

Renato Rodrigues de Aguiar

Avaliação da Soldagem de Passe de Raiz em Aços
Inoxidáveis Duplex UNS S31803 Soldados Pelos
Processos GTAW com Adição de Arame Frio, Arame
Quente e GMAW com Transferência Controlada

São Paulo

Março/2014

Renato Rodrigues de Aguiar

(Engenheiro Eletrônico, FSA, Dezembro de 2007)

**Avaliação da Soldagem de Passe de Raiz em Aços
Inoxidáveis Duplex UNS S31803 Soldados Pelos
Processos GTAW com Adição de Arame Frio, Arame
Quente e GMAW com Transferência Controlada**

Monografia apresentada ao Programa de Educação
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para conclusão de
curso de Especialização.

Área de Concentração: Engenharia da Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Março/2014

*"Knowledge has to be improved, challenged, and increased
constantly, or it vanishes"* Peter Drucker

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais, Ademir e Helia, aos meus irmãos, Bruno e Aline, e minha noiva, Maria Carolina, pelo suporte e compreensão da minha ausência em muitas ocasiões, sempre me apoiando em todos os momentos vividos na minha vida e em especial nestes últimos dois anos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientado, Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi, pela sua orientação, paciência, dedicação e todo o conhecimento compartilhado durante todo o curso de especialização e na execução deste trabalho. Agradeço também ao Prof. Ms. André de Albuquerque Vicente pelo vários conselhos e conversas tão esclarecedoras.

Agradeço a ESAB Indústria e Comércio e ao Sr Jose Roberto Domingues pela oportunidade de cursar esta especialização e me auxiliar na execução da soldagem, usinagem e ensaios mecânicos requeridos neste projeto, assim como os consumíveis de soldagem utilizados.

Agradeço também a Aperam e ao Sr Reginaldo por cederam as amostras do aço utilizadas; ao Sr Carlos Eduardo, por ceder a fonte de energia aplicada para o aquecimento do arame.

Agradeço a Prof. Dr. Idalina Vieira Aoki por me suportar nos ensaios de corrosão e por disponibilizar seus equipamentos para realização dos ensaios e avaliações.

Agradeço ao time técnico da ESAB, Agnaldo Medeiros, Francisco Silva, Ítalo Santos, Wanderlei Heroino, Paulo Lúpicio, Carlos Neri, Henrique Retto e Joilson Batista na preparação das chapas teste; ao Ronaldo Cardoso, Leopoldo Torres e Marcus Pereira pelo suporte na execução da usinagem e ensaios

mecânicos e em especial ao Roberto Luis de Souza, pelo suporte na execução das soldagens e preparação dos chapas. Muito obrigado a todos vocês.

Agradeço finalmente a todos aqueles que, de certa forma, ajudaram para que este trabalho fosse concluído.

CURRICULUM VITAE

Renato Rodrigues de Aguiar

Brasileiro, 29 anos, solteiro

Formação

- Graduação em Engenharia Eletrônica, FSA, Santo André – SP, Dezembro de 2007
 - Pós-Graduação em Gerenciamento, CTL, Londres- UK, Junho de 2009
 - MBA in Marketing Internacional, University of Wales Trinity Saint David, Londres – UK, Dezembro de 2010
 - Engenharia de Soldagem, PECE – Escola Politécnica Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, Dezembro 2013.

Histórico Profissional

- ESAB Indústria e Comércio Fev/2011 – Atual
 - Consulto Técnico – Segmento Naval & Offshore
 - Osney Media Jun/2010 – Jan/2011
 - Vendedor – Segmento Investimentos, Retenção de Imposto na Fonte
 - Volkswagen Jan/2008 – Jul/2008
 - Especialista – Tooling
 - ESAB Indústria e Comércio Jun/2004 – Dez/2007
 - Especialista em Automação

RESUMO

A utilização de aços duplex na indústria de Óleo e Gás brasileira vem crescendo muito nos últimos anos e a perspectiva de utilização destes para as próximas décadas é cada vez maior. Porém, a execução da soldagem de passe de raiz ainda é feita através de processos de soldagem convencionais como GTAW manual ou GTAW Orbital, que possuem adição arame frio.

Neste ambiente, o aço inoxidável duplex UNS S31803 é comumente utilizado por apresentarem excelente resistência à corrosão, similar aos aços inoxidáveis superausteníticos, porém com aproximadamente o dobro da resistência mecânica.

Desta forma, com o desenvolvimento de novos processos para passe de raiz, com maior grau de confiabilidade e reconhecidos em aplicações de soldagem em aços carbono, este estudo analisa e compara dois processos de soldagem de maior produtividade, o GTAW com alimentação de arame quente e o GMAW com transferência controlada, com o GTAW com alimentação de arame frio.

Porém, por se tratar de uma soldagem com características e cuidados maiores que a soldagem de outros aços inoxidáveis, o passe de raiz se torna muito crítico na maioria das aplicações. Isso deve a necessidade de controlar o aporte de energia, principalmente em espessuras consideradas grossas, pois caso haja um aporte de energia muito baixo, pode gerar problemas de falta de

fusão e penetração. Neste caso, como o fluxo de calor é alto, pode haver um resfriamento muito rápido, tendo pouco tempo para formação de austenita, desbalanceando o cordão e a zona afetada pelo calor, assim, perdendo as propriedades mecânicas e químicas.

Desta forma, o estudo realizado neste trabalho, avalia e compara a soldagem de passe de raiz com os três processos de soldagem descritos acima, empregados em chapas de aços inoxidáveis UNS S31803 de 16,5mm de espessura. Assim, utilizando dados de taxa de resfriamento ideal para estes aços, foram calculados a energia de soldagem mais adequada para evitar a formação de fases intermetálicas deletérias e garantir o balanceamento de fases ideal tanto no cordão quanto na zona afetada pelo calor.

ABSTRACT

During the pasted years in Brazil, the oil and gas industry has been growing fast and great perspectives for the coming decades as well. However, root pass welding is still one of the big issues when coming to the productivity side, once, most of the welding procedures are based on conventional GTAW or orbital technology feeding with cold wire.

Inside this environment, the duplex stainless steel UNS S31803 represents the broadly usage due to its excellent mechanical and corrosion resistance properties, which corrosion resistance is very similar to a superaustenitic steel, but almost the double of the mechanical resistance.

In additional, the development of new welding equipment and process for root pass has created a more efficiency and trustful processes for carbon steel application, which this paper uses to compare and analyse both processes, GTAW Hot Wire and GMAW with controlled short-circuit metal transfer, with a conventional GTAW Cold Wire on duplex steel application.

However, the duplex steel welding procedures need more care about than a traditional stainless steel. The root pass becomes the most critical part, due to the need to control the heat input, specially with low heat input that can create defects such as lack of side fusion and penetration, mainly for thick plates once the heat flow is higher, consequently achieves a faster cooling rate, giving a

very small window to start austenitic formation, creating a non-balanced phased in both the weld bead and the heat affected zone, losing mechanic resistance and mainly lower corrosion resistance.

Thus, this study evaluates and compares the root pass welding process described earlier, in a 16,3mm thick plates of duplex steel UNS S31803, and based on ideal cooling rates for this material, using Rosenthal's equation, the most suitable welding energy was calculated to avoid intermetallic phases and ensuring the right phase balance in both weld bead and heat affected zone.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Alteração da Estrutura Cristalina CCC para CFC ao adicionar Ni [9]	8
Figura 3.2 – Mudança da Microestrutura através da Adição de Ni [9]	10
Figura 3.3 – Comparação Entre Aços Inoxidáveis Austeníticos Versus AID [2, 14]	13
Figura 3.4 – Mecanismo de Solidificação do AID [10]	14
Figura 3.5 – As três fases do ciclo térmico de soldagem na ZACTE [24]	17
Figura 3.6 – Fases I e II, potencial para redução de austenita na ZACTB [24]	17
Figura 3.7 – Fase II, potencial para formação de fases deletérias na ZACTB [24]	18
Figura 3.8 – Diagrama Esquemático da Microestrutura de uma Junta Soldada de AID [20].....	18
Figura 3.9 – Desenho esquemático do provável posicionamento das fases deletérias nos AID [21].....	21
Figura 3.10 – Diagrama esquemático das condições para precipitação de Fase Sigma e de Nitreto de Cromo em função da taxa de resfriamento e da temperatura [31]	22
Figura 3.11 - Sistema de coordenada de movimentação com a fonte de calor [36]	25
Figura 3.12 - Isotérmicas na superfície da chapa não alteram no regime “ <i>quase estacionário</i> ” [35].....	26
Figura 3.13 - Distribuição tridimensional da temperatura na Soldagem [35] ...	26
Figura 3.14- Conceito de escoamento do calor em chapas grossas (3D) e finas (2D) [35].....	27
Figura 3.15 - Namograma para definição do tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C [28]	32
Figura 3.16 – Tipo de chanfros versus fatores de correção [38]	34
Figura 3.17 - Conceito do processo GTAW [40].....	34
Figura 3.18 - Soldagem mecanizada GTAW Orbital [42].....	36
Figura 3.19 - Soldagem automatizada com utilização de robô [43]	36
Figura 3.20 – Taxa de Deposição Versus Potência de Soldagem [44].....	37
Figura 3.21 - Desenho esquemático do processo GTAW Hot Wire [45].....	38
Figura 3.22 - Conceito do processo GMAW [42]	39
Figura 3.23 – Soldagem de Passe de Raiz GMAW com Transferência Controlada [50]	41
Figura 3.24 – Comparativo entre processos de soldagem em soldagem de passe de raiz [48]	41
Figura 3.25 – Auto-ajuste da corrente e tensão durante a soldagem pela fonte de soldagem	42
Figura 3.26 – Soldagem de passe de raiz em tubulações [42]	42
Figura 4.1 – Equipamento industrial utilizado na soldagem	46
Figura 4.2 – Ajuste do ângulo da junta	47
Figura 4.3 – Configuração do chanfro com 90° de abertura da junta	48
Figura 4.4 – Ajuste da abertura da junta	48

