pode se dividir em dois grupos: os elementos gamagênicos ou austenitizantes: C,N, Mn,N,Co, Cu e Ni e os elementos alfa gênicos ou ferritizantes: Cr, Mo,Ti, Si, V,W,B e Nb.

2.2 Classificação dos aços inoxidáveis

São normalmente designados pelo sistema de numeração AISI (American Iron and Steel Institute), UNS (Unified Numbering System) ou por identificação própria do fabricante. O sistema AISI é o mais utilizado cuja classificação consiste de três dígitos. A série UNS é um sistema conjunto ASTM (American Society for Testing and Materials) e SAE (Society of Automotive Engineers) possuem maior número de classificação de ligas, devido à incorporação dos da série AISI.

No sistema UNS, os aços inoxidáveis são representados pela letra S, seguida de cinco algarismos, os três primeiros representam seu similar no sistema AISI, caso tenha classificação neste sistema, os dois dígitos subsequentes serão 00 se for um aço comum não sistema AISI, ou seja, UNS S31600(AISI 316), caso contrário significa que o aço tem alguma característica especial reconhecida pela UNS.

Os aços inoxidáveis estão divididos basicamente em cinco grupos:

- Austeníticos (AIA)
- Ferríticos (AIF)
- Martensíticos (AIM)
- Duplex (AID)
- Endurecíveis por precipitação (EPP)

A tabela 1 apresenta uma relação das propriedades físicas típicas dos cinco grupos e uma comparação com as do aço carbono.

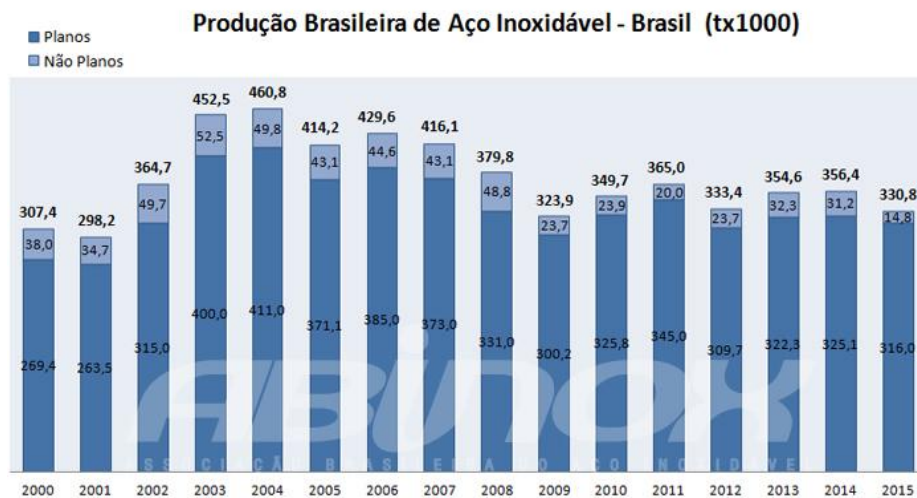
Propriedades	Unidades	AIM	AIF	AIA	EPP	AID	Aço C
Densidade	10^6 g/m^3	7,8	7,8	7,8 a 8,0	7,8	7,8 a 8,0	7,8
Módulo de elasticidade	kN/mm^2	200	200	193 a 200	200	193 a 200	200
Coef. Expan. Térmica (0-538°C)	$\mu\text{m}/(\text{m}^\circ\text{C})$	11,6 a 12,1	11,2 a 12,1	17,0 a 19,2	11,9	13,3 a 10,7	11,7
Condutividade térmica 100°C	$\text{W}/(\text{m.K})$	28,7	24,4 a 26,3	18,7 a 22,8	21,8 a 23,0	16,2 a 19,0	60
Resistividade elétrica	$\text{n}\Omega.\text{m}$	550 a 720	590 a 670	690 a 1020	770 a 1020	770 a 1000	120
Intervalo de fusão	$^\circ\text{C}$	1480 a 1530	1480 a 1530	1400 a 1440	1400 a 1440	1430 a 1450	1538

Tabela 1 Propriedades físicas dos AIDs

Fonte: Dissertação de mestrado: Efeito da composição química dos aços inoxidáveis ferríticos no desempenho de juntas soldadas pelo processo a Arco Metálico Gasoso (SAMG)

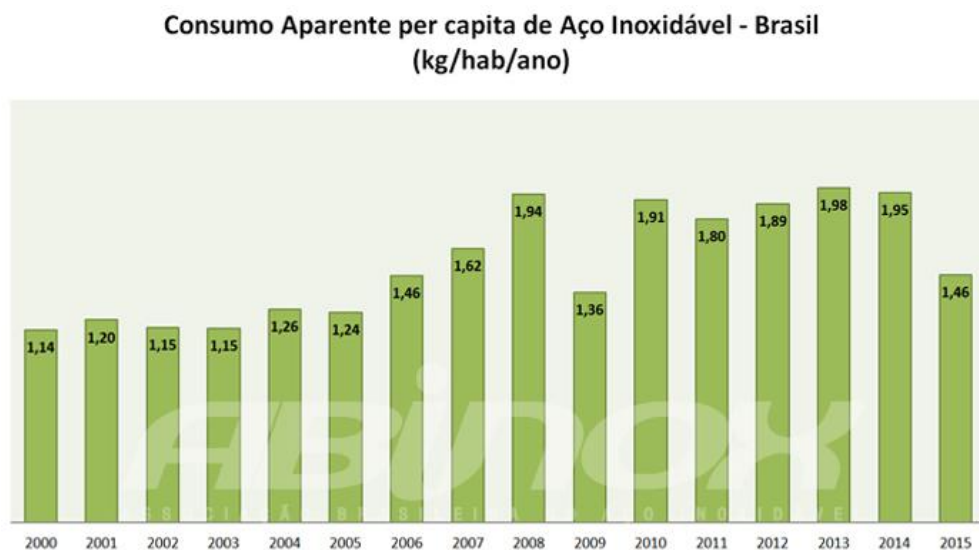
A produção mundial de aço inox em 2011 foi de 32,1 milhões de toneladas, representando um crescimento de 3,3% em relação a 2010, segundo dados divulgados pelo Fórum Internacional de Aço Inox (ISSF: International Stainless Steel Fórum). A produção brasileira e o consumo per capita de aço inoxidável evoluiu conforme os gráficos abaixo:

Figura 1 Produção de aço inoxidável – Brasil



Fonte: ABINOX <http://www.abinox.org.br/aco-inox-estatisticas-anuais.php> 16/07/2016

Figura 2 Consumo aparente per capita de aço inoxidável Brasil



Fonte: ABINOX <http://www.abinox.org.br/aco-inox-estatisticas-anuais.php> 16/07/2016

2.3 Aços Inoxidáveis duplex

Surgiram na década de 1930, com o objetivo de substituir as ligas de cobre, largamente utilizadas em ambientes marinhos, uma vez que reúnem elevada resistência à corrosão, porém as propriedades mecânicas das ligas de cobre são inferiores às dos aços, limitando assim suas aplicações (3).

Os aços inoxidáveis duplex tornaram-se uma importante alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos, tendo como propriedades que despertam o interesse a alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão e preço razoável. Conhecidos também como aços inoxidáveis austeno-ferríticos, o que lhes confere o nome duplex (duas fases), possuindo uma microestrutura com aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita. A ferrita é responsável pela alta resistência mecânica, a austenita pela boa tenacidade e as duas fases combinadas dão aos aços inoxidáveis duplex sua atraente resistência à corrosão. A maior resistência à tração dos AID permite importantes reduções na seção resistente, obtendo grande economia de peso, além disso, devido a excelente resistência à corrosão, a vida útil do equipamento pode ser prolongada, dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído pelo AID (4).

Os diferentes tipos de aços inoxidáveis duplex são usualmente separados em três grupos, com relação à composição química (5):

- a) Aços inoxidáveis duplex de baixa liga ou Lean Duplex (AILD): devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L/316. Uma qualidade utilizada é o UNS S32304.

- b) Aços inoxidáveis de média liga ou duplex: nesta família enquadram-se os duplex mais utilizados. A qualidade típica é o UNS S31803. Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns TP304L/316L e aços inoxidáveis superausteníticos com 5 e 6 % de molibdênio.
- c) Aços inoxidáveis super duplex ou de alta liga: comumente designados por super duplex. O UNS S32750 apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos superausteníticos que possui entre 5 e 6% de molibdênio.
- d) Aços inoxidáveis hiper duplex – definido como aço inoxidável duplex de alta liga com PREN acima de 45.

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de maximizar as propriedades mecânicas.

Nos aços inoxidáveis o balanceamento dos elementos de liga tem a função de controlar os teores de elementos estabilizadores da austenita (gamagênicos): níquel, carbono, nitrogênio e de elementos estabilizadores da ferrita (alfagênicos): cromo, molibdênio e silício, que constituem a composição química dos aços inoxidáveis duplex.

Na tabela 2 é apresentada a composição química dos principais tipos de aços inoxidáveis, destaque para UNS S32304, S31803 e S32750 e dos aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316L.

UNS / AISI	%C (max)	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	% Mo	% N	Microestrutura
S32304	0,030	0,5	1,0	23	4,5	-	0,10	Duplex
S31803	0,030	1,0	2,0	22	5,5	3,2	0,18	Duplex
S32750	0,030	0,8	1,2	25	7	4,0	0,30	Duplex
304L	0,030	0,5	1,3	18,5	10	-	-	Austenita
316L	0,030	0,4	1,7	17,5	13	2,6	-	Austenita

Tabela 2 Composição química dos principais aços inoxidáveis

Fonte: Artigo: The Sandvik duplex family of stainless steel (6)

2.4 Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex

O Cromo e o níquel são fundamentais para conferir resistência à corrosão, o teor de molibdênio, entre 0,2 e 5,0 % melhora a corrosão por pites, a corrosão generalizada e a corrosão em frestas. O teor de nitrogênio, entre 0,10 e 0,35 melhora a resistência à corrosão por pites e aumenta a resistência mecânica. O teor de cobre, até 0,4% melhora a resistência à corrosão e favorece o endurecimento por precipitação. O teor de tungstênio, até 1,2% melhora a resistência à corrosão. Teores de manganês entre 0,5 e 5,0% aumenta a resistência à corrosão e a resistência ao desgaste abrasivo. O teor de silício entre 0,5 e 5,0 % melhora a resistência à corrosão, ao calor e ao desgaste. O teor de carbono entre 0,01 e 0,5% aumenta a resistência mecânica e a resistência ao desgaste. Cobalto melhora a Soldabilidade e resistência ao desgaste, o nióbio melhora a resistência à corrosão e

ao desgaste, O titânio e o alumínio favorecem o endurecimento por precipitação (7).

2.5 Precipitação nos aços inoxidáveis duplex

Além da ferrita e da austenita outras fases podem se precipitar no AID, ocorrendo na faixa de temperatura de 300 a 1000°C, que podem aparecer durante condições de *serviços*, ciclos térmicos de soldagem e ou tratamentos térmicos. Dentre estas fases podemos destacar:

- Os nitretos (presença comum nas soldas dos aços inoxidáveis),
- Fase sigma (efeitos danosos na tenacidade e na resistência à corrosão dos materiais),
- Austenita secundária intragranular (transforma durante o reaquecimento de regiões da ZF ou ZTA com elevados teores de ferrita).

Fases observadas nos AID são descritas na tabela 3.

Nos AID, durante o resfriamento parte da fase ferrítica se transforma em austenita primária, caso este resfriamento seja muito rápido, esta formação pode ser prejudicada, criando uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita (10).

Assim durante o reaquecimento, por um processo de soldagem multipasses, a austenita secundária precipita a partir da ferrita ou da austenita primária (10).

Fase	Estrutura Cristalina	Faixa de Tempera- tura (°C)	Composição química				
			Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita (α)	CCC	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05N
Austenita(γ)	CFC	-	55,5	27,0	10,0	3,6	0,54N
Austenita(γ_2)	CFC	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19N
Nitreto(Cr_2N)	Trigonal	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1V N
Nitreto(CrN)	CFC	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn N
$\pi(\text{Mo}_{13}\text{Fe}_2\text{N}_4)$	Cubica Primaria	500-600	28,4	34,9	2,8	33,9	N
Carboneto (M_{23}C_6)	CFC	550-1000	35	60	2	3	C
Carboneto (M_7C_3)	Ortorrômbi co	950-1100	-	-	-	-	-
$\chi(\text{Fe}_{18}\text{Cr}_6\text{Mo}_5)$	CCC	400-950	48,2	26,7	3,3	21,8	-
$\sigma(\text{FeCr})$	Tetragonal	650-1000	55	29	5	11	-
α' (α rica em Cr)	CCC	350-750	12	72	3	10	3 Si

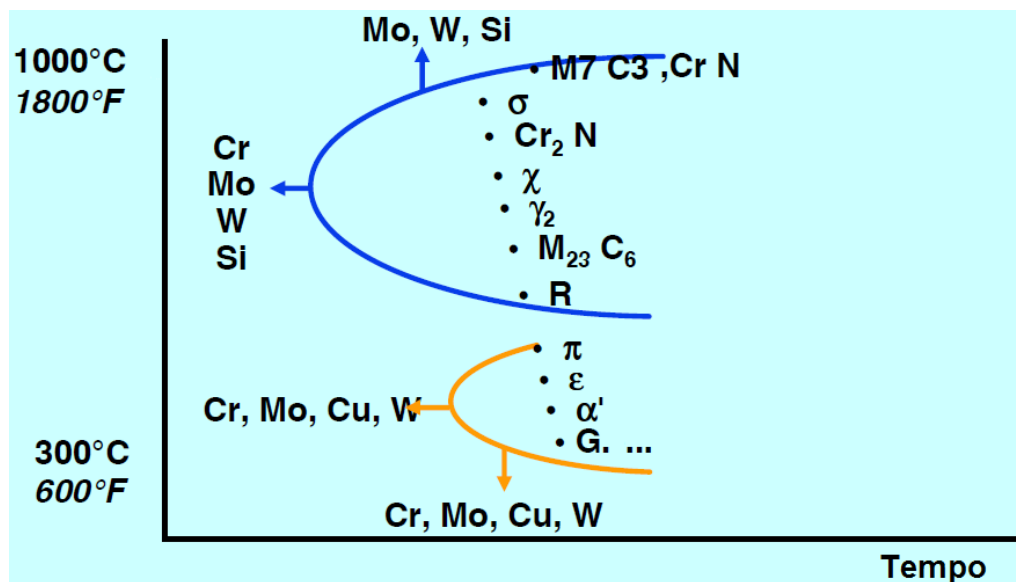
tabela 3 Fases observadas nos AIDS

Fonte: Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasses de aços inoxidáveis duplex (4)

A fase sigma precipita com a fase γ_2 que é uma fase austenítica com valor de PREN (Pitting Resistance Equivalente Number) inferior a matriz, tipicamente 36 em vez de 42 para um aço super-duplex . Fase chi é observada frequentemente como precipitação intermediária antes de transformar na fase sigma. As fases sigma e chi têm efeito de fragilização forte enquanto que a fase γ_2 reduz as propriedades de resistência à corrosão do aço, figura 3.

Para os Lean Duplex sem molibdênio, a precipitação de fases sigma/chi precisa de maior tempo de permanência (quase 10 horas) e precipitação de nitretos, particularmente nos aços recentemente criados com teor de nitrogênio mais altos (1).

Figura3 Diagrama esquemático TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) mostrando o efeito dos elementos de liga na reação de precipitação de um aço inoxidável duplex.



Fonte: <http://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/Mestrado.pdf> em 01/11/2015

Acredita-se que a fase chi (χ) é um composto de carbono dissolvido, a qual pode se comportar ainda como um composto intermediário ou como um carboneto do tipo $M_{18}C$. Foi observado em muitas amostras que essa partícula, em temperaturas superiores a $900^{\circ}C$, apresentou uma grande taxa de nucleação o que prova sua estabilidade nessas temperaturas. Para longos tempos de envelhecimento ocorre um aumento na quantidade de fases χ e σ , devido ao decréscimo da quantidade de carbonetos(3).

2.5.1 Austenita secundária

É uma fase rica em Ni e empobrecida em Cr, formando a partir da ferrita durante o aquecimento através de um tratamento isotérmico, temperaturas entre 600 e $800^{\circ}C$, ou através de soldagens multipasses. Tem sua formação facilitada quando regiões ricas em cromo, como na formação das fases sigma e alfa linha, pois ao retirar o cromo da microestrutura, a ferrita é desestabilizada ocorrendo então a formação da austenita secundária nas regiões pobres em cromo (19).