Figura 4.5 – Penetração do passe de raiz	49
Figura 4.6 – Soldagem com cobre-junta cerâmico	50
Figura 4.7 – Defeitos gerados na raiz.....	51
Figura 4.8 – Soldagem de passe de raiz com tocha ajustada para 70°	51
Figura 4.9 – Configuração do posicionamento da tocha GTAW	52
Figura 4.10 – Dispositivo para purga do gás de proteção da raiz	52
Figura 4.11 – Configuração do posicionamento da tocha GMAW e resultado da raiz	53
Figura 4.12 – Configuração do chanfro das chapas testes AID	58
Figura 4.13 – Posicionamento dos termopares na chapa AID	60
Figura 4.14 - Passe de Raiz no processo GMAW de transferência controlada. .	60
Figura 4.15 – Chapa teste preparada para inicio da soldagem GTAW	61
Figura 4.16 - Raiz GTAW Hot Wire	62
Figura 4.17 - Raiz GTAW Cold Wire.....	62
Figura 4.18 - Raiz GMAW de transferência controlada	62
Figura 4.19 – Sequência de passes	63
Figura 4.20 – Enchimento	63
Figura 4.21 - Acabamento.....	63
Figura 4.22 – Sequência de passes com contra-solda	64
Figura 4.23 – Preparação e soldagem da contra-solda	64
Figura 4.24 – Local de remoção dos CPS e localização dos entalhes.	65
Figura 4.25 - Particionamento do CP para contagem de ferrita com equipamento ferritoscópio.....	67
Figura 5.1 – Regiões onde os entalhes foram usinados.....	68
Figura 5.2 – Gráfico de absorção de energia versus região do entalhe	69
Figura 5.3 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GTAW Cold Wire. Centro de Solda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).....	70
Figura 5.4 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GTAW Hot Wire. Centro de Solda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).....	70
Figura 5.5 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GMAW de transferência controlada. Centro de Solda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).	71
Figura 5.6 - CPs obtidos no ensaio de impacto no Metal Base	71
Figura 5.7 – Macrografia GTAW Cold Wire e regiões das microestruturas avaliadas	75
Figura 5.8 – Macrografia GTAW Hot Wire e regiões das microestruturas avaliadas	78
Figura 5.9 – Macrografia GMAW de Transferência Controlada e regiões das microestruturas avaliadas	80
Figura 5.10 – Imagem J: Percentual das fases por região versus processo de soldagem	81
Figura 5.11 – Locais de medição da ferrita com o ferritoscópio	82
Figura 5.12 – Divisão dos quadrantes e pontos de medição	83
Figura 5.13 – Balanceamento de fases GTAW Cold Wire	83
Figura 5.14 – Balanceamento de fases GTAW Hot Wire	85
Figura 5.15 – Balanceamento de fases GMAW de Transferência Controlada ...	86

Figura 5.16 – Ferritoscópio: Percentual de austenita por região versus processo de soldagem.....	87
Figura 5.17 – Comparação das medidas de austenita por região entre Imagem J e Ferritoscópio	87
Figura 5.18 – Ensaio de corrosão de polarização cíclica	89
Figura 5.22 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GTAW Cold Wire	97
Figura 5.23 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Cold Wire.....	99
Figura 5.24 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GTAW Cold Wire	100
Figura 5.50 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GTAW Cold Wire ..	101
Figura 5.26 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GTAW Hot Wire	102
Figura 5.27 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Hot Wire.....	104
Figura 5.28 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GTAW Hot Wire	104
Figura 5.29 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GTAW Hot Wire....	105
Figura 5.30 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GMAW.....	105
Figura 5.31 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GMAW....	107
Figura 5.32 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GMAW.....	107
Figura 5.33 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GMAW	108

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Tabela Comparacao dos Aços Inoxidáveis Austeníticos Versus AID [2,14]	12
Tabela 4.1 – Composição química do AID empregado	43
Tabela 4.2 – Propriedade mecânicas do AID empregado	43
Tabela 4.3 – Composição química do arame sólido AID empregado	44
Tabela 4.4 – Propriedade mecânicas do arame sólido AID empregado	44
Tabela 4.5 – Parâmetros de Soldagem Utilizados	54
Tabela 4.6 – Propriedades físicas do material base (AID) empregado	54
Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem dos passes de enchimento e acabamento	56
Tabela 4.8 – Posicionamento dos termopares na chapa teste.....	58
Tabela 4.9 – GTAW Cold Wire: Posicionamento dos termopares na chapa teste	59
Tabela 4.10 – GTAW Hot Wire: Posicionamento dos termopares na chapa teste	59
Tabela 4.11 - GMAW: Posicionamento dos termopares na chapa teste	59
Tabela 4.12 – Requerimentos da norma Norsok M-601 para ensaio de impacto (Charpy V).....	65
Tabela 5.1 – Absorção de energia versus região do entalhe (ensaio @ -46°C)	69
Tabela 5.2 – Dados adicionais do contagem de ferrita GTAW Cold Wire.....	84
Tabela 5.3 – Dados adicionais do contagem de ferrita GTAW Hot Wire	85
Tabela 5.4 – Dados adicionais do contagem de ferrita GMAW de Transferência Controlada.....	86
Tabela 5.5 – PRE _N Meta Base e de adição	89
Tabela 5.6 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem.....	97
Tabela 5.7 – Calculo da eficiência do processo de soldagem GTAW Cold Wire	98
Tabela 5.8 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Cold Wire.....	99
Tabela 5.9 – GTAW Cold Wire: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C	101
Tabela 5.10 - Calculo da eficiência do processo de soldagem GTAW Hot Wire	103
Tabela 5.11 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Hot Wire.....	103
Tabela 5.12 – GTAW Hot Wire: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C	105
Tabela 5.13 – Calculo da eficiência do processo de soldagem GMAW.....	106
Tabela 5.14 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GMAW	106
Tabela 5.15 – GMAW: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C ..	108
Tabela 5.16 – Eficiência e Δ_{t12-8} e versus ciclos térmicos entre 400°C.....	109
Tabela 5.17 – Δ_{t12-8} versus percentual de austenita da técnica de contagem de ferrita Imagem J	109
Tabela 5.18 – Resultados dos ensaios versus classificação de cada processo de soldagem	111
Tabela 5.19 – Classificação e pontuacao final de cada processo de soldagem	111

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

AID:	Aços Inoxidável Duplex
AWS	American Welding Society
CW	Cold Wire
DNV	Det Norske Veritas
GMAW:	Gas Metal Arc Welding
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding
HW	Hot Wire
MIG/MAG	Metal Inert Gas / Metal Active Gas
PRE:	Pitting Resistance Equivalence
SAW:	Submerged Arc Welding
TC	Transferência Controlada
TIG	Tungsten Inert Gas
UNS:	Universal Numbering System
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZACTB	Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa
ZACTE	Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Elevada

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	ii
AGRADECIMENTOS	iii
CURRICULUM VITAE	v
RESUMO.....	vi
ABSTRACT	viii
LISTA DE FIGURAS	x
LISTA DE TABELAS.....	xiii
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS.....	xiv
SUMÁRIO	xv
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Aços Inoxidáveis	5
3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos	6
3.3 Aços Inoxidáveis Austeníticos	7
3.4 Aços Inoxidáveis Duplex	9
3.5 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Duplex	13
3.6 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex	18
3.7 Processo de Soldagem GTAW	34
3.7.1 GTAW Cold Wire.....	36
3.7.2 GTAW Hot Wire	37
3.8 Processo de Soldagem GMAW	38
3.8.1 Transferência Controlada (TC)	40
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
4.1 Materiais	43
4.1.1 Consumível de Soldagem.....	43
4.1.2 Gás de Proteção	44
4.2 Processo de Soldagem	45
4.2.1 Passe de Raiz	45
4.3 Configuração do chanfro e ajuste da tocha.....	45
4.4 Parâmetros de Soldagem	53
4.4.1 Passe de Raiz	55
4.4.2 Passes de Enchimento e Acabamento	56
4.5 Soldagem Das Chapas Testes.....	58
4.6 caracterização do metal de base.....	65
4.6.1 Ensaio de impacto (Charpy V).....	65
4.6.2 Análise microestrutural.....	66
4.6.3 Contagem de ferrita por imagem J	66
4.6.4 Contagem de ferrita por ferritoscópio	67
4.6.5 Ensaio de Corrosão	67
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	68
5.1 Ensaio de Impacto.....	68
5.2 Caracterização da microestrutura.....	71
5.2.1 Microestrutura: Soldagem GTAW Cold Wire.....	73

5.2.2 Microestrutura: Soldagem GTAW Hot Wire.....	76
5.2.3 Microestrutura: Soldagem GMAW de Transferência Controlada	79
5.2.4 Contagem de ferrita por imagem.....	81
5.2.5 Contagem de ferrita com equipamento ferritoscópio	82
5.2.6 Ferritoscópio: Soldagem GTAW Cold Wire.....	83
5.2.7 Ferritoscópio: Soldagem GTAW Hot Wire	84
5.2.8 Ferritoscópio: Soldagem GMAW de Transferência Controlada	85
5.3 Ensaio de Corrosão.....	88
5.3.1 Corrosão: Soldagem GTAW Cold Wire.....	91
5.3.2 Corrosão: Soldagem GTAW Hot Wire.....	92
5.3.3 Corrosão: Soldagem GMAW de Transferência Controlada	93
5.4 Ciclo Térmico	96
5.4.1 Ciclo Térmico: GTAW Cold Wire	97
5.4.2 Ciclo Térmico: GTAW Hot Wire.....	102
5.4.3 Ciclo Térmico: GMAW de Transferência Controlada	105
5.4.4 Ciclo Térmico Versus Microestrutura	108
6 CONCLUSÕES	112
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	114
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	115

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Nos últimos anos no Brasil, com a descoberta de novos campos para exploração de petróleo e gás em regiões de águas profundas, a demanda por novas tecnologias e equipamentos capazes de perfurar e extrair esses recursos foi criado.

Devido às condições severas de um ambiente de alta pressão e extremamente corrosivo [1], a utilização de aços capaz de ter um bom comportamento nesta realidade fez dos aços inoxidáveis duplex, que possui como principais características a alta resistência mecânica e elevada resistência à corrosão, um dos principais materiais empregados na construção de equipamentos subaquáticos como *manifolds*, árvores de natal molhadas, *sub-sea umbilical riser* e *flowlines*, assim como em varias tubulações de módulos utilizados em plataformas offshore [2].

O grau de exigência solicitado nestes equipamentos é muito alto, e um dos principais pontos de extrema solicitação/requerimento é a soldagem. Especialmente por estas tubulações possuírem contato com fluidos corrosivos, o passe de raiz é um item de extrema preocupação e com alto grau de inspeção e exigência.

Durante a soldagem dos aços inoxidáveis duplex, há uma grande preocupação com o balanceamento de fases entre ferrita e austenita, e também em evitar a

formação de fases intermetálicas deletérias. Essa combinação entre as duas microestruturas, trás o melhor delas, deixando o produto com alta resistência a corrosão, como os aços austeníticos e com alta resistência mecânica, como os aços ferríticos [3].

Porém, ao comparar o duplex com os aços austeníticos e ferríticos individualmente, este possui o dobro de resistência mecânica e a mesma resistência a corrosão. Resultando em equipamentos mais leves e de menor custo, por possuir um teor menor níquel em sua composição.

O processo de soldagem utilizado, em sua grande maioria, é o GTAW. Na maioria em aplicações manuais, mas crescente a utilização de equipamentos mecanizados, como o GTAW Orbital. Ambos os processos possuem maior confiabilidade entre os fabricantes, porém a velocidade de soldagem é muita lenta, quando comparado com outros processos como GMAW e SAW.

Visando buscar uma solução em termos de produtividade e como a crescente demanda para soldagem dos aços inoxidáveis duplex para os próximos anos, este trabalho tem o objetivo estudar o comportamento de dois processos de maior velocidade de soldagem, o GTAW com adição de arame quente e o GMAW com transferência controlada, para identificar a tecnologia mais capaz de aumentar a produtividade, mantendo os padrões de qualidade exigidos pelas normas offshore.

2 OBJETIVOS

A utilização de aços duplex na indústria de Óleo e Gás brasileira vem crescendo muito nos últimos anos e a perspectiva de utilização destes para as próximas décadas é cada vez maior. Porém, a execução da soldagem de passe de raiz ainda é feita através de processos de soldagem convencionais como GTAW manual ou GTAW Orbital, que possuem adição arame frio.

Neste ambiente, o aço inoxidável duplex UNS S31803 E UNS S32205 são comumente utilizados por apresentarem excelente resistência à corrosão, similar aos aços inoxidáveis superausteníticos, porém com aproximadamente o dobro da resistência mecânica.

Desta forma, com o desenvolvimento de novos processos para passe de raiz, com maior grau de confiabilidade e reconhecidos em aplicações de soldagem em aços carbono, este estudo analisa e compara dois processos de soldagem de maior produtividade, o GTAW com alimentação de arame quente e o GMAW com transferência controlada, com o GTAW com alimentação de arame frio.

Porém, por se tratar de uma soldagem com características e cuidados maiores que a soldagem de outros aços inoxidáveis, o passe de raiz se torna muito crítico na maioria das aplicações, por haver a necessidade de controlar o aporte térmico, principalmente em espessuras consideradas grossas, se houver a aporte de energia muito baixo, pode gerar problemas de falta de fusão e

penetração, e como o fluxo de calor é alto, pode ter um resfriamento muito rápido, tendo pouco tempo para formação de austenita, desbalanceando o cordão e a zona afetada pelo calor, assim, perdendo as propriedades mecânicas e químicas.

Neste sentido, o objetivo deste trabalho visa avaliar e comparar a soldagem de passe de raiz com os três processos de soldagem descritos acima, empregados em chapas de aços inoxidáveis UNS S31803 de 16,5mm de espessura. Assim, utilizando dados de taxa de resfriamento ideal para estes aços, foram calculados a energia de soldagem mais adequada para evitar a formação de fases intermetálicas deletérias e garantir o balanceamento de fases ideal tanto no cordão quanto na zona afetada pelo calor.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

A descoberta do aço inoxidável aconteceu ao acaso, quando em 13 de agosto de 1913, o senhor Harry Brealey estudava novas ligas metálicas com maior resistência ao desgaste, focadas em aplicações para aumento da vida útil de canos de armas de fogo, e criou uma nova liga com 12,8% de cromo e 0,24% de carbono. Este senhor identificou que a nova liga era resistente ao ataque químico de ácido nítrico e então realizou estudos para avaliar a resistência à corrosão, em seguida, clamou pela criação do aço inoxidável [4].

A Associação Inglesa de aços inoxidáveis, da sigla inglesa BSSA (British Stainless Steel Association), reconhece que há algumas nações e pesquisadores da época que clamam a descoberta, mas é o senhor Brealey, que possui a maior aprovação entre sociedades e estudiosos, devido aos teores usados de cada elemento e a tratativa dada para evidenciar a não corrosão do metal [4].

Em linhas gerais, os aços inoxidáveis devem possuir o Ferro (Fe) e o Cromo (Cr) como principais elementos de liga, sendo que este último, deve estar presente com mais de 11% da composição do aço, para que se obtenha uma liga ferrosa resistente à corrosão em meios oxidantes [5].

Em teoria, o Cromo (Cr) possui menor resistência à corrosão do que o Ferro (Fe), pois o Cr é menos nobre nas séries eletroquímicas. Porém, ao ter contato com o ar atmosférico ou qualquer outro meio oxidante, este elemento tem a capacidade de reagir rapidamente com outros elementos, mais precisamente o oxigênio, gerando uma fina camada passiva (aproximadamente 100 Å) de Oxido de Cromo (Cr_2O_3) [6].

3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

O aço inoxidável menos complexo, é do tipo ferrítico, que possui basicamente Fe e Cr na composição química e uma microestrutura predominante em cúbico de corpo centrado (CCC) quando na temperatura ambiente, denominada ferrita [7].

Estes aços em geral, possuem composições químicas menos nobres, no entanto boa resistência mecânica, não são endurecidos por tratamento térmico e são ferromagnéticos. Contudo, comparado com aços inoxidáveis austeníticos, possuem menor soldabilidade, tenacidade, conformabilidade e principalmente menor resistência à corrosão,

Entretanto são aços de custo reduzido e de boa maleabilidade e ductilidade. Quando comparados com os aços austeníticos, estes possuem um coeficiente de dilatação térmica menor, porém alta condutibilidade térmica. Desta forma,

aços inoxidáveis ferríticos possuem maior resistência à fadiga térmica, geradas por variações cíclicas de temperaturas [8].