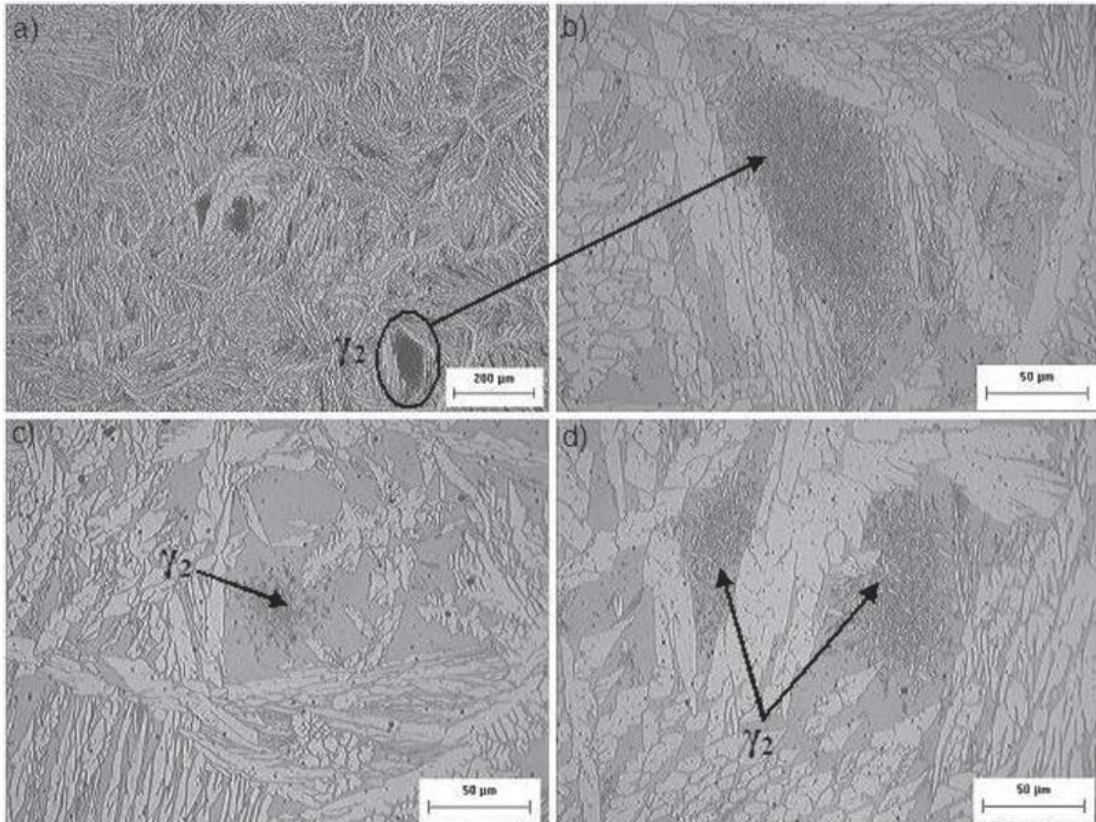
Em estudo de soldagem multipasse do aço UNS S31803 demonstrou-se que a resistência á corrosão por pite é reduzida pelo reaquecimento da junta soldada, devido a formação de austenita secundária (10,20).

A austenita secundária formada nas diversas transformações de fase ocorridas na zona termicamente afetada (ZTA) é mais susceptível ao ataque por pite do que as fases ferrita e austenita originais, devido ao seu baixo teor de nitrogênio (21), posteriormente descobriu se através de novo trabalho que a austenita secundária é pobre em cromo e molibdênio além do nitrogênio, explicando assim sua maior

tendência a corrosão por pite (22).

A figura 4 apresenta a morfologia de austenita secundária, a título de exemplo.

Figura 4 exemplo de fase γ_2 (austenita secundária), a) identificação da austenita secundária, b) aumento de 500x da região identificada em (a), c e d) morfologia de austenita secundária. (10)



2.6 Propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis duplex

As propriedades mecânicas de um aço inoxidável duplex refletem as propriedades mecânicas das fases individuais austenita e ferrita, em especial a fase ferrita, que quando adicionada à austenita tem o papel de aumentar o limite de escoamento de um aço duplex (8). A combinação entre o elevado limite de escoamento da ferrita e os elevados valores de alongamento da austenita propicia um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis, em temperatura ambiente (25°C),

apresentam excelente resistência ao impacto, sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita.

Comparação entre propriedades mecânicas dos principais aços inoxidáveis são apresentados na tabela 4.

UNS/ AISI	Resistência ao escoamento MPa	Resistência à tração MPa	Alongamento Mínimo %	Dureza vickers
S32304	400	600-820	25	230
S31803	450	680-880	25	260
S32750	550	800-1000	25	290
304L	210	515-680	45	155
316L	220	515-690	40	160

Tabela 4 Comparação das propriedades mecânicas dos AIDS

Nos aços inoxidáveis duplex, devido ao efeito dos ciclos térmico de soldagem, a presença de duas fases pode dificultar que sejam mantidas. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão onde ocorrem fenômenos de solidificação até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor onde ocorrem transformações no estado sólido. As propriedades da junta soldada dependem da composição química, do procedimento e processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Este balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química e pelo controle da temperatura durante a soldagem. O principal objetivo quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua excelente resistência à corrosão na junta soldada, na zona fundida (ZF) e

na zona termicamente afetada (ZTA).

Os três processos mais utilizados para a soldagem de aços inoxidáveis são SMAW, GTAW e GMAW, embora vários outros sejam também usados. O processo SMAW é utilizado em serviços em geral, particularmente no campo e em diferentes posições. O processo GTAW é amplamente utilizado na soldagem de peças de aço inoxidável de menor espessura. O processo GMAW é utilizado para juntas mais espessas, sendo um processo de maior produtividade. Transferências spray (com misturas Ar-2%O₂ ou 5% O₂) e por curto circuito (com misturas Ar-CO₂ e Ar-He-CO₂) podem ser usadas. Arames tubulares para a soldagem destes aços estão se tornando mais comuns nos últimos anos (12).

Os aços inoxidáveis duplex tendem a ser facilmente soldáveis, porém cuidados adicionais devem ser tomados, um resfriamento muito rápido potencializa um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na ZTA e ZF, o que prejudica a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção por tempos longos a temperaturas entre cerca de 1000 e 600°C pode levar a precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da solda. Assim, o controle da energia de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento é muito importante para estes materiais. Para reduzir a quantidade de ferrita na ZF, o uso de uma mistura Ar-N₂ como gás de proteção é comum.

Metal de adição de aço inoxidável (principalmente austenítico) é comumente usado na soldagem de outros tipos de aços, na união de aços inoxidáveis com outros aços e na fabricação de revestimentos protetores contra a corrosão ou contra diversos tipos de desgaste (12).

2.7 PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

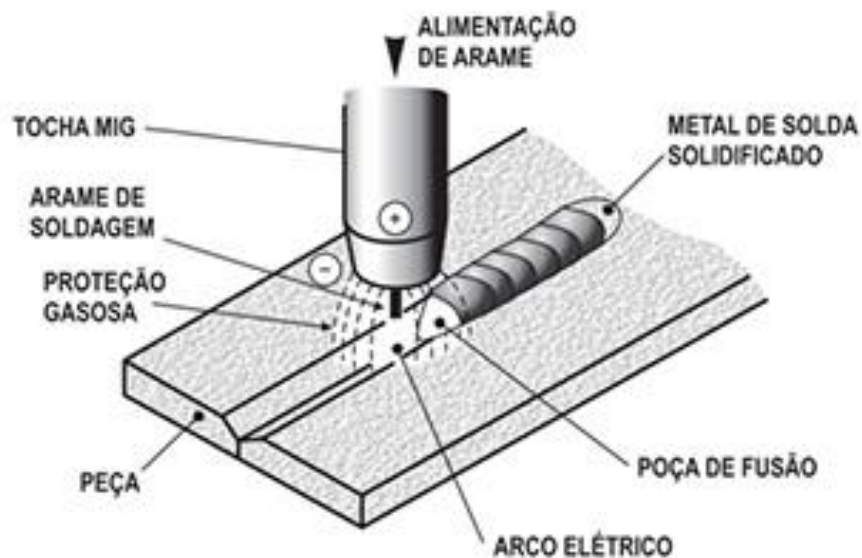
O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding), ou Soldagem ao Arco Elétrico com Atmosfera de Proteção Gasosa, foi introduzido na década de 1920 e tornado comercialmente viável a partir de 1948. Consiste de um processo de alimentação constante de um arame consumível (polaridade +), que é direcionado a uma peça metálica (polaridade -), sob uma atmosfera de proteção gasosa. Quando o arame consumível entra em contato com o metal de base, temos o fechamento do circuito e a circulação de corrente elétrica entre o polo positivo e o negativo, os metais são aquecidos até a temperatura de fusão e o resultado é a chamada “poça de fusão” que efetua a coalescência dos metais ali presentes. Parte desta poça de fusão é composta pelo arame consumível ou metal de adição, e parte é composta pelo resultado da fusão entre o arame e o metal de base, o que é chamado de diluição. Após o resfriamento desta poça de fusão temos a união entre estes metais. Trata-se de um processo muito flexível que proporciona soldagens de qualidade com grande produtividade, principalmente quando comparado com processos manuais como eletrodos revestidos. O processo ficou caracterizado no mercado como MIG/MAG, ou seja, MIG (metal inert gas), quando o gás de proteção utilizado para proteção da poça de fusão é inerte, ou MAG (metal active gas), quando o gás de proteção da poça de fusão é ativo, o esquema do processo de soldagem GMAW é representado na Figura 5.

Os gases de proteção têm como função primordial a proteção da poça de fusão, expulsando os gases atmosféricos da região da solda, principalmente Oxigênio, Nitrogênio e Hidrogênio, que são gases prejudiciais ao processo de soldagem.

Além disso, os gases de proteção, ainda possuem funções relacionadas à soldabilidade, penetração e pequena participação na composição química da poça de fusão. Os gases de proteção podem ser de origem atômica como o Argônio e o Hélio, ou moleculares como o CO_2 . Eles ainda se dividem quanto à composição, que pode ser simples contendo apenas um tipo de gás, ou podem ser compostos por misturas, possuindo dois ou mais tipos de gases em sua composição.

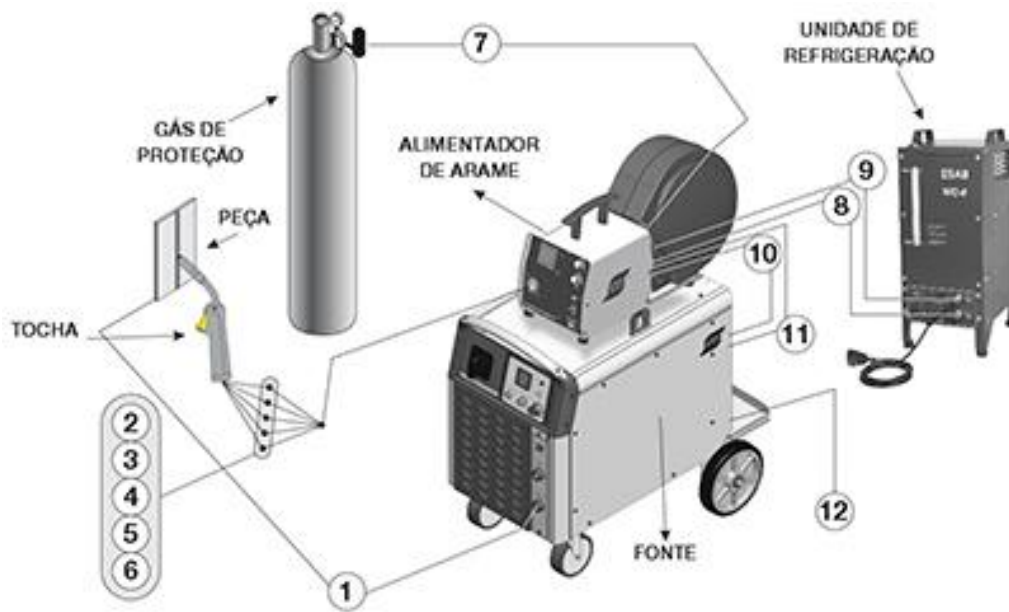
O sistema de soldagem GMAW é apresentado na Figura 6.

Figura 5 Esquema do processo de soldagem GMAW



Composição básica de um sistema de soldagem GMAW

Figura 6 sistema de soldagem GMAW



- 1 - CABO DE SOLDA (NEGATIVO)
- 2 - REFRIGERAÇÃO DA TOCHA (ENTRADA ÁGUA)
- 3 - GÁS DE PROTEÇÃO
- 4 - GATILHO DA TOCHA
- 5 - REFRIGERAÇÃO DA TOCHA (RETORNO ÁGUA)
- 6 - CONDUÍTE DO ARAME
- 7 - GÁS DE PROTEÇÃO VINDO DO CILINDRO
- 8 - SAÍDA DE ÁGUA DE REFRIGERAÇÃO
- 9 - ENTRADA DE ÁGUA DE REFRIGERAÇÃO
- 10 - CABO DE COMANDO (ALIMENTADOR/FONTE)
- 11 - CABO DE SOLDA (POSITIVO)
- 12 - CONEXÃO PARA A FONTE PRIMÁRIA (220/380/440 VCa)

2.7.1 Composição de um conjunto de soldagem

2.7.1.1 Fonte de energia:

Tem como função fornecer corrente de soldagem para o processo GMAW. Geralmente possui curva característica de saída de tensão constante, podendo ser fabricada com diversos tipos de tecnologia para controle da tensão, como chaves comutadoras, controle tiristorizado ou através de inversores.

Este possui melhor desempenho principalmente por suas características, que possibilitam baixo consumo de energia, redução de peso e dimensões e capacidade de alterar a forma de onda de saída através da interpretação de sinais digitais.

2.7.1.2 Alimentador de Arame

Este tem como função alimentar o arame consumível através dos guias e conduítes, devendo fornecer uma velocidade de alimentação sempre constante a fim de evitar oscilações no processo.

O alimentador de arame pode ser utilizado tanto para aplicações semiautomáticas, quanto para aplicações automáticas e arame específico para soldagem robotizada.

2.7.1.3 Tocha “pistola” de soldagem

A tocha de soldagem direciona a alimentação de arame e os fluxos de corrente elétrica e gás de proteção para a poça de fusão. A tocha é composta de um cabo de cobre para a passagem da corrente elétrica, um conduíte e uma mangueira,

respectivamente para direcionar o arame e o fluxo de gás.

2.8 Terminologias da soldagem

2.8.1 Pré-aquecimento:

Normalmente não é requerido, para o aço inoxidável, deve ser aplicado somente quando o material não está seco ou abaixo de 5°C antes da soldagem. Combustíveis óxidos ou chamas carbonizantes, não devem ser usados. Não devem ocorrer pontos quentes.

2.8.2 Aporte de calor

A quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é o que se chama energia de soldagem, ou aporte de calor, ou aporte térmico, ou mesmo "heat input", geralmente representada pelas letras "E" ou "H" e cuja unidade usual é em kJ/mm, sendo também apresentada em kJ/cm ou J/mm.

Este parâmetro deve ser controlado durante o processo de soldagem.

Entretanto, ao soldar o aço duplex/super-duplex é a taxa de resfriamento que controla a microestrutura, assim o aporte de calor deve ser controlado em conjunto com a espessura comum da junta.

É eficaz ter um bom controle do aporte de calor para manter o processo de soldagem rápido e associado a uma alta corrente de soldagem.

$$H = \frac{(I \cdot V \cdot \eta)}{v \cdot 1000}$$

onde:

H= aporte de calor ou Heat input

I= Corrente de soldagem

V= tensão de soldagem

η = rendimento do equipamento (0,6 a 0,8)

v= velocidade do passe

2.8.3 Interpasse:

A temperatura do interpasse, juntamente com o aporte de calor, é importante para otimizar a taxa de resfriamento de uma junta. Uma temperatura de interpasse ou uma entrada de calor altamente excessiva pode danificar a resistência à corrosão e a resistência ao impacto na junta. A temperatura de interpasse e aporte de calor devem sempre estar balanceados com o objetivo de otimizar as propriedades da junta.

A máxima temperatura de interpasse deve estar abaixo de 150° C. A temperatura de interpasse é medida previamente a qualquer operação de soldagem diretamente nos pontos onde a solda começa e onde é prevista o término da solda. Um contato térmico entre as juntas deve ser usado.

A região a ser soldada deve estar abaixo da temperatura de interpasse antes de reiniciar a soldagem.

2.9 MODOS DE TRANSFERÊNCIA DE METAL

Basicamente o processo GMAW (MIG/MAG) inclui três técnicas distintas de modo de transferência de metal:

- curto-circuito (short arc),
- globular (globular),
- aerossol (spray arc).

Essas técnicas descrevem a maneira pela qual o metal é transferido do arame para a poça de fusão.

Na transferência por curto-circuito — short arc, dip transfer, microwire — a transferência ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido. Isso acontece quando o metal fundido na ponta do arame toca a poça de fusão.

Na transferência por aerossol — spray arc — pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão.

A transferência globular — ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade.

Os fatores que determinam o modo de transferência de metal são a corrente de soldagem, o diâmetro do arame, o comprimento do arco (tensão), as características da fonte e o gás de proteção.