Por necessidade de aplicações específicas, existem aços inoxidáveis ferríticos que possuem em sua composição, elementos como o Molibdênio (Mo), Silício (Si), Titânio (Ti) e Nióbio (Nb) em alguns outros estabilizantes como o Tungstênio (W), Enxofre (S) e Selênio (Se).

Estes aços são largamente utilizados na indústria automobilística em sistemas de exaustão, na linha branca em chaparias de fogões e geladeiras, fabricação de moedas, balcões e talheres.

3.3 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis tipo austenítico, em sua maioria é um grupo de material também composto por Fe e Cr, entretanto, essencialmente deve possuir adição do Níquel (Ni). Pois ao introduzir o Ni na composição química do material, este muda a estrutura cristalina de CCC para CFC (Cúbico de Fase Centrada) em temperatura ambiente, como pode ser observado na figura 3.1 [7].

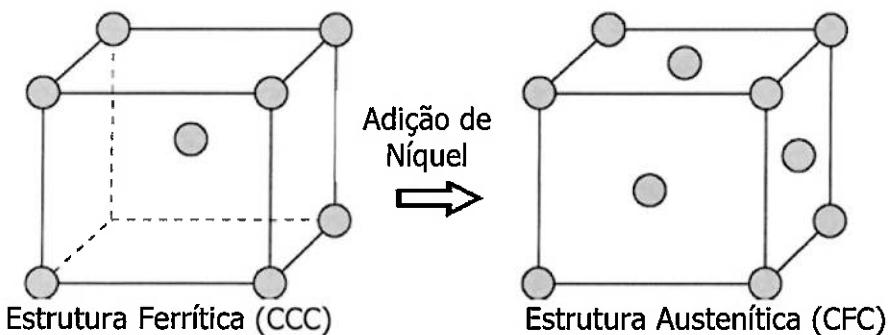


Figura 3.1 – Alteração da Estrutura Cristalina CCC para CFC ao adicionar Ni [9]

Porém, a quantidade mínima de Ni em uma estrutura ferrítica (CCC) necessária para modificar o tipo de microestrutura para uma estrutura austenítica (CFC) é de 8%, contudo os aços austeníticos possuem uma concentração maior de Ni para atender os requerimentos mecânicos e principalmente de resistência a corrosão [9].

Estes aços possuem excelente resistência à corrosão, porém não sob tensão. Por possuírem uma estrutura cristalina CFC, esta favorece a tenacidade e ductilidade do metal, e assim como os ferríticos, não são endurecidos por tratamento térmico [6].

Essas características mecânicas e de resistência à corrosão são extremamente interessantes para varias aplicações industriais, e por isso é amplamente utilizado em segmentos altamente corrosivos como o de Óleo e Gás, Petroquímico, farmacêutico, alimentício e outras.

3.4 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis Duplex (AID) por sua vez, possuem em sua microestrutura a combinação dos dois tipos de aços inoxidáveis apresentados anteriormente, sendo aproximadamente 50% ferrita e 50% austenita, por isso a utilização do termo duplex, originaria do latim, que significa duas partes.

Essa combinação só é possível basicamente por duas situações, uma é o percentual de elementos de liga na composição do aço, e a outra o controle das temperaturas geradas durante o processo de fabricação, pois cada estrutura é formada em diferentes níveis de temperatura e ajustada com auxílio das taxas de resfriamento [9, 10].

Os primeiros aços inoxidáveis que apresentavam uma estrutura composta pelas duas microestruturas foram descrito por Avesta Jernverk no final de 1930, e quando soldados utilizando processos de união por arco elétrico apresentavam baixa resistência mecânica e a corrosão na zona afetada pelo calor (ZAC), devido à alta quantidade de ferrita, aproximadamente 65% [11].

40 anos após esta descoberta, foram desenvolvidas novas análises e entendimentos mais profundos sobre esse novo aço. Logo, a utilização cresceu rapidamente, esses desenvolvimentos ajudaram a compreendrt como o calor gerado pelos processos de soldagem, afetam as regiões próximas à zona

fundida e o que deve ser feito para que as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão fossem mantidas na ZAC [11].

As propriedades mecânicas destes materiais também são muito interessantes, uma vez que a resistência à corrosão dos duplex é muito parecida com as dos inoxidáveis austeníticos, porém com resistências mecânicas muito maiores, oriundas da microestrutura ferrítica, o que também possibilita projetos com estruturas mais leves, reduzindo assim, os custos gerais [2, 5].

Quando comparados os AID com os aços austeníticos, estes possuem em sua composição menores teores de níquel, contudo uma quantidade maior de cromo. Como são necessários os elementos que ajudem na formação de austenita, normalmente, esses aços apresentam teores de Nitrogênio e Molibdênio em sua composição.

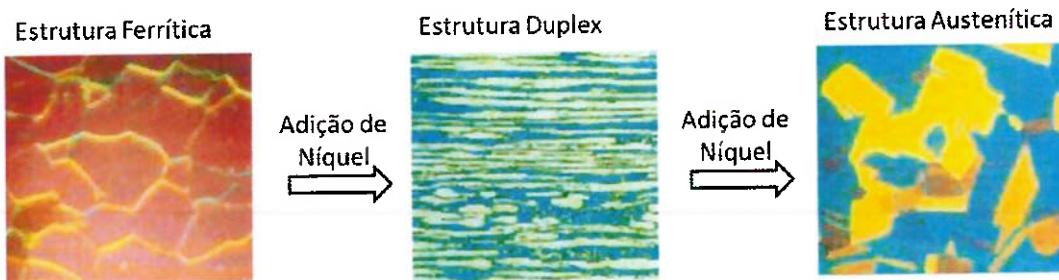


Figura 3.2 – Mudança da Microestrutura através da Adição de Ni [9]

Portanto, ao adicionar Ni em uma microestrutura ferrítica, esta estrutura passa para duplex e com mais teores de Ni, se atinge a microestrutura austenítica.

Alguns dos elementos de liga e suas quantidades são partes fundamentais para definir a resistência à corrosão por pites dos AID. Desta forma, a equação 3.1 a seguir é utilizada para calcular a resistência equivalente à corrosão por pite de cada material, que vem da sigla em inglês PRE (Pitting Resistance Equivalent) [10, 12].

$$\text{PRE}_N = \text{Cr} + 3(\text{Mo} + 0,5\text{W}) + 16\text{N} \quad (3.1)$$

Atualmente, existem quatro tipos de AID com maior utilização no mercado e são divididos de acordo com o teor de cada elemento de liga principal e consequentemente variação de resistência mecânica e à corrosão, conforme seguem abaixo.

- Lean Duplex (Ex.: UNS S32304): O termo “lean”, do inglês, traz o sentido de “enxuto”, pois quando comparado com os demais AID, este possui menores teores de Níquel e Molibdênio. Para compensar a ausência destes elementos, o Nitrogênio faz um papel extremamente importante para formação de austenita e garantir uma boa resistência à corrosão por pite nestes aços, PRE entre 25 e 26 [2, 10, 13].
- Duplex (Ex.: UNS S32205): Segunda a IMO A este possui a maior utilização mundial e possui composição química de aproximadamente 22%Cr e 5%Ni, também conhecido como 2205, representando a quantidade dos principais elementos de liga. Além destes, o Mo está presente entre 1,5 a 3,5% do peso do aço, PRE até 40 [35, 36, 40].

- SuperDuplex (Ex.: UNS S32750): Estes aços possuem resistência a corrosão por pite muito elevados, o PRE fica entre 40 e 45, portanto muito parecido com os aços inoxidáveis superausteníticos que possuem de 5 a 6% de Mo [2, 10, 13].
- HyperDuplex (Ex.: UNS S33207): Assim com os SuperDuplex, os HyperDuplex possuem resistência à corrosão muito elevados, com o PRE maior que 45 [2, 10, 13].

Conhecendo o PRE dos AID, é possível compará-los aos aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos, avaliando por exemplo, a resistência mecânica versus a resistência a corrosão, como apresentado na figura 3.3. Assim, identificar em quais aplicações um AID pode ser utilizado no lugar de um austenítico e quais os ganhos em peso, tempo e dinheiro que podem ser atingidos ao realizar a substituição.

Tabela 3.1 – Tabela Comparação dos Aços Inoxidáveis Austeníticos Versus AID [2,14]

	LE (Mpa)	PRE	Cr%	Mo%	N%
304L	210	19	19		
321	240	18	18		
316L	175	25.25	17	2.5	
317L	207	30.55	19	3.5	
904L	220	35.85	21	4.5	
6Mo	248	43	20	6	0.2
2202	400	26.299	23	0.03	0.2
2304	440	26.365	23	0.05	0.2
Duplex	450	35.89	22.5	2.7	0.28
SuperDuplex	450	42.68	25	4	0.28
HyperDuplex	450	49.95	32	3.5	0.4

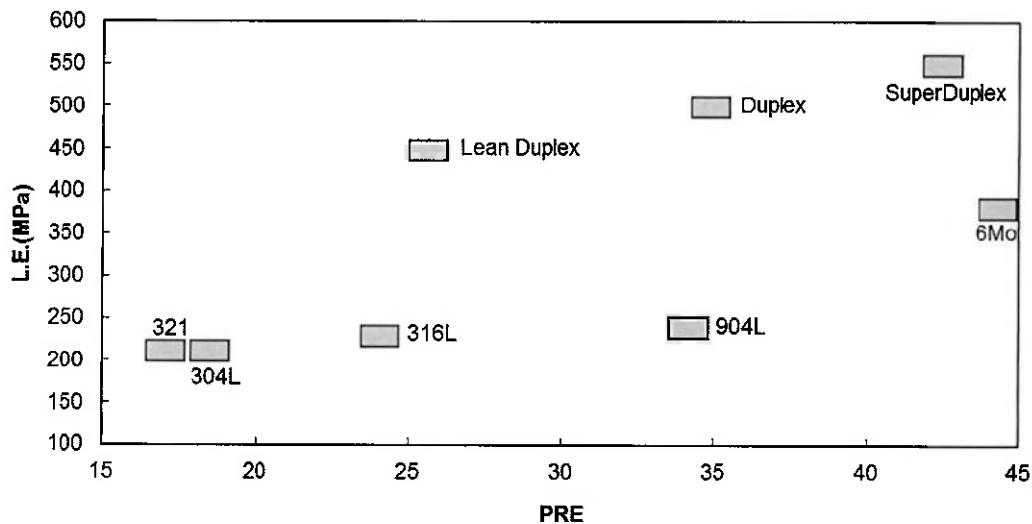


Figura 3.3 – Comparação Entre Aços Inoxidáveis Austeníticos Versus AID [2, 14]

Além de estes elementos serem os responsáveis por criar a resistência à corrosão localizada (PRE), estes e outros elementos, são muito importantes durante o processo de solidificação dos aços e a formação das microestruturas desejadas, pois os teores de todo os elementos vão influenciar no tipo de microestrutura obtida [15, 16]. Os elementos Ni, N e C são grandes formadores de austenita, também conhecidos com elementos gamagênicos (γ), Já os elementos Cr, Mo e Si são conhecidos como elementos alfabênicos (α), pois possuem maior aptidão para formação de ferrita [17].

3.5 METALURGIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Como apresentado anteriormente, a microestrutura do AID é formada por duas estruturas policristalinas distintas, a ferrita (α) e austenita (γ). Observando um

diagrama ternário Fe-Cr-Ni, como o da figura 3.4, é possível observar o progresso de formação das diferentes microestruturas conforme variação de temperatura e os teores de Ni e Cr.

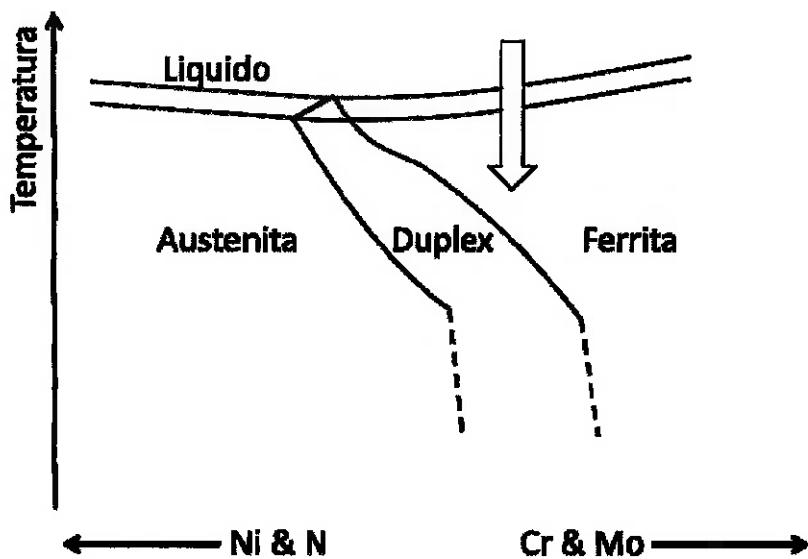


Figura 3.4 – Mecanismo de Solidificação do AID [10]

Utilizando uma quantidade maior de Cr e Mo, a primeira estrutura a se formar é a ferrita, indicada pela seta da figura 3.4, que inicia a solidificação acima dos 1400°C, e com o resfriamento do material, há uma transformação de parte da estrutura para austenita, iniciado nos contornos da ferrita. Contudo, caso o teor de Cr seja menor que 17%, e haja mais Ni e N, a solidificação acontece como austenita e se mantém até a temperatura ambiente, não formando Ferrita [10, 12].

Outro processo que auxilia muito a formação da austenita é utilização de N como parte do gás de proteção e purga. O N é um elemento austenitizante

muito forte, sendo a solubilização dado logo após o inicio da solidificação por uma velocidade muito rápida de difusão deste elemento [16, 18]. A solubilidade do N na ferrita sólida é muito baixa, aproximadamente 0,02%. Contudo, com temperaturas entre de 1400 a 800°C, o N tem um potencial 100 vezes maior de solubilização na austenita.

Assim, mesmo sem um bom controle da taxa de resfriamento, o N irá auxiliar no balanceamento das duas fases, aumentando a taxa de formação da austenita no cordão de solda, e por consequência em regiões da ZAC perto da linha de fusão [16, 18]. Porém, se houver uma percentual muito grande de N, este não terá tempo de solubilizar na austenita devido à taxa de resfriamento, e por consequência, ocorrerá à precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N ou CrN), onde a resistência à corrosão será menor [8].

Além da composição química dos AID, o ciclo térmico é muito importante para garantir a formação das estruturas desejadas de forma balanceada e evitar a formação de fases deletérias, como a fase Sigma, fase Chi e precipitados como Nitretos de Cromo (Cr_2N ou CrN) e Carbonetos de Cromo (Cr_{22}C_6), tanto na zona fundida (ZF) como na zona afetada pelo calor (ZAC), além da possibilidade de crescimento de grão na ZAC [8, 15].

O controle de formação de fases na ZF é mais simples, pois o metal de adição ou o gás de proteção podem adicionar elementos como Ni e N [19] de forma a garantir a formação de austenita, como descrito anteriormente. Por outro lado,

na ZAC não é possível adicionar elementos, portanto, o controle de temperatura e taxa de resfriamento serão os responsáveis por garantir o balanceamento das estruturas desejadas [11].

Desta forma, a ZAC pode ser divida em duas partes e estudar as três variações de temperaturas para identificar as temperaturas máximas e a taxa de resfriamento, para analisar as consequências destas na microestrutura [21, 22, 23]. Essa avaliação deve ser feita em conjunto com os dados apresentados posteriormente neste trabalho, onde é considerado a taxa de resfriamento e zona afetada pelo calor em função dos parâmetros de soldagem e espessura da chapa.

A zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE), figura 3.5, é onde a temperatura atinge o maior nível e é responsável por dissolver a austenita completamente, inclusive intermetálicos, carbonetos e nitretos, pois atinge temperaturas superiores a 1200°C. Caso a taxa de aquecimento for muito elevada, pode não ocorrer à dissolução da austenita [21, 22]. A fase III é muito importante, pois a taxa de resfriamento é que indicará se a austenita, nitretos ou intermetálicos dissolvidos durante a fase I e II, voltaram a formar ou não [21, 22, 23].

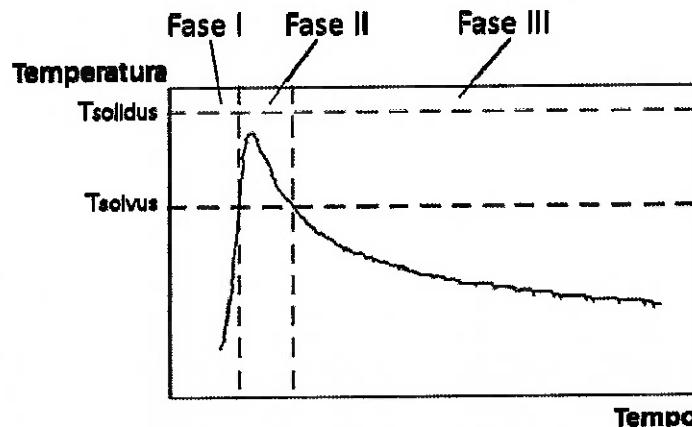


Figura 3.5 – As três fases do ciclo térmico de soldagem na ZACTE [24]

A segunda parte avaliada é a zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) e é dividida em outras duas análises, conforme figuras 3.6 e 3.7; uma próxima à ZACTE, que atinge temperaturas acima de 1050°C, com possibilidade de reduzir a quantidade de austenita dentro da ZACTB' durante a fase I [21, 22]. A fase II tanto na ZACTB' como na ZACTB'', indicará se formarão precipitados em função do tempo de permanecia nas temperaturas máximas e mínimas de precipitação das fases, pois a temperatura fica entre 700 e 900°C, ideal para formação de fases deletérias, como a fase sigma [21, 22, 25].