2.9.1 Transferência por curto-circuito

Na soldagem com transferência por curto-circuito são utilizados arames de diâmetro na faixa de 0,8mm a 1,2mm, e aplicados pequenos comprimentos de arco (baixas tensões) e baixas correntes de soldagem. É obtida uma pequena poça de fusão de rápida solidificação. Essa técnica de soldagem é particularmente útil na união de materiais de pequena espessura em qualquer posição, materiais de grande espessura nas posições vertical e sobre cabeça, e no enchimento de largas aberturas. A soldagem por curto-circuito também deve ser empregada quando se tem como requisito uma distorção mínima da peça. O metal é transferido do arame à poça de fusão apenas quando há contato entre os dois, ou a cada curto-circuito. O arame entra em curto-circuito com a peça de 20 a 200 vezes por segundo. Para garantir uma boa estabilidade do arco na técnica de curto-circuito devem ser empregadas correntes baixas.

2.9.2 Transferência globular

Quando a corrente e a tensão de soldagem são aumentadas para valores acima do máximo recomendado para a soldagem por curto-circuito, a transferência de metal começará a tomar um aspecto diferente.

Essa técnica de soldagem é comumente conhecida como transferência globular, na qual o metal se transfere através do arco. Usualmente as gotas de metal fundido têm diâmetro maior que o do próprio arame. Esse modo de transferência pode ser errático, com respingos e curtos-circuitos ocasionais.

2.9.3 Soldagem por aerossol (spray)

Aumentando-se a corrente e a tensão de soldagem ainda mais, a transferência de metal torna-se um verdadeiro arco em aerossol (spray). A corrente mínima à qual esse fenômeno ocorre é chamada corrente de transição. A corrente de transição depende do diâmetro do arame e do gás de proteção. As gotas que saem do arame são muito pequenas, proporcionando boa estabilidade ao arco. Curtos-circuitos são raros. Poucos respingos são associados com essa técnica de soldagem. A soldagem em aerossol pode produzir altas taxas de deposição do metal de solda.

Essa técnica de soldagem é geralmente empregada para unir materiais de espessura 2,4 mm e maiores.

Uma variação da técnica de arco em aerossol é conhecida como soldagem pulsada em aerossol. Nessa técnica, a corrente é variada entre um valor alto e um baixo. O nível baixo de corrente fica abaixo da corrente de transição, enquanto que o nível alto fica dentro da faixa de arco em aerossol. O metal é transferido para a peça apenas durante o período de aplicação de corrente alta. Geralmente é transferida uma gota durante cada pulso de corrente alta. Valores comuns de frequência ficam entre 60 e 120 pulsos por segundo. Como a corrente de pico fica na região de arco em aerossol, a estabilidade do arco é similar à da soldagem em aerossol convencional. O período de baixa corrente mantém o arco aberto e serve para reduzir a corrente média. Assim, a técnica pulsada em aerossol produzirá um arco em aerossol com níveis de correntes mais baixos que os necessários para a soldagem em aerossol convencional. A corrente média mais baixa possibilita soldar peças de pequena espessura com transferência em aerossol usando maiores

diâmetros de arame que nos outros modos. A técnica pulsada em aerossol também pode ser empregada na soldagem fora de posição de peças de grande espessura.

Para a utilização eficaz de processo GMAW P, é essencial entender a influência dos parâmetros de pulso sobre vários aspectos da soldagem. Outros parâmetros como a distância do bocal à peça, extensão do eletrodo (stickout), comprimento do arco, velocidade de soldagem, corrente e tensão de soldagem.

Essas variáveis extras podem causar dificuldade em selecionar condições ótimas para a soldagem com corrente pulsada (15).

A forma da onda em um processo de soldagem GMAW P é representada na figura 7, onde:

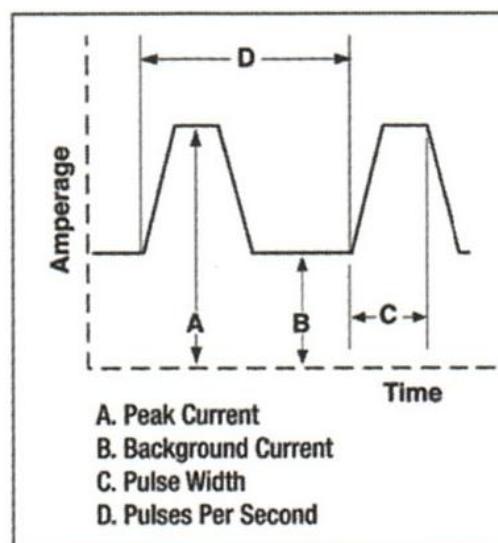
A - corrente de pico

B - baixa corrente

C - comprimento do pulso

D - pulso por segundo

Figura 7 esquema da forma de onda em GMAW P (15)



Outro parâmetro a ser considerado é o tipo de chanfro, deve ser em função do

melhor acesso a raiz, facilidade de fusão das faces do chanfro, espessura do material e a produtividade do processo.

2.9.4 Vantagens do processo GMAW

O processo de soldagem GMAW proporciona muitas vantagens na soldagem manual e automática dos metais para aplicações de alta e baixa produção. Suas vantagens combinadas quando comparado ao eletrodo revestido, arco submerso e TIG são:

- ✓ a soldagem pode ser executada em todas as posições;
- ✓ não há necessidade de remoção de escória;
- ✓ alta taxa de deposição do metal de solda;
- ✓ tempo total de execução de soldas de cerca da metade do tempo se comparado ao eletrodo revestido;
- ✓ altas velocidades de soldagem; menos distorção das peças;
- ✓ largas aberturas preenchidas ou amanteigadas facilmente, tornando certos tipos de soldagem de reparo mais eficientes;
- ✓ não há perdas de pontas como no eletrodo revestido

Além da fonte de energia de soldagem devemos considerar que na soldagem multipasses a junta é submetida a vários ciclos térmicos, ou seja, a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, as variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e afetar o desempenho da junta soldada.

2.10 Metais de adição

Deve-se considerar, também como fator importante, na soldagem dos aços inoxidáveis duplex os metais de adição.

Os consumíveis de soldagem utilizados podem ser de dois tipos:

2.10.1 Ligados ao níquel

A utilização dos consumíveis ligados ao níquel, evita toda a preocupação referente ao balanço de fases e controle microestrutural da zona fundida. A falta de nitrogênio e a presença frequente de nióbio nestas ligas contribuem para a ocorrência de reações metalúrgicas desfavoráveis com formação de precipitados e regiões com elevado teor de ferrita, como na ZTA (13).

2.10.2 Consumíveis de mesma composição do metal base

Empregados quando a aplicação de um tratamento térmico após a soldagem na faixa de 1050°C for possível. Este tratamento visa balancear a microestrutura, fornecendo energia e tempo necessários para a precipitação da quantidade ideal de austenita do aço duplex. Uma variação destes consumíveis refere-se àqueles de mesma composição do metal base, enriquecidos em níquel. O aumento do níquel é feito para melhorar o balanço de fases na condição como soldado, aumentando a quantidade de austenita no metal de solda. Desse modo as soldas realizadas com estes consumíveis não necessitam de tratamento térmico após a soldagem (14).

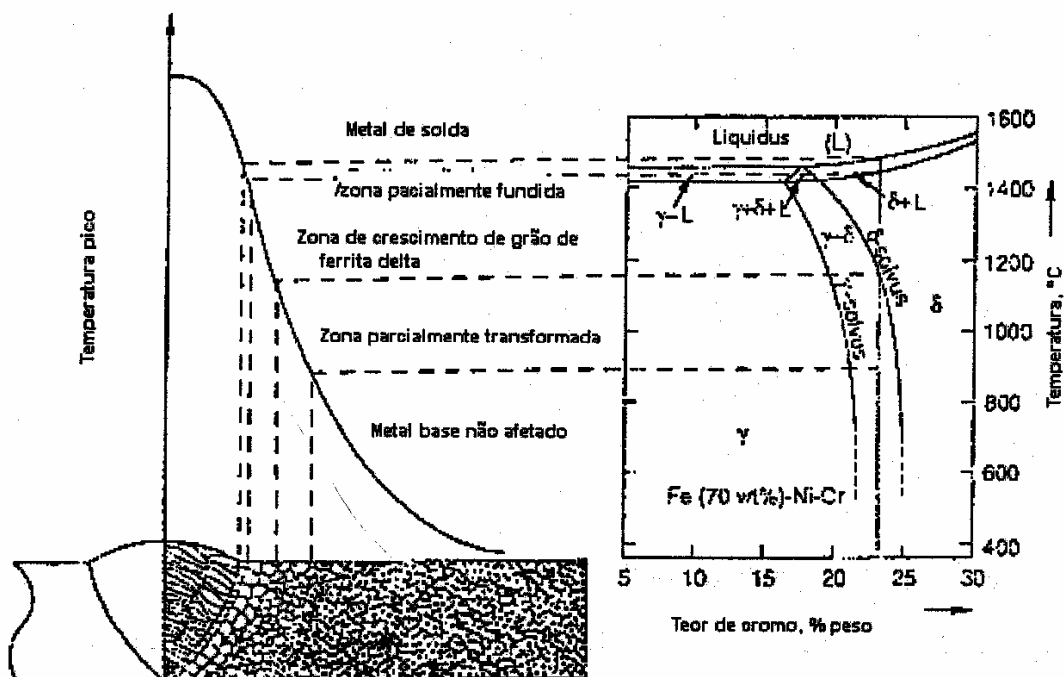
3 Metalurgia da soldagem

Ao realizar a solda em um aço inoxidável duplex, ocorre uma variação da microestrutura da poça de fusão até o metal adjacente a solda em função da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica).

O diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70% Fe e as zonas presentes: zona fundida, zona de ligação e zona afetada pelo calor formada pela zona de crescimento de grão de ferrita delta, zona parcialmente transformada e o metal base não afetado, é apresentado na figura 8.

A microestrutura final depende da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica.

Figura 8 Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex (17).



3.1 Zona fundida (ZF)

O balanço microestrutural da zona fundida é dependente de fatores como a composição química do metal de adição, dos gases de proteção, do processo de soldagem empregado e da velocidade de resfriamento (2).

Os AID solidificam como ferrita em torno de 1450°C. Durante o resfriamento no estado sólido ocorre a transformação da austenita em temperaturas menores que as da linha solvus da ferrita. A temperatura de início de transformação da austenita depende da relação de elementos estabilizadores da ferrita e da austenita presentes no material. Quando a relação é baixa a precipitação começa em temperaturas logo abaixo do intervalo de solidificação. Quando a relação é alta, a transformação da austenita ocorre em temperaturas baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento (4, 2).

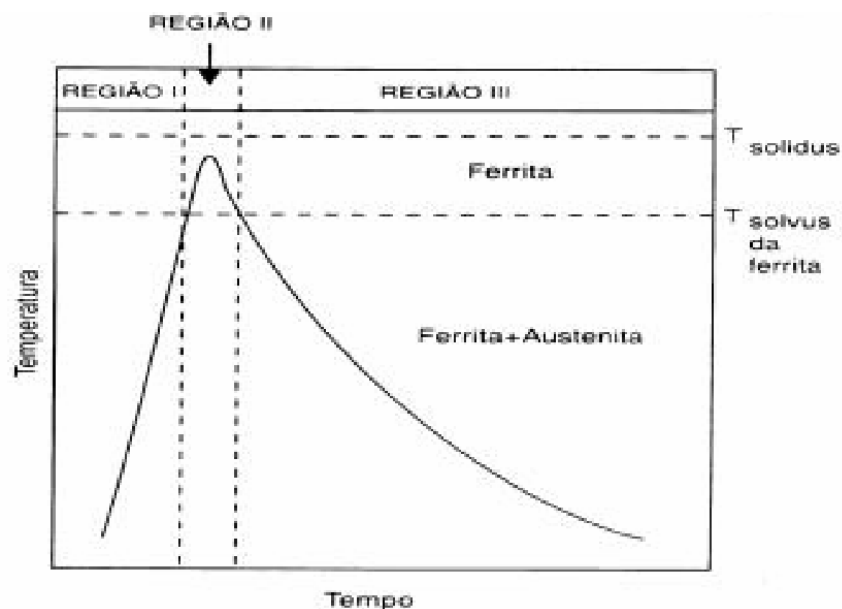
Durante o resfriamento da solda a austenita se transforma em temperaturas abaixo da linha solvus da ferrita, de forma alotriomórfica, em seguida, surgem as placas laterais de Widmanstätten, a partir dos contornos de grão ferríticos ou da austenita alotriomórfica já existente. Por fim, em temperaturas mais baixas, surgem partículas de austenita intragranular precipitadas dentro dos grãos ferríticos.

3.2 Zona termicamente afetada (ZTA)

Na zona termicamente afetada (ZTA) o balanço microestrutural austenita-ferrita é determinado pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura. Eles são consequência de fatores como: espessura do material, energia da soldagem transferida, temperatura de preaquecimento e temperatura de interpasses.

As transformações no estado sólido podem envolver a dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento, e a formação da austenita e precipitados durante o resfriamento em contorno de grão ferrítico e em alguns sítios intragranulares (18). As transformações na ZTA podem ser explicadas com a ajuda do diagrama apresentado na Figura 9.

Figura 9 Ciclo térmico na ZTA para temperatura acima da solvus na ferrita (18)



Na região I, as mudanças microestruturais são dominadas pela dissolução de austenita e os precipitados presentes no material base. Assim, um aquecimento rápido retarda a dissolução da austenita e dos precipitados, enquanto o aquecimento lento permitirá a completa dissolução da austenita em temperaturas próximas a temperatura solvus.

Na região II, representa-se a porção do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico, que é adjacente a linha de fusão, e predomina o crescimento de grão ferrítico.

Na região III, onde ocorre o resfriamento abaixo da linha solvus, as mudanças microestruturais incluem a reformação de austenita e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionado ao tempo de resfriamento (18).

4 Resistência à corrosão dos AID

Os aços inoxidáveis possuem alta resistência à corrosão determinada pela capacidade que possuem de se passivar e permanecer neste estado no ambiente a que estiver exposto.

A passivação ocorre em função da reação do cromo existente na liga com o oxigênio do ambiente, na qual a peça está exposta, formando um filme de óxido de cromo com espessura de 2 a 4nm, aderente, impermeável e contínuo, podendo este filme se regenerado pela oxidação do metal base quando danificado. Esta proteção superficial depende da quantidade de cromo existente no aço, sendo no mínimo de 11% e do oxigênio presente no ambiente. Porém, em alguns ambientes pode ocorrer a quebra permanente da camada passiva, ocorrendo então a corrosão, que pode ser de maneira uniforme ou local.

Os ciclos térmicos envolvidos no processo de soldagem, com aquecimento e resfriamento localizados, expansão e contração, podem acarretar mudanças de propriedades na junta e no seu entorno que impactam a resistência do conjunto soldado. Os aços inoxidáveis duplex soldados estão sujeitos à corrosão por pite, corrosão sobtensão e a corrosão intragranular (23).

4.1 Corrosão por pite

Caracterizada por um ataque localizado na superfície metálica produzindo cavidades que apresentam o fundo em forma angulosa e geralmente maior que seu diâmetro.

Pode ser iniciada de diferentes maneiras (24):

- danos à camada protetiva de óxidos, através de fatores que podem acentuar a quebra desta camada, como acidez,
- baixa concentração de oxigênio e alta concentração de cloretos,
- camada protetora danificada ou aplicada de forma incorreta, presença de não uniformidades na estrutura metálica do componente, como por exemplo inclusões.

A ocorrência de pites pode provocar vazamentos em tanques, tubulações e recipientes como também levar a outras causas de falha como corrosão sobtensão, fragilização por hidrogênio, ou fadiga associada à corrosão (24).

Para comparar a resistência à corrosão por pite de diferentes aços inoxidáveis em função do percentual de Cr, Mo, e N, criou-se o parâmetro PRE (pitting resistance equivalent) ou PREN (pitting resistance equivalent number) (25).

$$PRE = \%Cr + 3,3 (\%Mo) + 16 (\%N)$$

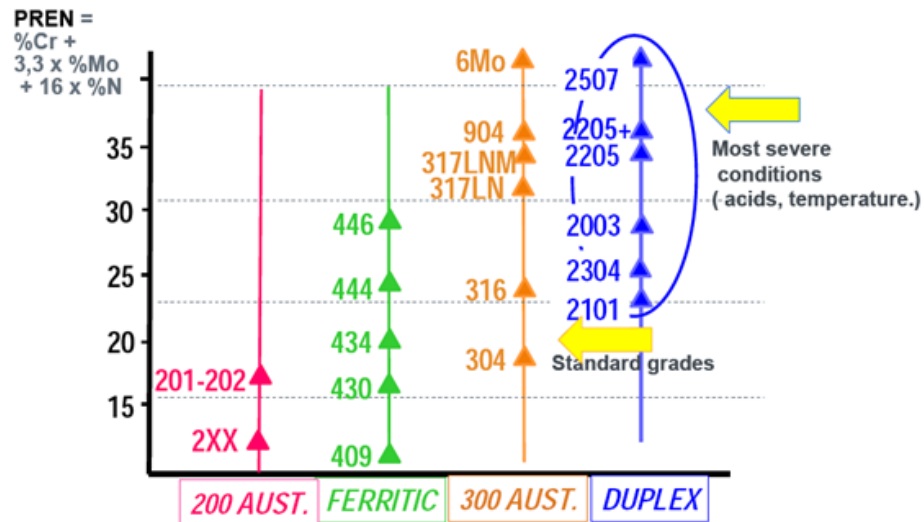
Algumas ligas contêm uma adição de tungstênio, que é outro elemento que atua para aumentar a resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis, para essas ligas, a resistência apo pitting é expressa como PREw, de acordo com a equação (26).

$$PREw = \%Cr + 3,3 (\%Mo + \%W) + 16 (\%N)$$

A figura 10 apresenta a classificação de diferentes famílias de aços inoxidáveis em função do PREN.