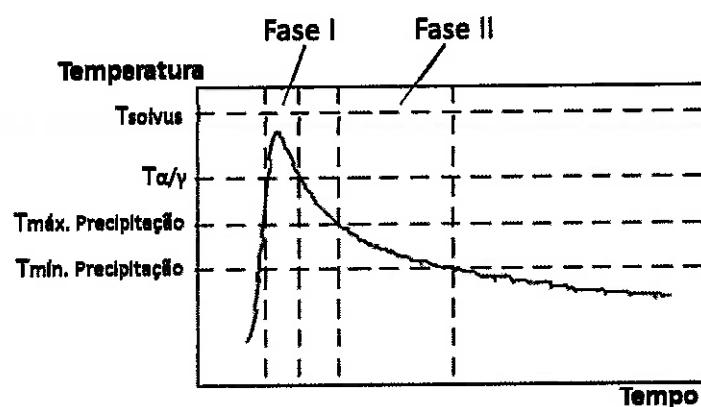


Figura 3.6 – Fases I e II, potencial para redução de austenita na ZACTB [24]

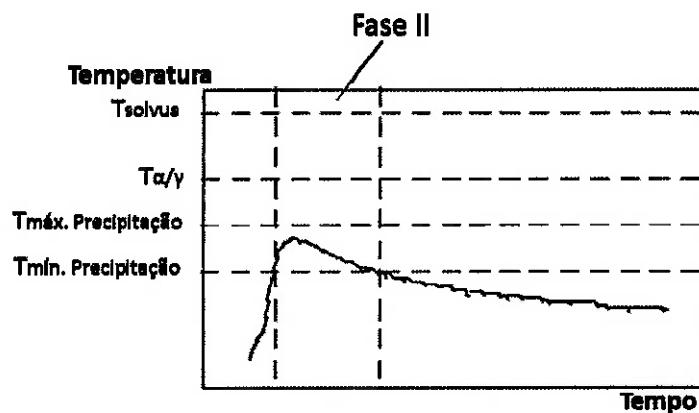


Figura 3.7 – Fase II, potencial para formação de fases deletérias na ZACTB [24]

A figura 3.8 apresenta o posicionamento da zona afetada pelo calor tanto de temperatura alta quanto a de temperatura baixa, assim como o ponto que cada região se localiza dentro do diagrama de fases, e os possíveis efeitos que podem ocorrer em toda a ZAC.

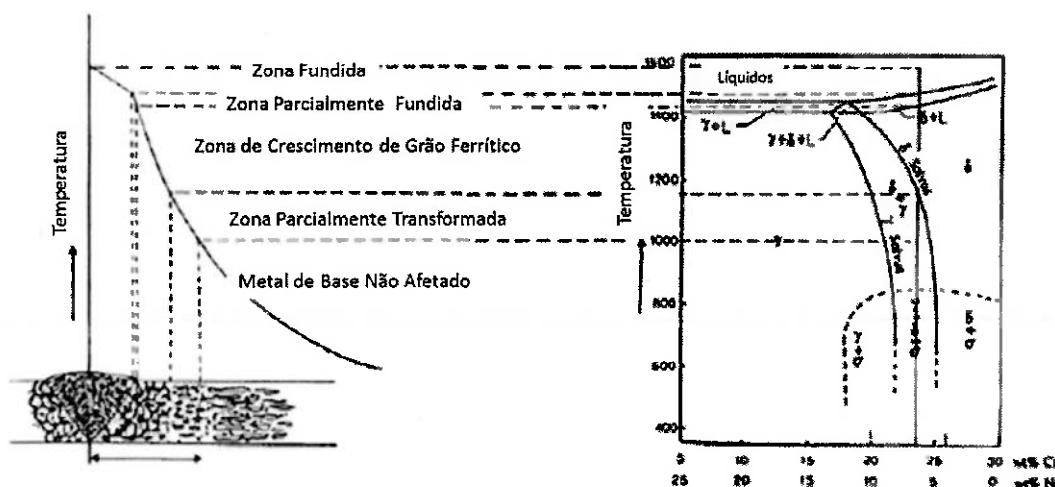


Figura 3.8 – Diagrama Esquemático da Microestrutura de uma Junta Soldada de AID [20]

3.6 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Para realizar a soldagem dos AID, alguns fatores devem ser considerados, para assim evitar formação de fases intermetálicas indesejadas. Nos últimos anos, a soldagem dos AID se tornou menos complexas e de relativa facilidade de conservação das características metalúrgicas destes, uma vez que a grande dificuldade está relacionada com a ZAC [25, 26], pois o controle da variação de temperatura, relacionado com a energia de soldagem (equação 3.2), e o escoamento do calor no material base, são os grandes responsáveis por entregarem não só uma solda de qualidade, mas um produto que em toda sua extensão tenha as mesmas características [12, 27, 28].

Energia de Soldagem

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{Vel} \quad (3.2)$$

Onde:

η – Eficiência do Processo de Soldagem

V (V) – Tensão do Arco Elétrico

I (A) – Corrente Elétrica

Vel (m/s) – Velocidade de Soldagem

Durante o processo de resfriamento do material, dependendo da temperatura de pico e do tempo de resfriamento do material, algumas fases podem ser geradas, provocando problemas relacionados com a perda de tenacidade, ductilidade e resistência à corrosão [21, 29].

Em um resfriamento rápido, pode haver a precipitação de Cr₂N e assim como problemas para formação de austenita em quantidades satisfatórias [8, 27]. Quando ocorre a precipitação de Cr₂N, incidindo principalmente nos contornos de grãos, pois há um empobrecimento de Cr aumentando a susceptibilidade à corrosão intergranular, conhecida como sensitização [8, 12, 15]. Em baixo percentual esta formação não gera nenhum efeito negativo [10], porém se estiverem próximos à superfície, haverá uma queda de resistência à corrosão por pite, devido à redução do teor de Cr utilizado para formação do filme protetor Cr₂O₃ [12, 14, 28].

Por outro lado, caso o aporte de energia seja elevado para compensar o resfriamento, podem ocorrer precipitações de fases intermetálicas, afetando diretamente a ferrita [25, 30]. Nesta condição, uma fase que é tão crítica quanto à sensitização é a austenita secundaria [22]. Esta fase inicia a formação no resfriamento entre 800 e 950°C e muitas vezes, está pode ocorrer nas partes superiores dos cordões de passe de raiz, que pelo processo de reaquecimento dos cordões subsequentes podem atingir essas temperaturas, e o calor escoar pela chapa rapidamente, gerando esta fase [22, 31].

Além destas, outras duas fases extremamente prejudiciais são a Fase Sigma e a Fase Chi, por aumentar a dureza, e reduzindo a ductilidade e a resistência à corrosão por pite [25, 32]. Estas fases ocorrem entre 600 e 1000°C, sendo que entre 700 e 900°C podem acontecer com maior velocidade [26, 33]. A

precipitação destas fases é rica em Cr, Mo e Si, consequentemente, reduz os teores destes elementos nas regiões vizinhas, causando problemas similares aos descritos acima [16, 21, 25, 26]

A figura 3.9 apresenta a possível localização de cada uma das fases apresentadas anteriormente,

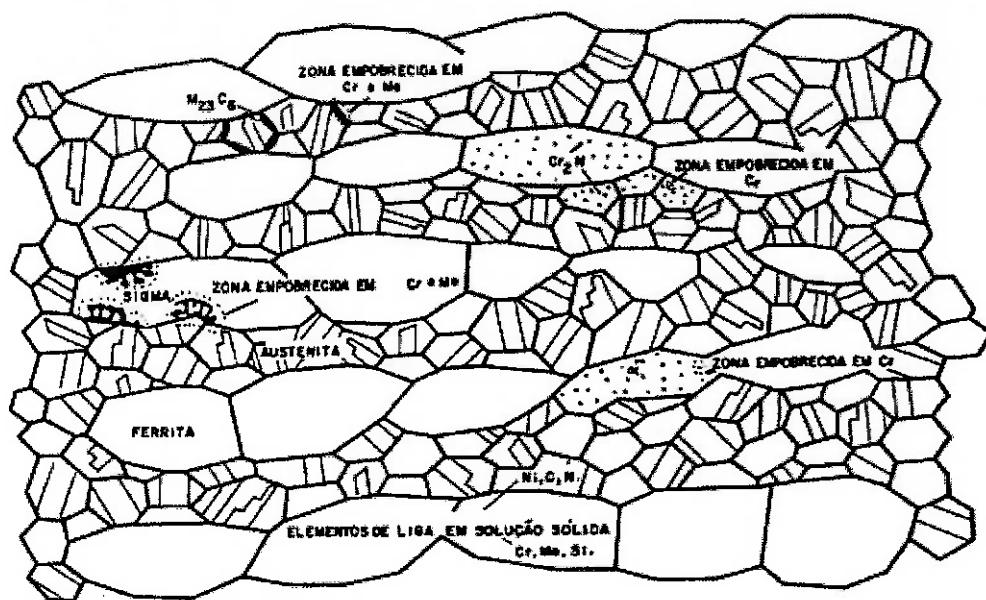


Figura 3.9 – Desenho esquemático do provável posicionamento das fases deprecadas nos AID [21]

A figura 3.9 é um gráfico esquemático que representa os efeitos de principais elementos dos AID, alinhados com a variação de temperatura e taxa de resfriamento. Como o Cr_2N_3 e a Fase Sigma são formados com a variação da temperatura, taxa de resfriamento e teores dos elementos N, Mo e Cr, o gráfico apresenta quais as tendências de precipitação de cada uma, conforme as variações dos valores dos dois eixos [31].

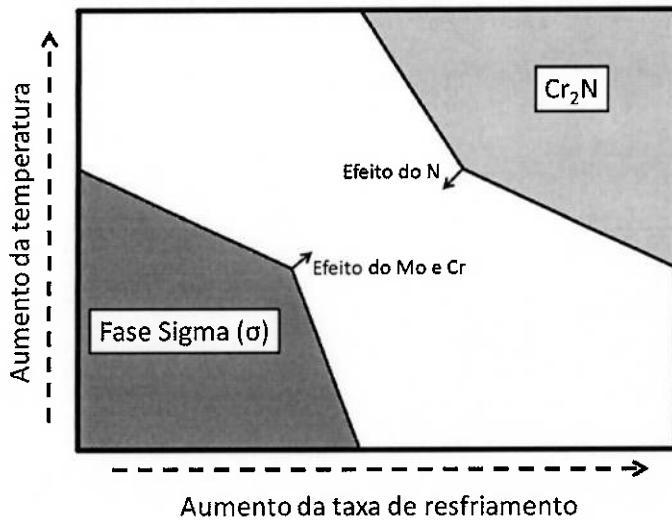


Figura 3.10 – Diagrama esquemático das condições para precipitação de Fase Sigma e de Nitreto de Cromo em função da taxa de resfriamento e da temperatura [31]

Nestas condições, muitos fabricantes de aços AID recomendam a utilização de energias de soldagem entre 0,5 e 2,5 KJ/mm para aços inoxidáveis Duplex e Lean Duplex e para aços SuperDuplex, uma energia limite de 1,5KJ/mm, de forma a evitar formação de fases deletérias, porém afetando a produtividade.

Contudo, um dos problemas encontrados durante a descoberta do AID e até hoje critico, é a garantia da formação balanceada de austenita e ferrita na ZAC. Nesta região não é possível acrescentar nenhum elemento gamagênico que possa auxiliar na formação da microestrutura austenítica. Por isso, o controle da energia de soldagem é tão importante e deve ser seguida para evitar os problemas descritos anteriormente [8, 33].

A norma N-0133L da Petrobras, não permite que soldagem de aços duplex seja realizada com energias superior a 1,5kJ/mm [13], mesmo com a recomendação do fabricante seja de até 2,5kJ/mm [2, 10]. Porém, esta deve ser analisada e definida se é necessário uma energia maior ou não, principalmente com o aumento da espessura do material base.

Para a norma offshore DNV-OS-F101 da certificadora DNV (Det Norske Veritas), a energia de soldagem deve ser controlada para evitar altas taxas de resfriamento, e sugere que para um melhor controle da energia, velocidades rápidas, associadas à alta corrente de soldagem, devem ser usadas [34]. Nesta condição, pouca oscilação, não ultrapassando três vezes o diâmetro do eletrodo e a energia máxima permitida em 1,8kJ/mm. Contudo, permite o tratamento térmico pós-soldagem para altas espessuras e controlando o aporte de calor para que seja menor que 2,4kJ/mm [34].

Dentro destes limites estabelecidos pelos fabricantes e normas, entende-se que a espessura da chapa é um fator extremamente importante e deve ser avaliado como o calor gerado pelo processo irá escoar pela chapa. Pois para chapas espessas a tendência é uma velocidade maior para o fluxo de calor escoar, aumentando a taxa de resfriamento do cordão e da ZAC, ocorrendo o oposto em chapas finas [35, 36].

Durante os anos 30 e 40, o engenheiro Daniel Rosenthal [35, 36], iniciou vários estudos em soldagem e metalurgia avaliando as características físico-químicas

de metais e como o calor gerado por uma fonte de calor flui no metal de base, e as influencias deste fluxo de calor nos tempos de solidificação e resfriamento [35, 36].

Segundo as equações desenvolvidas por Rosenthal, a transferência de calor gerada pelo processo de soldagem para chapa é regida, principalmente, pela condução do calor em função do tempo. Esta é expressa pela equação 3.2 e representada pela figura 3.11 [35, 36].

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[k(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right] = \rho C(T) \frac{\partial T}{\partial t} - Q \quad (3.3)$$

Onde:

x (m) – Coordenada da direção de soldagem

y (m) – Coordenada da direção transversal ao cordão de solda

z (m) – Coordenada da direção da superfície do cordão de solda

T (K) – Temperatura gerada pelo processo de soldagem

K (J/m. s.K) – Condutividade térmica do metal

ρ (kg/m³) – Densidade do metal

C (J/kg.K) – Calor específico do metal

Q (W/m³) – Taxa de produção de calor (reações exotérmicas)

Esta equação representa a soma entre o calor fornecida pelo processo de soldagem e o calor gerado por reações exotérmicas em igualdade ao calor

consumido pelos processos de fusão, condução, convecção e radiação. Na soldagem a arco o calor gerado por reações exotérmicas é desprezado. Estes são parâmetros que influenciam a taxa de solidificação, a taxa de resfriamento e a distribuição de calor entre a ZF e ZAC.

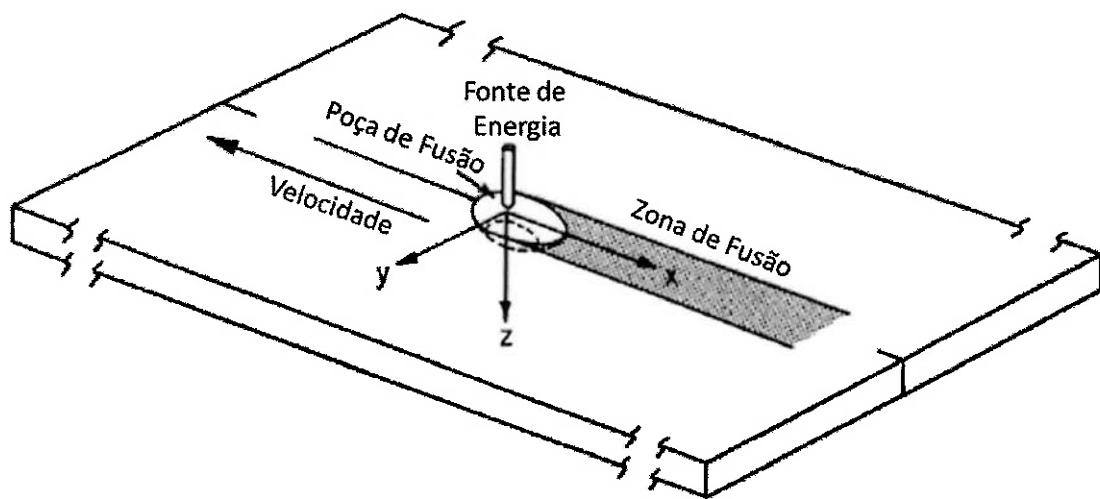


Figura 3.11 - Sistema de coordenada de movimentação com a fonte de calor [36]

As análises de Rosenthal entendem que a avaliação da transferência de calor na peça, deve ser realizada em um estado “*quase estacionário*”, ou seja, as isoterma e a geometria do cordão não mudam de formato com o tempo, para um observador que se move com a fonte de calor, considerando as propriedades térmicas como constantes e que não há perda de calor por convecção ou interface sólido-vapor, desprezando o calor da fusão e a fonte de calor sendo um ponto para o modelo 3D e uma faixa na espessura no modelo 2D, como mostra a figura 3.14 [35, 36].