Figura 10 Classificação de diferentes famílias de aços inoxidáveis em função do PREN

(25)



Para o aço inoxidável lean duplex UNS S3204, a melhor resistência a corrosão por pitting se encontra quando a temperatura de recozimento é de aproximadamente 1080°C (27).

Para os aços inoxidáveis duplex, cujo PRE está abaixo de 30, são classificados como LEAN DUPLEX, os que têm PRE em torno de 30, são classificados como duplex standard e os com PRE acima de 40 são conhecidos como ligas super-duplex. Recentemente foram desenvolvidos os aços hiperduplex com PRE próximo de 50, estes aços contêm alto teor de Cr, Mo e N e também Níquel adicionado mantem a ferrita/austenita na proporção ideal (26).

No caso dos aços inoxidáveis duplex, é necessário considerar a resistência à corrosão por pite das duas fases, já que há diferença dos teores de elementos de liga presentes na austenita e ferrita. Caso uma das fases apresente menor PRE ou PRE_w, apresentará menor resistência à corrosão, determinando o comportamento do

material (28).

Em estudo realizado por Tan e Chen (29) sobre a influência do processo de soldagem a plasma sobre a resistência à corrosão do aço UNS S32304, investigou-se a relação entre a repartição dos elementos químicos Cr, Mo, Ni e N entre as fases ferrita e austenita, e a resistência à corrosão dessas fases nas diferentes regiões do conjunto soldado (MB, ZTA e ZF). Segundo eles, durante a etapa de resfriamento da junta soldada ocorre a repartição dos elementos químicos para nucleação e crescimento das fases ferrita e austenita, sendo que os elementos Ni e N estabilizam a austenita e os elementos Cr e Mo a ferrita. Quando o resfriamento é muito rápido a difusão dos elementos é dificultada e os teores destes nas fases ferrita e austenita ficam desbalanceados em relação ao aço solubilizado. Já para o nitrogênio, que é muito pequeno, a difusão para a austenita não é significativamente influenciada pela taxa de resfriamento. Ambos mediram os teores dos elementos Cr, Ni e Mo para as fases ferrita e austenita das três regiões da solda (MB, ZTA e ZF) e observaram que, em relação ao aço solubilizado, houve aumento da concentração de Cr e Mo na austenita e conseqüente diminuição destes na ferrita. Da mesma maneira, observaram aumento da concentração de Ni na ferrita e sua diminuição na austenita, tais diferenças foram mais significativas para a ZTA.

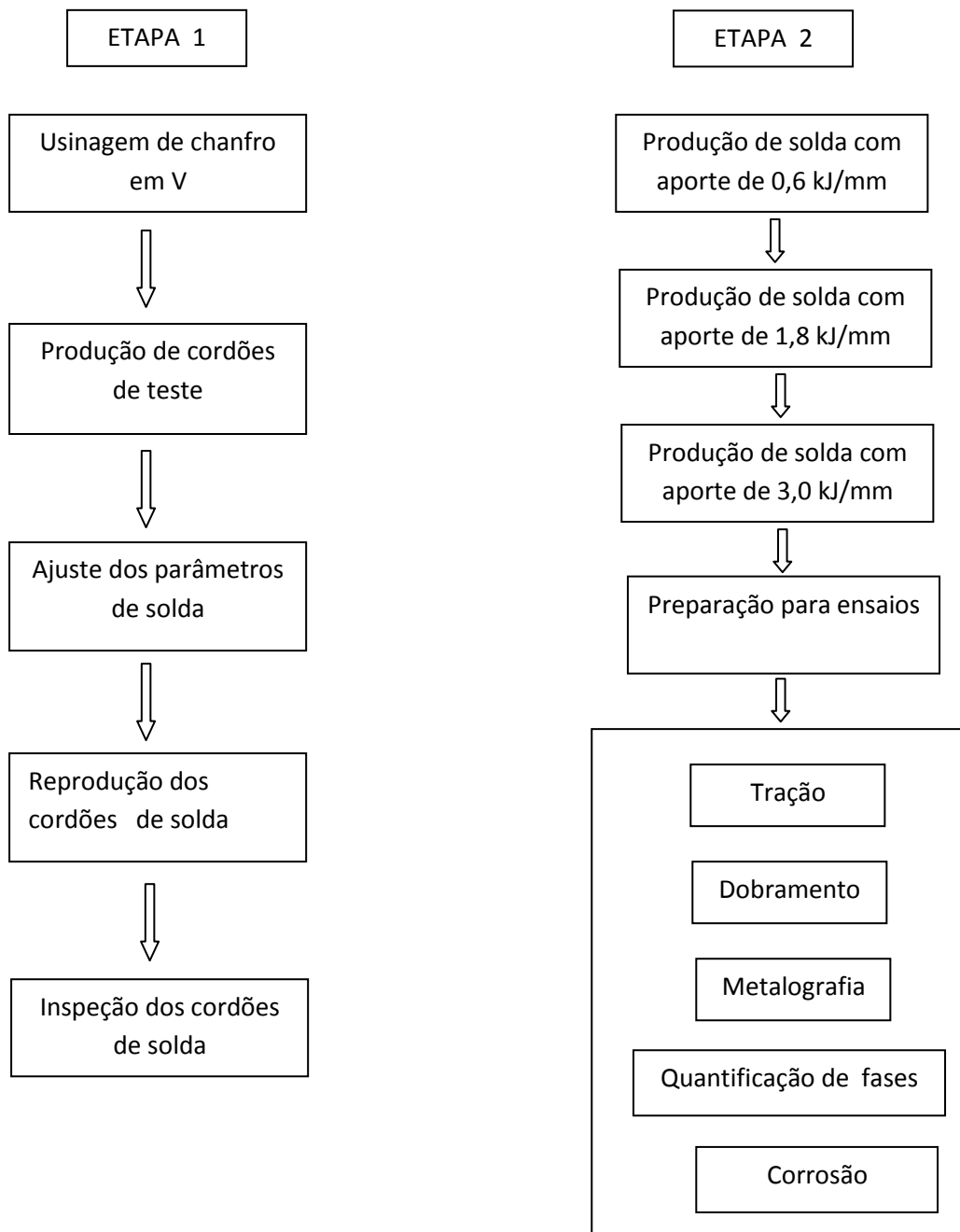
Concluíram que tal desbalanceamento dos elementos químicos entre as fases contribuíram para diminuir o PRE da ferrita em relação à austenita, tornando esta fase mais susceptível à corrosão localizada e que esta susceptibilidade ao pite foi maior para a ZTA, onde o desbalanceamento dos elementos foi maior em função da maior taxa de resfriamento.

5 OBJETIVO

O objetivo desse trabalho é verificar o desempenho das soldas com três diferentes tipos de aporte térmicos, utilizando consumível alternativo AWS ER 2209® destinado à soldagem de aço inoxidável duplex tipo padrão como o UNS S31803, em chapas de 16 mm de espessura em um AILD UNS S32304, avaliando a influência do aporte térmico, da influência de multipasses na microestrutura, resistência a tração e dobramento e resistência à corrosão.

6 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Este experimento foi realizado em duas etapas, de forma a entender o procedimento adotado para atingir o objetivo foi elaborado o fluxograma abaixo:



Fluxograma da metodologia experimental

Fonte: próprio autor

6.1 Materiais

Para realização do experimento foram utilizadas chapas de aço inoxidável duplex (UNS S32304) com dimensões de 300x300mm e espessura de 16 mm, laminado a quente, de composição química conforme tabela 5. O consumível foi o arame solda AWS ER 2209® de diâmetro 1,0 mm conforme tabela 6.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
%	%	%	%	ppm	%	%	%	Ppm
0,016	1,49	0,41	0,0253	1	22,62	3,58	0,24	1117

Tabela 5 Composição química aço inoxidável UNS S32304

Fonte: APERAM SOUTH AMERICA

Cr	Ni	Mo	C	Mn	Si	Cu
%	%	%	%	%	%	%
22,50	8,50	3,30	<0,03	1,70	0,50	0,30

Tabela 6 Composição química média do consumível AWS ER 2209®

FONTE : ESAB

Este consumível possui uma elevada resistência à corrosão intergranular, localizada (pitting) e especialmente corrosão sobtensão, em meios contendo cloretos e sulfetos de hidrogênio.

É utilizado em diversos segmentos industriais.

Os metais de adição enriquecidos em Ni caracterizam- se por terem aproximadamente de 2,5 a 3,5 % de Ni a mais que o metal base. O Ni dá ao consumível a capacidade de produzir

uma zona fundida mais equilibrada, pois possui a propriedade de promover maior formação de austenita.

6.2 Definição do gás de proteção

O gás de proteção utilizado 95% Ar + 3% CO₂ + 2% N₂, objetivando melhorar a estabilidade do arco, bom acabamento dos cordões e permitindo maior velocidade de soldagem.

7 MÉTODOS

7.1 Método da etapa 1

Para cálculo da energia de soldagem, utilizou-se da equação de cálculo de energia de soldagem absorvida, considerando a eficiência da transferência (η). Considerou como valor de eficiência de transferência como sendo $\eta = 0,80$. O modo de transferência spray, pulsado, foi objetivado para todos os cordões.

Produção de cordões sobre chanfro em V no metal base UNS S32304 foi realizado no laboratório de soldagem da UFF-VR utilizando carro de soldagem desenvolvido no próprio laboratório, fonte de energia convencional/pulsado modelo MIGPULSE 4000 da Castolin Eutetic, figura 11. Aplicação de 90° entre a tocha de soldagem e a junta soldada. Definido como chanfro V, por ser o de maior utilização em soldas industriais.

Figura 11 equipamento utilizado nas soldas (a), detalhe de amostra teste posicionada para realização de solda (b), detalhe chanfro em V (c).



(a)



(b)



(c)

As chapas foram cortadas por serra de fita e usinadas em plaina de mesa, formando a base do V a 14 mm a partir do topo da chapa, isto para não usarmos cobre-juntas, desta forma a espessura de 2 mm realizou a função de cobre-juntas. A distância do bico até a peça de 15 mm, vazão de gás de proteção de 17 l/min.

Foram realizadas 10 soldas teste com energia de soldagem 0,6 kJ/mm e uma solda com aporte 3,0 kJ/mm.

Durante e após a execução da solda foram inspecionados, visualmente, os cordões realizados e considerou-se que os parâmetros utilizados no teste estavam adequados para a realização das soldas, ficando definido que:

- a) Utilizar energia de soldagem 0,6 kJ/mm na solda de raiz em todas as três amostras.
- b) Para a amostra com energia de soldagem de 0,6 kJ/mm seriam realizados 10 cordões, incluindo o de raiz.
- c) Para a amostra com energia de soldagem de 1,8 kJ/mm seriam realizados 3 cordões.
- d) Para a amostra com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm seriam utilizados 3 cordões.

7.2 Método etapa 2

Após aprovação dos parâmetros de para soldagem foram produzidas 3 juntas soldadas, cujos parâmetros, os quais foram utilizados para efetuar o cálculo da velocidade, segundo a equação:

$$H = \frac{(I \cdot V \cdot \eta)}{v}$$

Os parâmetros necessários são apresentados na tabela 7:

Amostra	Aporte térmico kJ/mm	Corrente "I" A	Tensão "V"	rendimento "η"	v Velocidade (mm/s)
A2	0,6	200	24,5	0,8	7,8
A3	1,8	200	24,5	0,8	2,6
A5	3,0	200	24,5	0,8	1,6

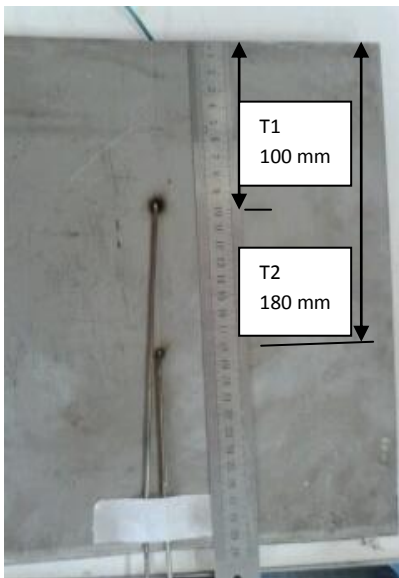
Tabela 7 Parâmetros de soldagem.

Fonte: próprio autor

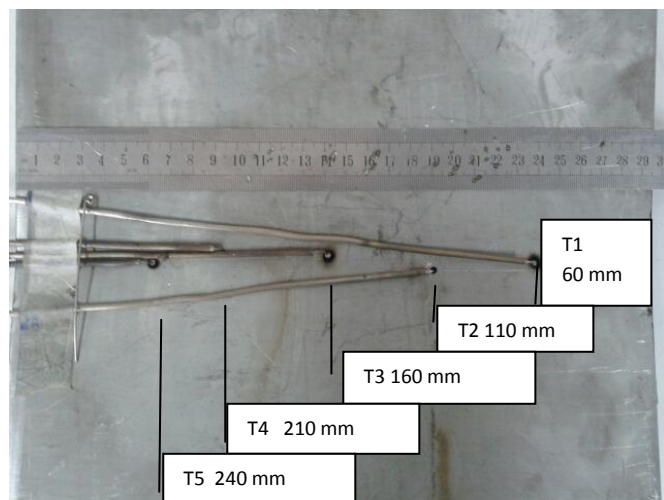
Para a soldagem de raiz foram usados os parâmetros de soldagem do item A2 para todas as 3 amostras. Os valores de tensão e corrente foram coletados por sistema de coleta de dados CATMAN 4.5 da CATMAN. A temperatura durante o processo de soldagem foi coletada através de dois termopares, para as amostras A2 e A3 e cinco termopares do tipo K, diâmetro de 2 mm, posicionados na parte de trás da amostra na região do chanfro e posicionados conforme figuras 12.

Foi realizado ensaio de ultrassom, afim de verificar ocorrências de defeitos internos nas soldas, utilizando o aparelho SIUI CTS9006 e cabeçotes KRAUT MSEB-44, MWB 70N4 e MWB 60N4.

Figura 12 Posicionamento dos termopares T1 e T2 nas amostras A2, A3 e T1 a T5 para amostra A5 .



Amostras A2 e A3

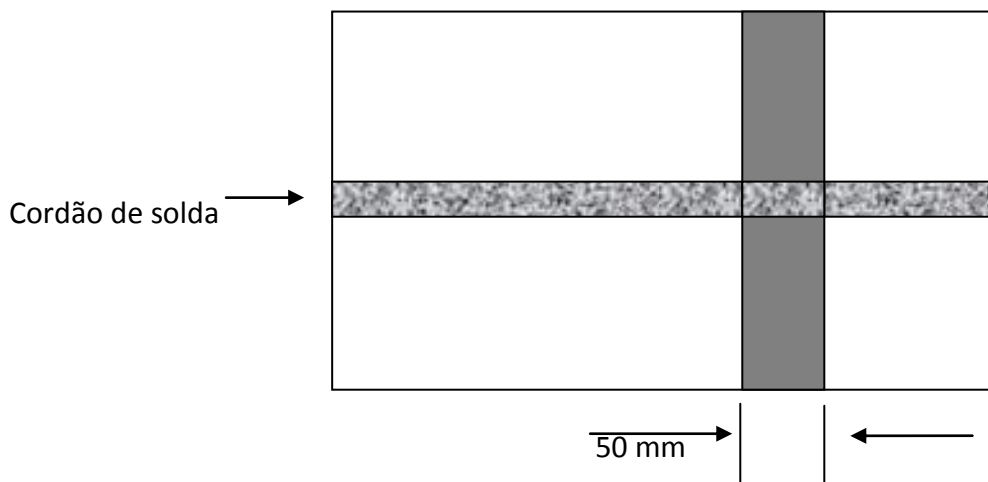


Amostra A5

7.3 Preparação para ensaios mecânicos

As juntas soldadas foram cortadas no sentido transversal ao sentido dos cordões de solda conforme figura 13, formando amostras de 50 mm de largura para ensaio de dobramento e tração.

Figura 13 Sentido de corte das amostras

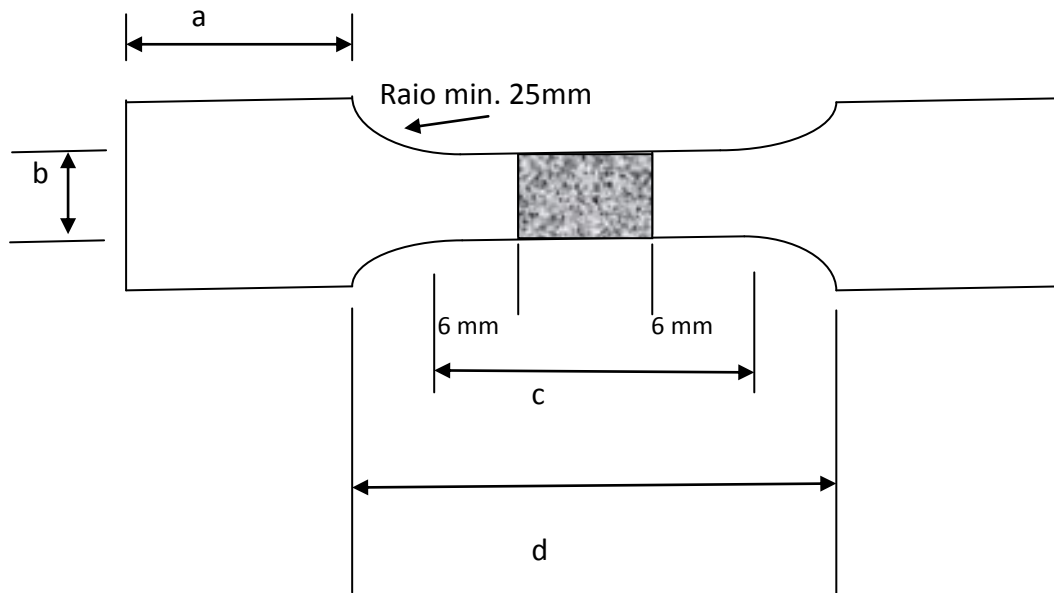


Fonte: próprio autor

Foram reservadas 3 amostras para ensaio metalográfico e 3 amostras para ensaio de corrosão.

O corpo de prova para ensaio de tração foi usinado segundo a norma ASME IX QW462. 1 (a), conforme figura 14.

Figura 14 Corpo de prova plano conforme norma ASMEIX QW-462.1(a)



Fonte: próprio autor

A figura 14 apresenta legenda de cotas, descritas abaixo:

- a – Comprimento suficiente para penetrar na garra.
- b – 38 mm aproximadamente, porém não menor que 25 mm.
- c – Comprimento paralelo= maior largura da solda mais 12 mm.
- d- Este trecho deve ser usinado de preferência por fresagem.

O reforço de solda deve ser usinado até facear com o metal base, usinar o mínimo possível para se obter faces planas e aproximadamente paralelas.

7.4 Ensaio de tração.

Os corpos de prova foram submetidos a ensaio de tração da máquina de tração EMIC 20 t, no laboratório de ensaios destrutivos da Universidade Federal Fluminense – UFF, em Volta Redonda, este ensaio teve como objetivo observar se o corpo de prova, referente às soldas com energia de soldagem de 0,6; 1,8 e 3,0 KJ/mm, quando submetidos à tração iriam romper fora da região da solda, figura15.

Figura 15 Máquina de ensaio de tração EMIC 20 t.



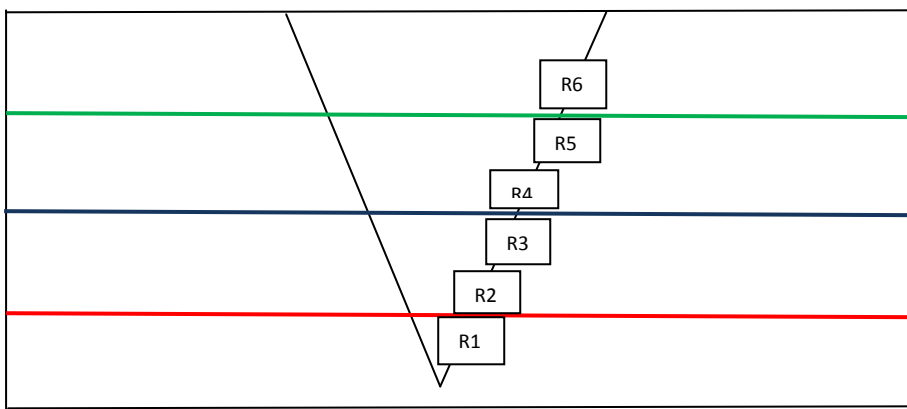
7.5 Ensaio metalográfico

Os corpos de prova passaram por etapas de lixamento com granulações #200, #320, #400, #600, #1000, #1200 e #1500 e polimento, aplicado ataque utilizando reativo BEHARA modificado, com composição de 20 ml de ácido clorídrico (HCl), 80 ml de água destilada e 1g de metabissulfito de potássio. Realizado teste de quantificação de fases presentes, através

de microscópio ótico LEITZ modelo METALLOVERT com câmera fotográfica modelo EVOLUTION LC COLOR e software IMAGE PRO-PLUS para coleta e quantificação de fases.

Para as amostras A2, A3 e A5 foram realizadas imagens com aumento de 500X, nas regiões: R1, R2, R3, R4, R5 e R6 conforme demonstrado na figura 16.

Figura 16 Regiões definidas como referência para comparação dos diferentes efeitos da energia de soldagem nas amostras. A2, A3 e A5.



As amostras foram divididas em quatro partes por linhas de cor diferente, distantes 4 mm , para definir as regiões nas quais serão analisado a ZTA e o metal de adição nas diferentes energia de soldagem aplicadas. Também será analisado se houve formação de austenita secundária em função do aquecimento e resfriamento entre os passes de soldagem. A região logo abaixo da linha vermelha é definida como R1 e acima como R2, consequentemente a região abaixo da linha azul é a região R3 e acima R4 e também para a linha verde, abaixo é a região R5 e acima a região R6.

7.6 Ensaio de corrosão

As amostras A2, A3 e A5 foram submetidas a ensaio de corrosão, conforme norma ASTM G48-11 e ASTM G1-03, que consiste na imersão em solução $\text{Fe Cl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O} + 900 \text{ ml de H}_2\text{O}$ DI -03 por 72 horas. As amostras foram pesadas, antes da imersão na solução (M_i) e após o período (M_f), analisadas no MEV para verificar a ocorrência de pitting e realização do cálculo da taxa de corrosão. O cálculo de corrosão foi verificado também utilizando a norma ASTM A923-14 método C, no qual é verificado a taxa máxima de corrosão aceitável de 10 mdd ($\text{mg/dcm}^2 \times \text{days}$)

7.7 Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado, conforme norma ASME IX QW-466.1, no laboratório de ensaios destrutivos da UFF-VR, utilizando máquina para ensaio de dobramento WOLPERT com capacidade de 20 t, as amostras foram colocadas, individualmente, sobre dois apoios, distantes 58 mm. O dobramento foi feito no sentido de tração da região soldada, ou seja, o cutelo apoiou na base da região soldada. O resultado esperado deste ensaio é que os corpos de prova, ao serem dobrados a 180° , não apresentem trinca na região da solda.

8 Resultados

8.1 Produção de cordões de solda

8.1.1 Amostra A2 - Energia de soldagem 0,6 kJ/mm

Foram produzidos 10 cordões, definidos como solda raiz, e sequência de passes de 1 a 9, preenchendo o chanfro totalmente. A corrente e a tensão registrada na máquina de solda foram de 200 A e 24,5 V e velocidade constante de 7,6 mm/s. Os valores médios de corrente, tensão e energia de soldagem são apresentados na tabela 8.

Cordão	Corrente (A)	Tensão (V)	Energia de soldagem (kJ/mm)
Raiz	230,1	26,9	0,66
1º	205,8	29,5	0,65
2º	205,8	29,5	0,65
3º	217,6	28,2	0,65
4º	214,8	28,2	0,64
5º	185,1	32,3	0,63
6º	213,8	28,6	0,64
7º	201,0	29,9	0,63
8º	212,5	28,6	0,64
9º	195,5	30,5	0,63

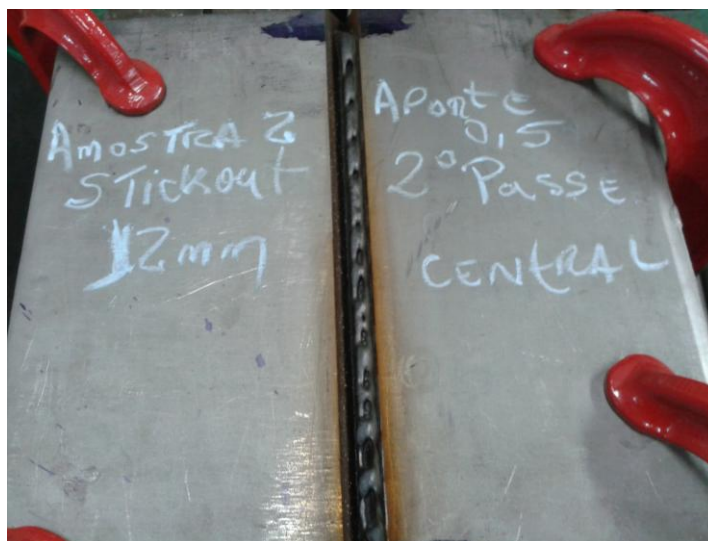
Tabela 8 Parâmetros de soldagem-Energia de soldagem 0,6 kJ/mm

Durante a execução do 2º cordão houve ocorrência de sopro magnético, que ocorre quando o campo magnético induzido pela corrente tem sua distribuição alterada, levando a uma maior concentração do campo magnético em um dos lados do arco, as forças magnéticas, que antes geravam o movimento de gases apenas no sentido do eixo do arco, passam a possuir uma componente transversal que tende a empurrar lateralmente o arco. Como resultado o arco passa a defletir lateralmente, tendo este efeito a aparência similar de um leve sopro sobre a chama de uma vela. Este efeito, sopro magnético, reduz o controle que se tem sobre o arco, dificultando a soldagem e aumentando a chance de formação de descontinuidades no cordão (30).

O efeito do sopro magnético gerou falhas na solda, a qual pode ser vista na figura 17.

Para eliminar o efeito do sopro magnético diminui-se a distância do bocal de solda para 10 mm.

Figura 17 solda do 2º cordão com ocorrência de sopro magnético (a), solda do 3º e 4º cordão (b) e solda do 6º cordão (c), sem ocorrência de sopro magnético.



(a)



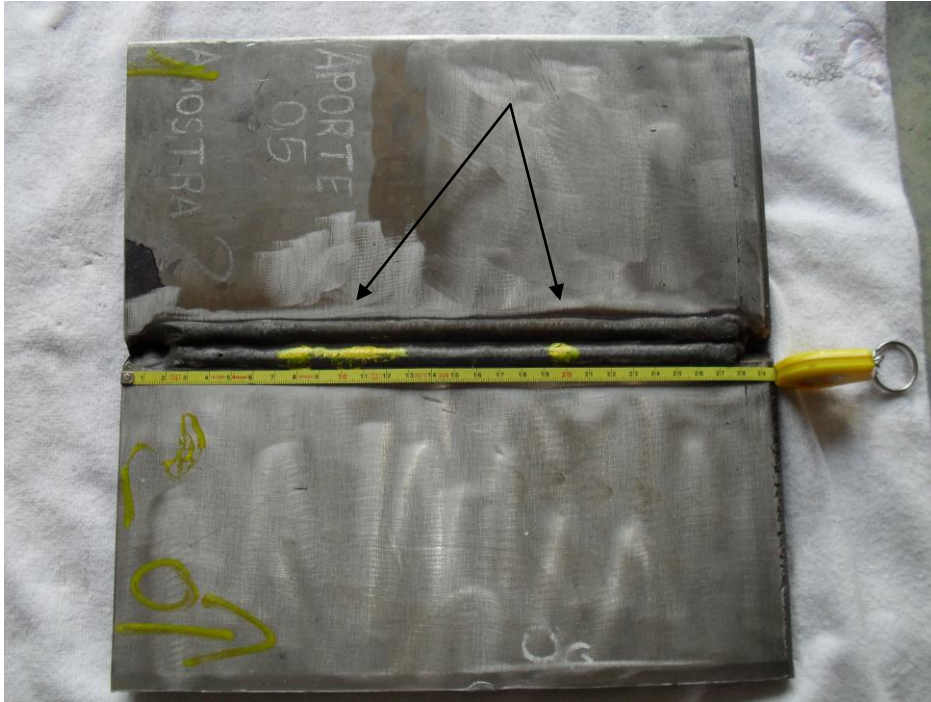
(b)



(c)

O ensaio de ultrassom possibilitou a retirada de amostras fora da região, onde ocorreu defeito de falta de material devido ao sopro magnético, conforme pode ser visto na figura 22, a região marcada em amarelo sobre o cordão de solda indica a existência de falhas na solda. Os corpos de prova para ensaio de tração, dobramento e metalografia foram retirados fora desta região.

Figura 18 Identificação de falha no cordão de solda.

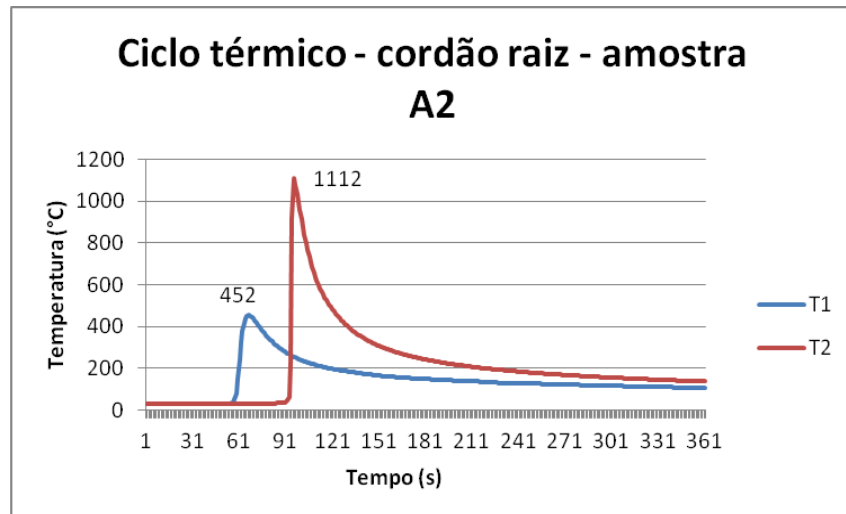


Fonte: Próprio autor

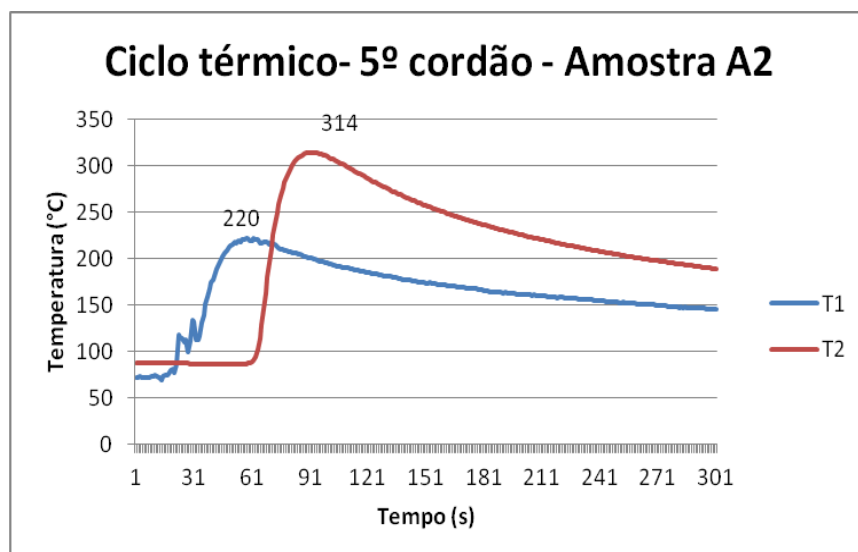
8.1.1.1 Ciclo Térmico

A figura 19 indica o ciclo térmico referente à solda com aporte de 0,6 kJ/mm, a solda do cordão raiz foi realizado à temperatura ambiente, os demais passes foram realizados abaixo de 150 °C. O pico máximo de temperatura foi de 1112° C, figura 19 (a,b), com resfriamento rápido nos 56 segundos, com taxa de resfriamento médio de 29 °C por segundo a partir do ponto de detecção e resfriamento lento posteriormente. O resfriamento rápido impede a formação de intermetálicos.

Figura 19 Ciclo térmico de solda com aporte 0,6 kJ/mm



(a)



(b)

8.2 Amostra A3 - Energia de soldagem 1,8 kJ/mm

Foram produzidos 4 cordões , definidos como solda raiz, e sequência de passes de 1 a 3, preenchendo o chanfro totalmente. A corrente e a tensão registrada na máquina de solda foram de 200 A e 24,5 V e velocidade constante de 2,6 mm/s.

Os valores médios de corrente, tensão e energia de soldagem são apresentados na tabela 9.

Cordão	Corrente (A)	Tensão (V)	Energia de soldagem (KJ/mm)
Raiz	208,3	30,4	0,6
1º	192,1	31,1	1,8
2º	196,7	30,3	1,8
3º	198,8	30,1	1,8

Tabela 9 Parâmetros de soldagem – Energia de soldagem 1,8 kJ/mm.

Fonte: próprio autor

O cordão de raiz foi aplicado com energia de soldagem de 0,6 kJ/mm, em função de não utilizarmos cobre-junta e a espessura final do chanfro, evitando assim que o arco do 1º cordão com energia de soldagem, três vezes maior, provocasse o rompimento da base do chanfro.

O aspecto dos cordões de 1 a 3 podem ser vistos na figura 20.

No ensaio de ultrassom, realizado com o mesmo equipamento utilizado na amostra A2, foi identificado uma região com defeito, indicado pela seta na figura 21, menor que a de energia de soldagem de 0,5 KJ/mm.

A energia de soldagem para amostra A2 passa a ser considerada como 1,8 kJ/mm em função dos valores apresentados na tabela 9.

Figura 20(a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) 3º cordão energia de soldagem 1,8 kJ/mm



(a)



(b)



(c)

Fonte: próprio autor

Figura 21 Identificação de falha no cordão de solda amostra A3.



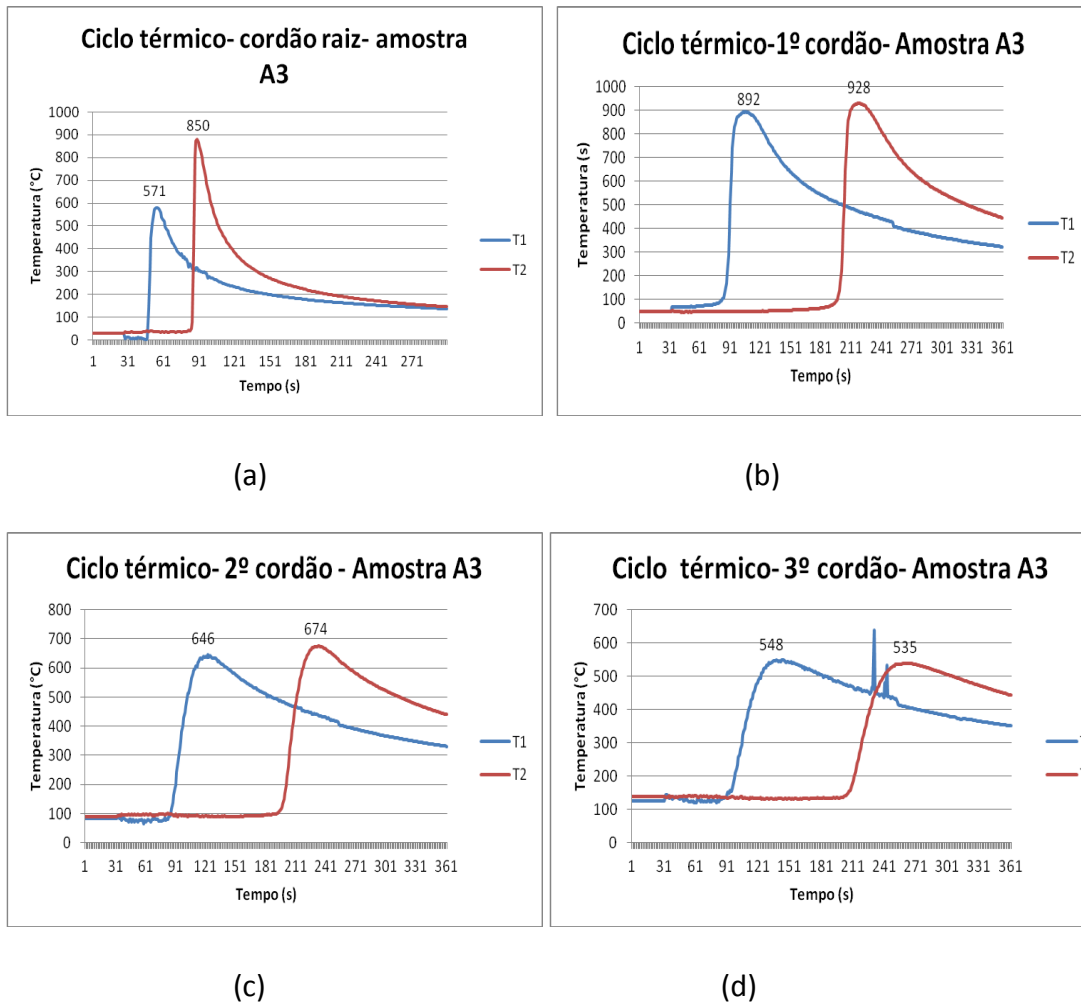
Fonte: próprio autor

Os corpos de prova para ensaio de tração, dobramento e metalografia foram retirados fora desta região.

8.2.1 Ciclo Térmico

A figura 22 indica o ciclo térmico referente à solda com aporte de 1,8 kJ/mm, a solda do cordão raiz foi realizado à temperatura ambiente e aporte de 0,6 kJ/mm, figura 22 (a), os demais passes foram realizados abaixo de 150 °C. O pico máximo de temperatura foi de 928° C, figura 22 (b), e abaixo desta temperatura, o segundo e terceiro cordão apresentam velocidade de resfriamento mais lento, o que propicia a formação de austenita secundária.

Figura 22 Ciclo térmico aporte 1,8 kJ/mm.



8.3 Amostra A5 - Energia de soldagem 3,0 kJ/mm

Foram produzidos 4 cordões, definidos como solda raiz, e sequência de passes de 1 a 3, preenchendo o chanfro totalmente. A corrente e a tensão regulada na máquina de solda foram de 200 A e 24,5 V e velocidade constante de 1,6 mm/s.

Os valores médios de corrente, tensão e energia de soldagem são apresentados na tabela 10.

Tabela 10 Parâmetros de soldagem – Energia de soldagem 2,5 kJ/mm.

Cordão	Corrente (A)	Tensão (V)	Energia de soldagem (kJ/mm)
Raiz	227,3	27,2	0,65
1º	177,3	32,5	2,98
2º	177,9	32,5	3,02
3º	210,6	28,62	3,04

Fonte: próprio autor

O cordão de raiz foi aplicado com energia de soldagem de 0,65 kJ/mm, em função de não utilizarmos cobre-junta e a espessura final do chanfro, evitando assim que o arco do 1º cordão com energia de soldagem provocasse o rompimento da base do chanfro.

Os cordões de solda com energia de soldagem de 3,0 kJ/mm, visualizados na figura 23, apresentam boa distribuição e cobertura do chanfro, sem ocorrência de defeitos.

Figura 23(a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) 3º cordão-energia de soldagem 3,0KJ/mm



(a)



(b)



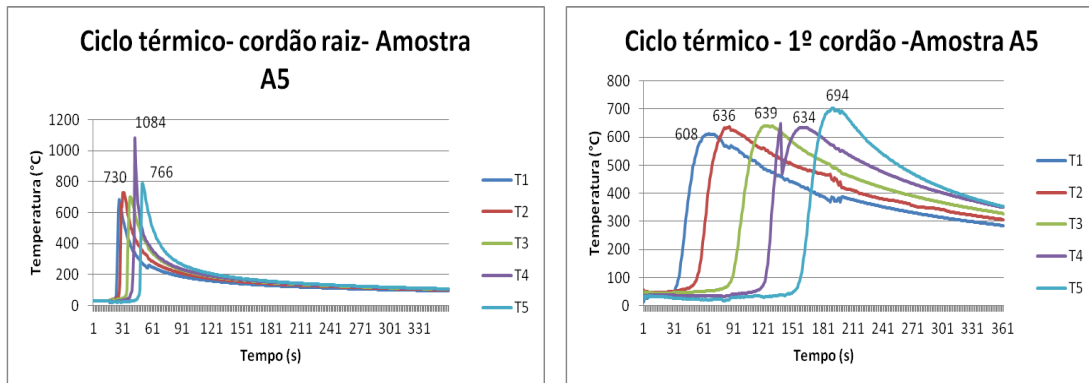
(c)

Fonte: próprio autor

8.3.1 Ciclo térmico

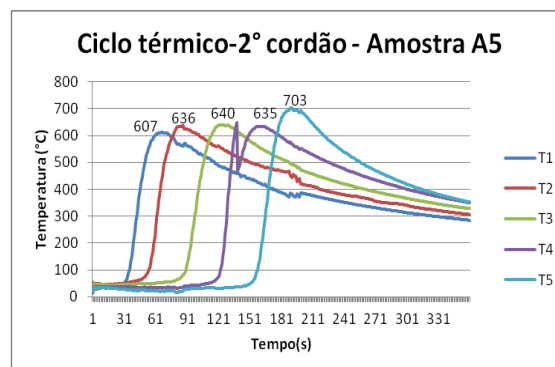
A figura 24 indica o ciclo térmico referente à solda com aporte de 3,0 kJ/mm, a solda do cordão raiz foi realizado à temperatura ambiente e aporte de 0,6 kJ/mm, os demais passes foram realizados abaixo de 150 °C. O pico máximo de temperatura foi de 1084 °C, figura 24 (a), nos cordões com aporte de 3,0 kJ/mm a temperatura esteve abaixo de 800 °C, com velocidade de resfriamento baixa, com probabilidade de formação de austenita secundária. O ciclo térmico do aporte 3,0 kJ/mm é apresentado na figura 24 (b) primeiro cordão, segundo cordão (c).

Figura 24 Ciclo térmico aporte 3,0 kJ/mm



(a)

(b)



(c)

Fonte: próprio autor

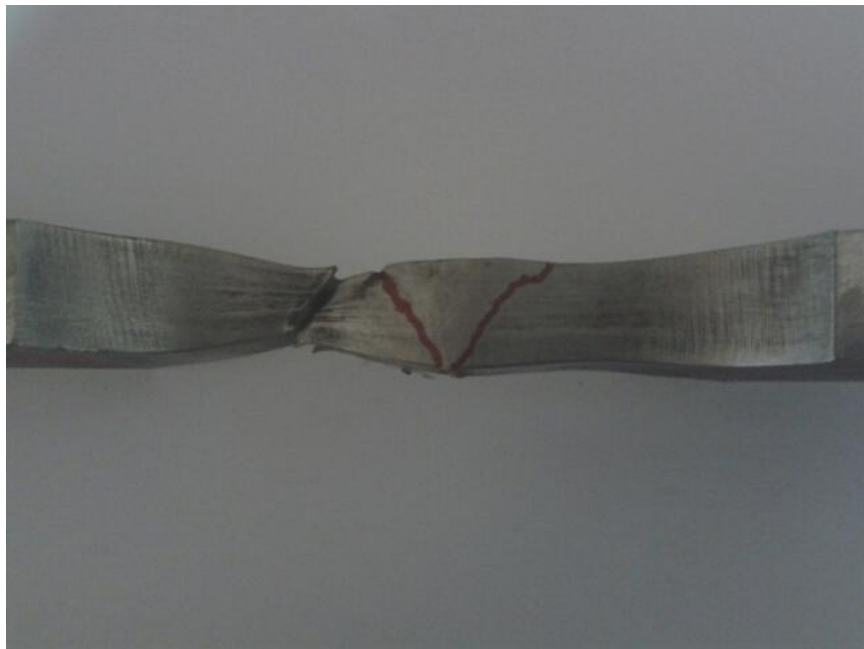
9 Ensaio de tração

Os corpos de prova submetidos a ensaio de tração romperam no metal base , ou seja fora da área soldada, e são apresentados nas figura 25. A região do metal de adição está destacada em vermelho. O rompimento fora da região soldada valida a solda, portanto sendo o ensaio de tração considerado como dentro da norma.

Figura 25 Rompimento do corpo de prova fora da região da solda- (a) energia de soldagem 0,6 kJ/mm, (b) energia de soldagem 1,8 kJ/mm, (c) energia de soldagem 3,0 kJ/mm, detalhe do cordão de solda em vermelho.



(a)



(b)



(c)

Fonte: próprio autor

10 Ensaio de dobramento

As amostras submetidas ao ensaio de dobramento apresentaram resultado satisfatório, não ocorrendo rompimento da região soldada, assim como ensaio de tração, caracterizou que a região soldada apresenta excelente resistência mecânica.

A figura 26 retrata o ensaio de dobramento do corpo de prova referente a energia de soldagem com 1,8 kJ/mm, a linha vermelha representa o centro da região soldada.

Figura 26 Corpo de prova energia de soldagem 1,8 kJ/mm submetido ao ensaio de dobramento



Os corpos de prova após ensaio de dobramento são apresentados na figura 27.

Figura 27 Corpos de prova após ensaio de dobramento, (a) 3,0 kJ/mm, (b) 1,8 kJ/mm, (c) 0,6 kJ/mm.



(a)

(b)

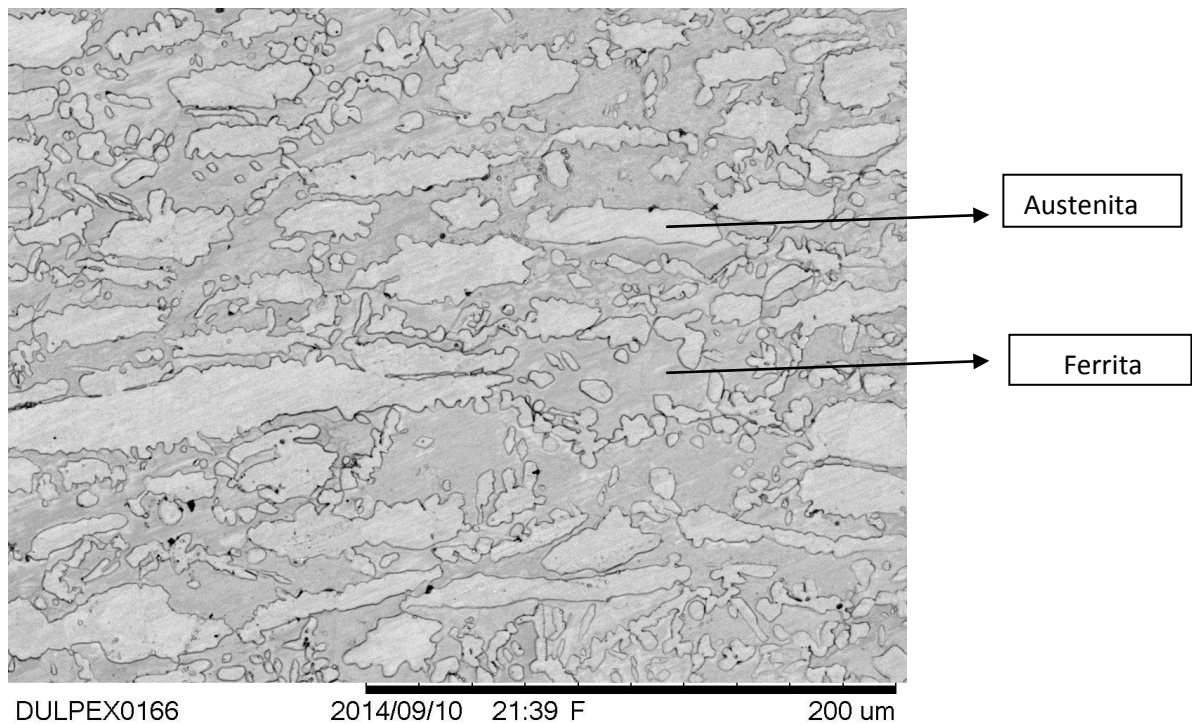
(c)

Os três aportes de energia foram aprovados no teste de dobramento, pois não ocorreram trincas na região soldada, validando a solda.

11 METALOGRAFIA

A estrutura do metal base pode ser vista conforme figura 28, sendo uma estrutura lamelar com grãos alongados na direção de laminação, composta de uma matriz ferrítica com ilhas de austenita.

Figura 28 Microestrutura do metal base (aumento 500X)



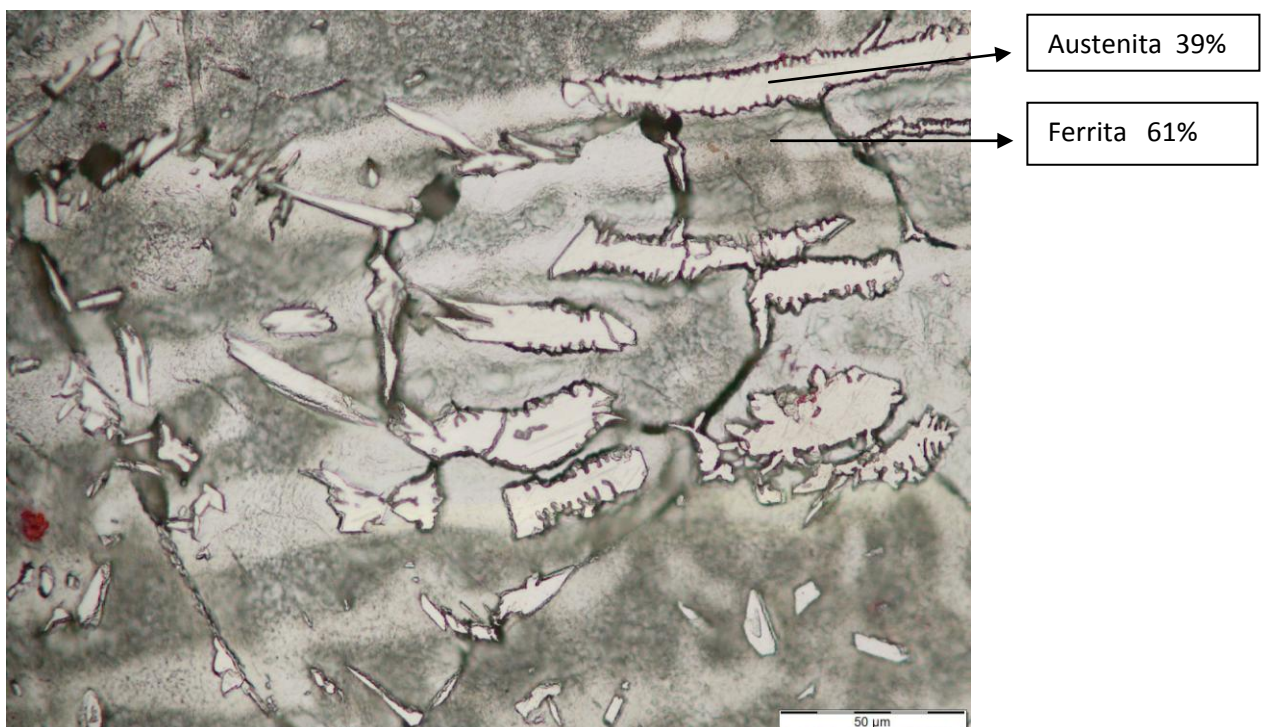
Fonte: próprio autor

As regiões definidas, conforme figura 16, serão utilizadas para compararmos as regiões da ZTA das amostras A2, A3 e A5.

11.1 Quantificação de fases da amostra A2- energia de soldagem 0,6 kJ/mm

A figura 29 é referente a região R2 da energia de soldagem 0,6 kJ/mm, com aumento de 200X, observa-se a formação de austenita alotriomórfica no contorno de grão ferrítico e as quantidades de austenita e ferrita de aproximadamente de 39% e 61%, respectivamente. As demais regiões apresentaram valores médio de 60,3% ($\pm 5,16\%$) de ferrita e 39,7% ($\pm 5,16\%$) de austenita, equivalentes ao apresentados na R2. Há também indícios de formação de austenita secundária intragranular na ZAC da amostra A2.

Figura 29 ZTA da região 2 da amostra A2.

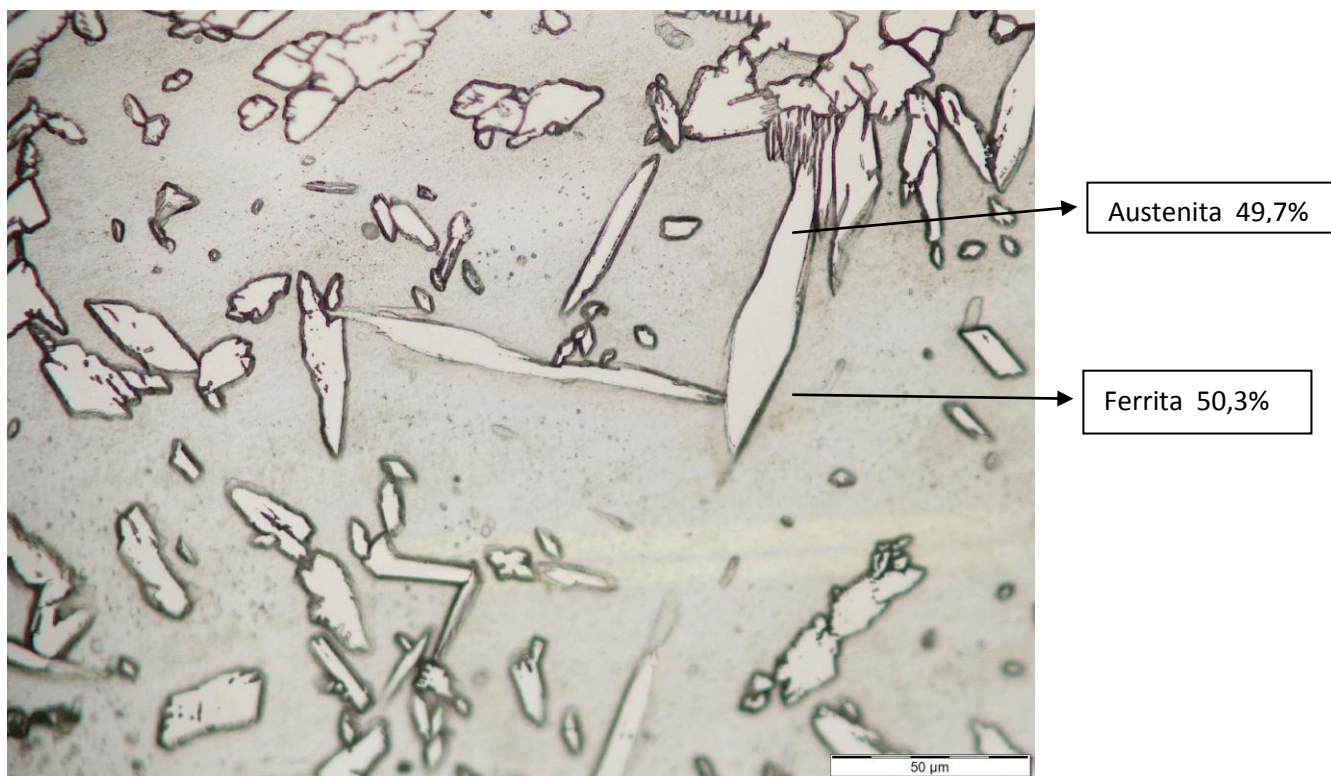


Fonte: próprio autor

11.2 Quantificação de fases da amostra A3- energia de soldagem 1,8 kJ/mm

A figura 30 é referente a região R4, energia de soldagem 1,8 KJ/mm, com aumento de 200X, observa-se formação de austenita alotriomórfica no contorno de grão ferrítico e formação de austenita secundária. As quantidades de austenita e ferrita são de aproximadamente 50,3% e 49,7%, respectivamente e as demais regiões apresentando valor médio de 58,2% ($\pm 6,45\%$) de ferrita e 41,8% ($\pm 6,45\%$) de austenita.

Figura 30 ZTA região 4 da amostra A3.



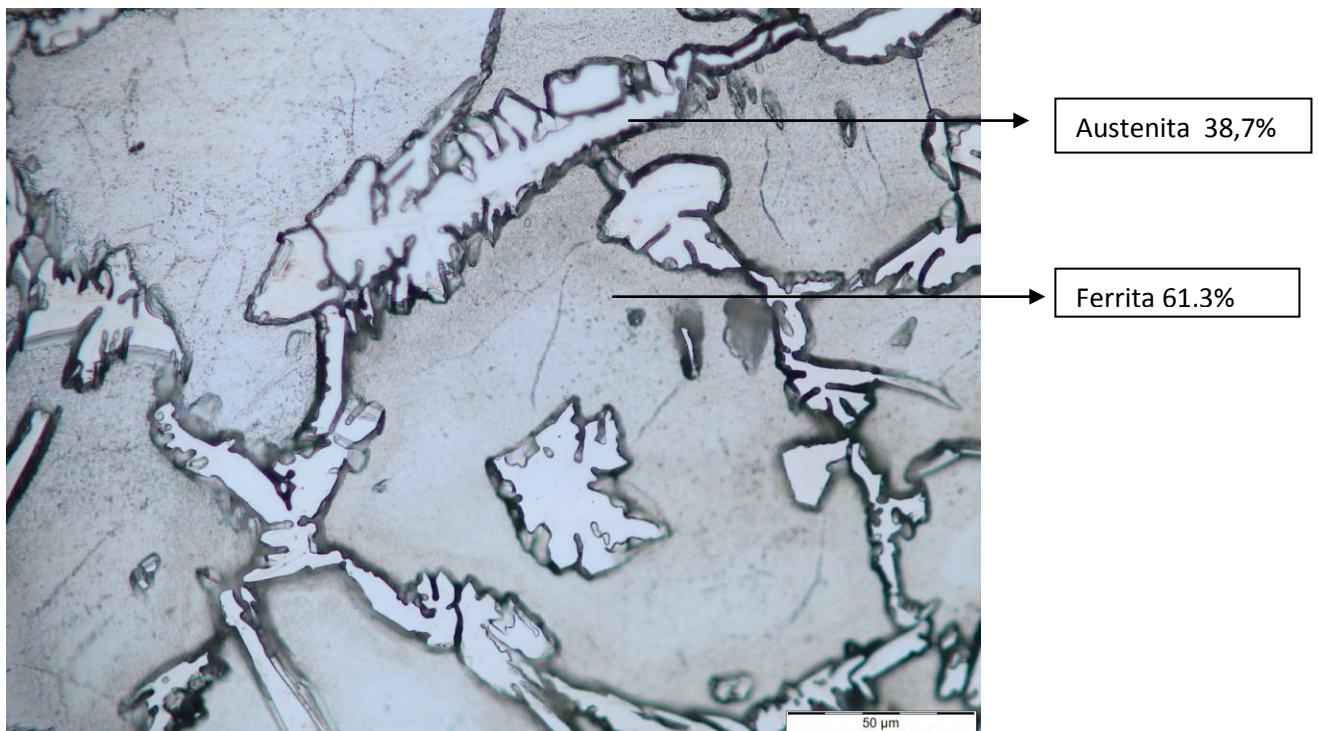
Fonte: próprio autor

11.3 Quantificação de fases da amostra A5- energia de soldagem 3,0 kJ/mm

A figura 31 referente a região R2 energia de soldagem 3,0 KJ/mm, com aumento de 200X, observa-se precipitados alongados e arredondados, possivelmente decorrentes de alteração

morfológica da austenita widmanstätten quando submetida aos ciclos térmicos gerados durante os passes subsequentes. Pode-se observar, também, nesta imagem a presença de ilhas de austenita intragranular. As quantidades de ferrita e austenita medidas nesta micrografia foram de 61,3% e 38,7%, respectivamente. Os valores médios para as demais regiões foram de 59% ($\pm 3,52$) de ferrita e 41% ($\pm 3,52$) de austenita.

Figura 31 ZTA da região 2 da amostra A5.



Fonte: próprio autor

12 Ensaio de corrosão

As amostras A2, A3 e A5 foram submetidas a ensaio de corrosão, conforme norma ASTM G48-1. As amostras apresentaram variação de massa conforme mostrado na Tabela 12. Os resultados da taxa de corrosão, calculados conforme norma ASTM G1-03- item 8, são apresentados na Tabela 13 e aqueles calculados de acordo com a norma ASTM A923-14- método C, são mostrados na Tabela 14. Os valores obtidos demonstram que as soldas

submetidas ao teste de corrosão, utilizando a norma ASTM G1-03 item 8 e ASTM A923-14 (método C), foram aprovadas.

Amostra	M _i (g)	M _f (g)	Diferença (g)	Dimensão (mm)
A2	187,2850	186,5290	0,7560	75,0 x 20,0 x 16,0
A3	191,8350	191,1316	0,7034	80,0 x 20,0 x 16,0
A5	136,1961	135,6695	0,5286	74,0 x 15,0 x 16,0

Tabela 11 Massas das amostras A2,A3 e A5 antes e após ensaio de corrosão.

Fonte: próprio autor

Aporte kJ/mm	Taxa de corrosão mm/ano
0,6	$1,87 \times 10^{-5}$
1,8	$1,25 \times 10^{-5}$
3,0	$2,1 \times 10^{-5}$

Tabela 12 Taxa de corrosão mm por ano

Fonte: próprio autor

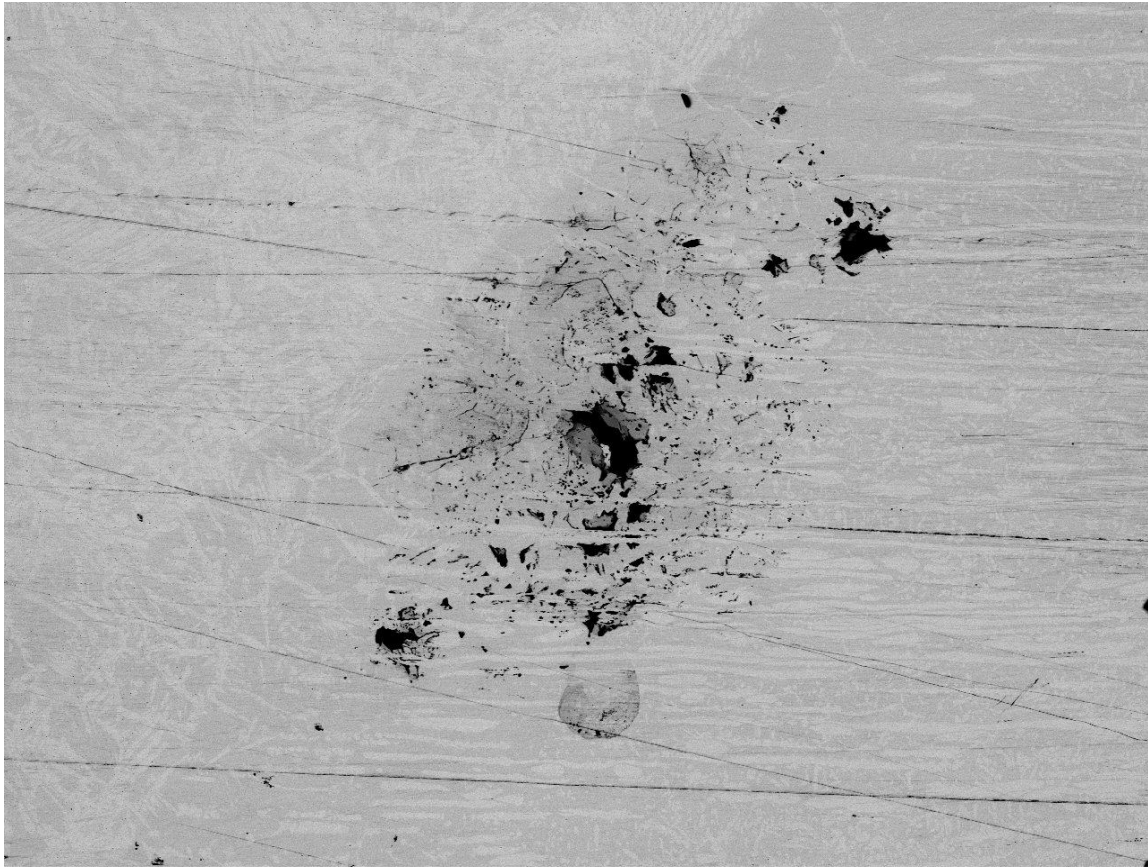
Aporte kJ/mm	Taxa de corrosão mdd
0,6	2,1
1,8	1,83
3,0	1,49

Tabela 13 taxa de corrosão mg/dm²xdias

Fonte: próprio autor

Imagens do MEV amostra A2 (0,6 kj/mm)

Figura 32 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 0,6 kj/mm



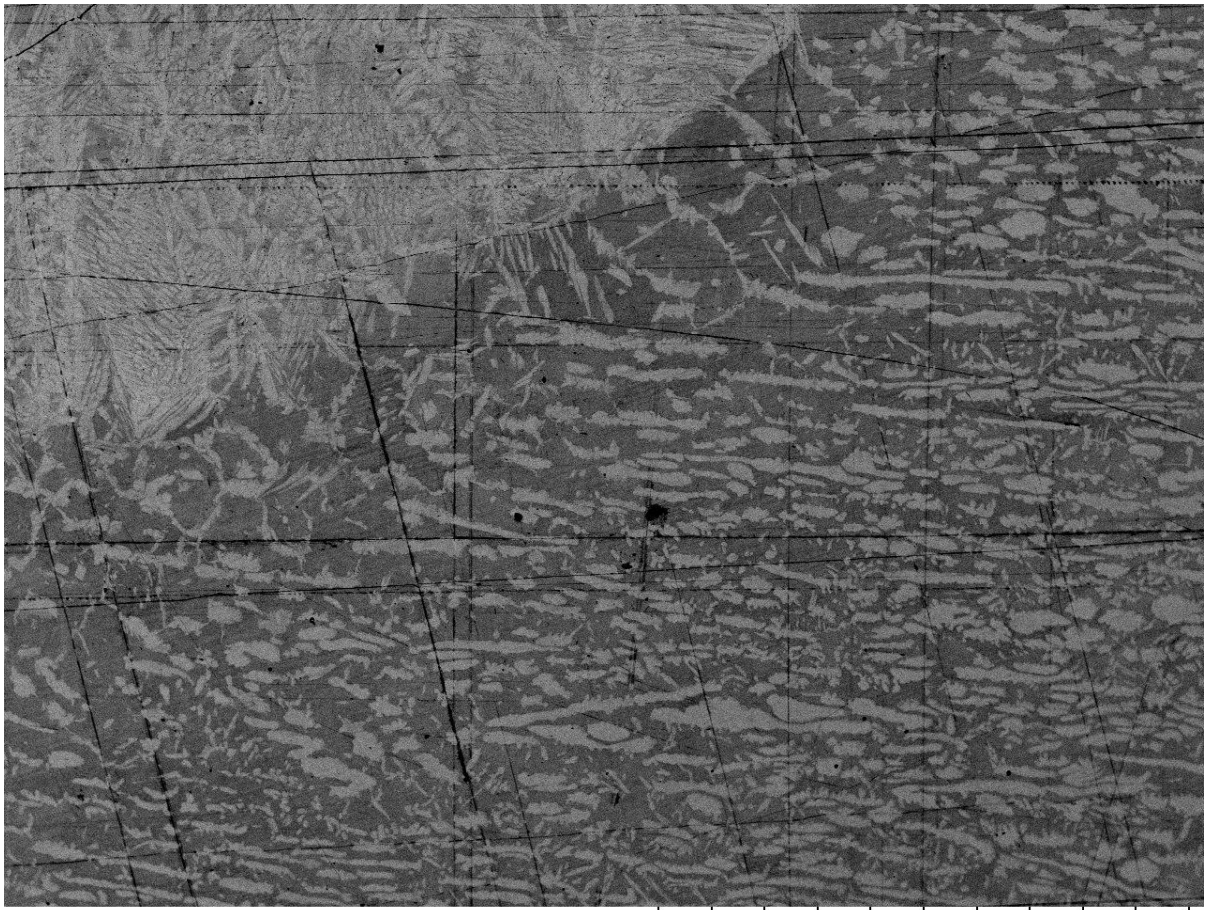
APORT 0,5

F D8.1 x100 1 mm

Fonte: próprio autor

Imagens MEV amostra A3 (1,8 kJ/mm)

Figura 33 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 1,8 kJ/mm



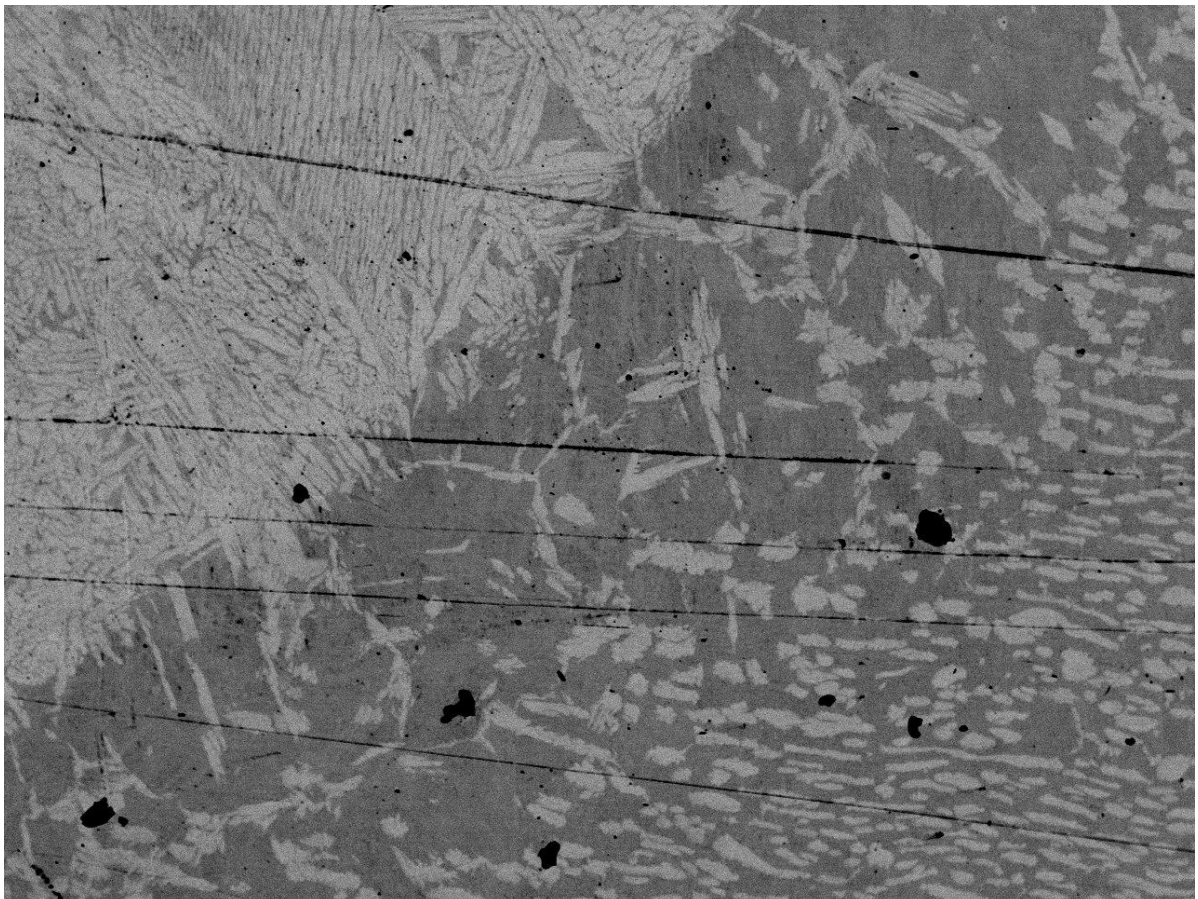
DUPLEX 1,5

F D4.5 x150 500 um

Fonte: próprio autor

Imagens MEV amostra A5 (3,0 KJ/mm)

Figura 34 Ocorrência de pitting na ZTA – energia de soldagem 3,0 kJ/mm



DUPLEX 3,0

F D5.8 x150 500 um

Fonte: próprio autor

13 Análise MEV austenita secundária

Foram analisadas a ZTA das amostras A2, A3 e A5 , onde através do MEV verificou se o percentual em peso de Cr e Ni, buscando evidenciar a formação de austenita secundária. As três amostras apresentaram regiões, na qual ocorreu enriquecimento de Ni e um empobrecimento de Cr, os valores encontrados são apresentados nas figuras 34 a 36 e nas respectivas tabelas referentes a cada figura.

13.1 Amostra A2 0,6 kJ/mm

Figura 34 – Formação de austenita secundária na região entre o 4º e 5º passe



Fonte: próprio autor.

Tabela 14 – Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A2

Element	Metal base %	Weight %	Weight % σ	Atomic %
Chromium	22,62	22.544	0.488	23.869
Iron	74,80	72.812	0.647	71.776
Nickel	3,58	4.644	0.571	4.355

13.2 Amostra A3 1,8 kj/mm

Figura 35 Formação de austenita secundária na região entre o 2º e 3º passe.



Fonte : próprio autor

Tabela 15 Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A3

Element	Metal base %	Weight %	Weight % σ	Atomic %
Chromium	24,070	22.962	0.551	24.305
Iron	72,025	72.283	0.718	71.236
Nickel	3,904	4.756	0.623	4.458

Fonte: próprio autor

13.3 Amostra A5 3,0 kj/mm

Figura 36 Formação de austenita secundária na região entre o 2º e 3º passe.

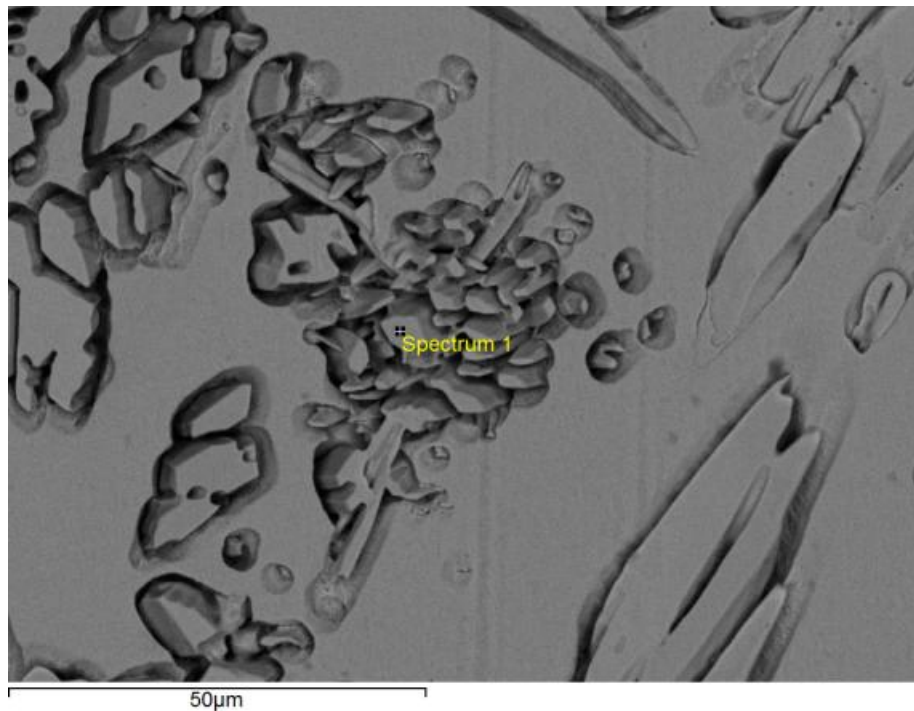


Tabela 16 Percentual em peso de Cr e Ni na região de austenita secundária da amostra A5.

Element	Metal base %	Weight %	Weight % σ	Atomic %
Chromium	22,62	22.570	0.469	23.889
Iron	73,317	73.053	0.616	72.302
Nickel	4,063	4.377	0.537	3.809

Foram analisadas as ZACs das amostras A2, A3 e A5, onde foram medidos os teores (% em massa) de Cr e Ni, buscando evidenciar a formação de austenita secundária. A Figura 7 apresenta os valores encontrados para austenita secundária na amostra A5 (aporte térmico 3,0kJ/mm). Valores equivalentes foram também encontrados nas amostras A2 e A3. Além da diferença morfológica, é também possível distinguir a austenita primária e secundária particularmente pela diferença nos teores de níquel.

14 CONCLUSÃO

A partir dos estudos realizados, os resultados podem ser sumarizados da seguinte forma:

- 1- A utilização do processo GMAW-P é adequado para realizar a soldagem do AILD UNS S32304.
- 2- Os resultados obtidos mostraram microestruturas na zona afetada pelo calor compostas de ferrita e austenita, com formação ocasional de austenita secundária com alteração do aspecto da austenita com a evolução dos passes de soldagem. Apesar do balanço inicial entre as fases ferrita e austenita ter sido afetado, as frações dessas fases se apresentaram dentro da faixa aceitável para aplicação.
- 3- A utilização do processo GMAW-P utilizando consumível AWS ER 2209®, gás de proteção composto por uma mistura de 95% Ar + 3% CO₂ + 2% N₂, aportes térmicos de 0,6; 1,8 e 3,0 kJ/mm, se mostrou adequada para soldagem do AILD UNS S32304.
- 4- Os resultados obtidos do ensaio de corrosão demonstram que as soldas realizadas com três diferentes aportes térmicos (0,6; 1,8 e 3,0 kJ/mm) apresentam taxa de corrosão em mm por ano dentro dos critérios de aceitação das normas ASTM G48-11, ASTM G1-03 e ASTM A923-14.
- 5- A utilização de aporte 3,0 kJ/mm se apresenta como opção de maior produtividade para soldagens em campo.
- 6- A utilização do gás de proteção utilizado 95% Ar + 3% CO₂ + 2% N₂, proporcionou melhor estabilidade do arco, bom acabamento dos cordões e estabilização da austenita, bem como a melhora na resistência à corrosão.
- 7- A formação de austenita secundária era esperada em função dos diversos ciclos de aquecimento e resfriamento, porém não comprometeu os resultados.

15 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) CHARLES, J. e R. A Faria, *Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás: uma revisão incluindo a nova oferta da ARCELORMITAL*.
- 2) GIRALDO C. P. S. *Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa na soldagem multipasse de aços inoxidáveis*.
- 3) ROLDÃO, A.M.B. -*Dissertação Mestrado- Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável duplex UNS S31803 em chapa grossa, soldado pelos processos GMAW*, Departamento ENGENHARIA Mecânica UFMG, Belo Horizonte, Brasil 2010.
- 4) LONDOÑO, A.J. R – *Precipitação de fases intermetálicas e Austenita secundária na ZAC de Soldagens Multipasses de Aços Inoxidáveis Duplex* – Tese de Doutorado – São Paulo, 2001.
- 5) SENATORE, M. Finzetto, L. E Perea, E. - *Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316* – Engenheiros metalurgistas Sandvik Materials technology.
- 6) WALDÉN,B. E Nicholls,J.M. *The Sandvik duplex family of stainless steel*.Summary of data. Publicação S51-53 da AB Sandvik Steel, Suécia.
- 7) SILVA, P.N. – *Aços Inoxidáveis*- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Centro de Ciência e tecnologia- Campos dos Goytacazes- Rio de Janeiro-2010.
- 8) SOLOMON,H.D.; DEVINE,T.M. *Atale of two fases*. Conference Duplex Stainless Steel's 82- Proceedings, ST Louis, Estados Unidos,1982.
- 9) NILSSON,J.O. *Physical metallurgy of duplex stainless steels*, In: Proceedings Duplex Stainless Steel 97, 5th World Conference , Maastricht, Holanda- Outubro 1997.

- 10) NUNES, E.B.;Batista,H.J; et al – *Influência da Energia de Soldagem na Microestrutura e na Microdureza de Revestimentos de Aço Inoxidável Duplex* – Artigo CONSOLDA 2011.
- 11) BONAVINA,L.F.; Martins M.- *Efeito da temperatura na microestrutura do aço ASTM A890 gr6A*. 58° Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro,RJ,Julho de 2003.
- 12) MODENESI, P.J.; *SOLDABILIDADE DE ALGUMAS LIGAS METÁLICAS*. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFMG- Belo Horizonte – Janeiro 2011.
- 13) CUNHA, J.A.R.; BRANDI,S.D. *Aços inoxidáveis duplex: considerações sobre sua soldagem e processos empregados*. Núcleo Inox, ano IV, nº 7 1996.
- 14) FEDELE, R.A> *Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido*. XXV CONSOLDA Congresso Nacional de Soldagem. Artigo publicado na revista soldagem e inspeção – Ano 6 nº1 – Belo Horizonte 1999.
- 15) PALANI, P.K.; MURUGAN,N. – *Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding*- artigo Journal of materials Technology –Maio 2004.
- 16) Gunn,R.N. (1997) *Duplex Stainless Steels - Microstructures, Properties and Applications*. Woodlhead Publishing. p.204.
- 17) GLICKSTEIN,S.S. et al. *Heat flow in welding*. In: American Welding Society. The Welding Handbook. V.1, 8ª Ed., USA 1987. Cap.3.
- 18) LIMA,D.B.P., *Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750- Dissertação de mestrado* – Universidade Federal do Paraná- Curitiba 2006.
- 19) NILSSON, J.O. *Super duplex satainless steels*. Materials science and Technology, V8, n8, pp 685-700, (1992).
- 20) WALKER, R. A.; GOOCH, T. G. *Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels*. British corrosion journal n. 1 v. 26 1991 .

- 21) NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.-O. *Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex*. L'acciaio inossidabile v. 1 1994
- 22) NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.-O. *Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal*. Materials Science and Technology mar. 1995 v. 11
- 23) LIMA, LUCIANA IGLÉSIAS LOURENÇO. *Metodologia para avaliação da corrosão da zona termicamente afetada de aço inoxidável ferrítico aisi 439 soldado*. Dissertação de Mestrado em Eng. Mecânica - UFMG (2007).
- 24) GENTIL, V. *Corrosão*. Rio de Janeiro: LTC, 2010.
- 25) BORBA, RICARDO MEIRA DE; MAGNABOSCO, RODRIGO. *Alterações microestruturais entre 550°C e 650°C para o aço UNS S31803 (SAF 2205)*. Artigo Publicado nos Anais do IX Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável (2008).
- 26) WASSERMAN, F.G.; MOREIRA, D.C.; TAVARES, S.S.M.; PARDAL, J.M.; FARIA, R.A.; NUNES, C.S. *Effects of low temperatures aging on the mechanical properties and corrosion resistance of duplex and lean duplex stainless steels UNS S32205 and UNS S322304*- Artigo publicado nos anais do X Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável (2010).
- 27) ZHANG, Z.; HAN, D.; JIANG, Y.; SHI, C.; LI, J. *Microstructural evolution and pitting resistance of annealed lean duplex stainless steel UNS S32304*-nucengedes-2011
- 28) GIRÃO, IZABELA FERREIRA. *Caracterização da resistência a corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem*. Dissertação de Mestrado em Eng. Mecânica - FEI (2008).
- 29) TAN, H.; WANG, Z.; JIANG, Y.; HAN, D.; HONG, J.; CHEN, L.; JIANG, L.; LI, J.. *Annealing temperature effect on the pitting corrosion resistance of plasma arc welded joints of duplex stainless steel UNS S32304 in 1.0 M NaCl*. Corrosion Science 2011.

30) MODENESI, P.J.- Introdução à física do arco elétrico- Belo Horizonte 2012