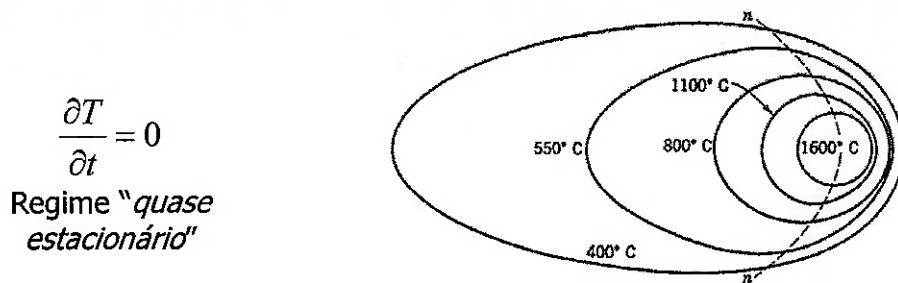


Figura 3.12 - Isotérmicas na superfície da chapa não alteram no regime "quase estacionário" [35]

Desta forma, entende-se que a distribuição de temperatura ao redor da fonte de calor, que possui uma velocidade uniforme, será constante, como mostram as figuras 3.12 e 3.13. Portanto, a avaliação do escoamento do calor na peça pode ser estudada em referência a espessura desta. Neste caso, obtendo-se efeitos de dispersão do calor em duas dimensões para chapas finas e em três dimensões para chapas grossas, apresentado na figura 3.14 [35, 36].

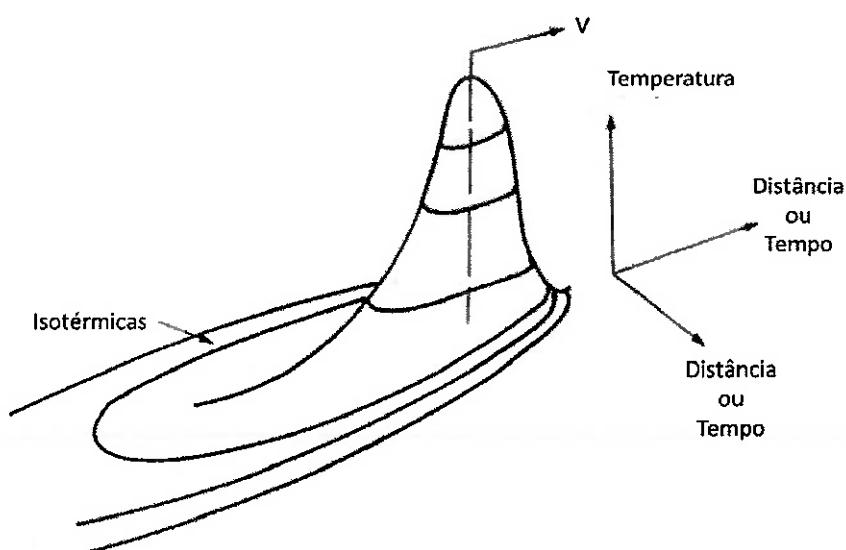


Figura 3.13 - Distribuição tridimensional da temperatura na Soldagem [35]

O conceito de duas ou três dimensões é dado de acordo com a forma com que o calor escoa na espessura da chapa, de tal modo que "chapas finas" não

possuem gradientes de temperatura ao longo da espessura e são consideradas pelas equações de Rosenthal, como 2D, pois as isotermas são perpendiculares à superfície da chapa. Para “chapas grossas”, o conceito de 3D é aplicado, pois o escoamento do calor ocorrer em forma de semicírculo, gerando gradientes não só perpendiculares à superfície, mas também ao longo de toda a espessura da chapa [35, 36].

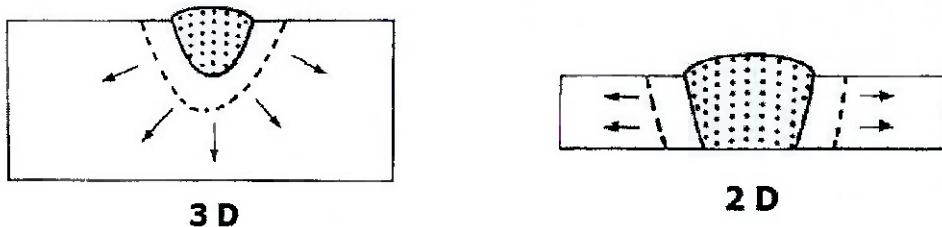


Figura 3.14- Conceito de escoamento do calor em chapas grossas (3D) e finas (2D) [35]

Esse entendimento do comportamento da chapa é extremamente importante para soldagem do AID, pois as análises do fluxo do calor gerado pelo processo de soldagem, a avaliação da extensão da zona afetada pelo calor, a taxa de resfriamento e o tempo de solidificação do metal de adição, são informações extremamente importantes que podem auxiliar um estudo prévio que identificará se formações de fases indesejadas podem ocorrer e o que deve ser modificado nas variáveis de soldagem para evitá-las.

Desta forma, Adam [37] escreveu uma série de equações descrevendo a taxa de resfriamento (equações 3.5 e 3.6), extensão da ZAC e temperatura de pico (equação 3.7), o tempo de solidificação (equação 3.8), e a relação de fatores

de soldagem para identificar o fator relativo da espessura da chapa (equação 3.4).

A equação 3.3 é utilizada para calcular a espessura relativa de chapas, que por consequência, irá identificar o comportamento de uma chapa de espessura h (m) a ser soldada em uma data situação, onde E é a energia de soldagem aportada (J/m), T_0 a temperatura de pré-aquecimento (K) e T_c a temperatura crítica (K) - onde a velocidade de resfriamento será calculada, e ρC que é o calor específico volumétrico (J/m³.K) do material analisado [36].

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C \cdot (T_c - T_0)}{E}} \quad (3.4)$$

Para:

$\tau > 0,9 \rightarrow$ "Chapa Grossa"

$\tau < 0,6 \rightarrow$ "Chapa Fina"

$0,6 < \tau < 0,9 \rightarrow$ Condição intermediária

Como a análise da taxa de resfriamento varia de acordo com a posição e condições da soldagem, a utilização das equações 3.5 e 3.6 deve ser avaliada cuidadosamente, utilizando considerações específicas como a linha de centro de solda para avaliar a taxa de resfriamento na temperatura de interesse, assim, evitando problemas no cálculo dos valores [35, 36, 37].

Estas duas equações descrevem o resfriamento da chapa em função da espessura h (m), dos parâmetros de soldagem E (J/m), eficiência energética dos processos de soldagem η , e as temperaturas de pré-aquecimento T_0 (K) e

crítica T_c (K), o calor específico volumétrico e a condutividade térmica do material K (J/m.s.K).

Chapas finas (3.5) e chapas grossas (3.6) seguem abaixo.

$$R = 2\pi k \cdot \rho C \left(\frac{h}{E} \right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad (3.5)$$

$$R = 2\pi k \frac{(T_c - T_0)^2}{E} \quad (3.6)$$

Por essas equações é possível observar que a taxa de resfriamento reduz significantemente com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, assim como, o fator relativo da espessura da chapa. Porém, para soldagem de AID não é recomendável tal prática. Contudo, um parâmetro que pode ser alterado facilmente e influencia diretamente nas equações acima, é a energia de soldagem.

Portanto, para uma mesma espessura de chapa, se houver a necessidade de aumentar ou diminuir o tempo de resfriamento ou mudar o comportamento da chapa para evitar ou gerar alguma fase, a energia de soldagem será um fator importante para tal.

Em combinação com as equações acima, a avaliação da extensão da ZAC é dada pela equação 3.7, que utiliza a temperatura máxima de pico, na condição de $Z=0$, ou seja, na superfície da peça, a uma distância "y" da linha de fusão [35, 36, 37].

Esta equação também pode ser utilizada para terminar a temperatura de pico em uma localização específica da ZAC ou o efeito do pré-aquecimento no comprimento da ZAC. Onde T_p é a temperatura de pico (K) em uma distância y (m) da linha de fusão, T_0 é a temperatura inicial (K), T_m é a temperatura de pico (K), E é a energia de soldagem (J/m), ρC é o calor específico volumétrico (J/m³.K), e o h (m) a espessura do metal de base [35, 36, 37]

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{\sqrt{2\pi e} \cdot \rho C \cdot h \cdot y}{E} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (3.7)$$

Para avaliar o tempo de solidificação do metal fundido, a utilização da equação 3.8 é aplicada. Avaliando o produto entre a energia de soldagem E (J/m) e o calor latente do material estudado L (J/m³) que é divido pelo produto entre o calor específico volumétrico (J/m³.K), condutividade térmica do material K (J/m.s.K) e o gradiente de temperatura entre as temperatura inicial T_0 (K) e de pico (T_m). Assim, podendo gerar uma análise sobre o efeito na microestrutura, no tipo de crescimento e no tamanho dos grãos que o metal fundido estará sujeito.

$$S_t = \frac{L \cdot E}{2\pi k \cdot \rho C (T_m - T_0)^2} \quad (3.8)$$

Além destas equações e do conceito do escoamento do calor aportado no material apresentados anteriormente, Noble e Gooch [28] destacam a questão do tempo de transição entre duas temperaturas críticas na formação da austenita em AID.

Este gradiente de temperatura é conhecida como Δt_{12-8} , que é a avaliação do tempo em que o material de base e o de adição necessitam para sair de 1200°C até os 800°C de forma a possuir um tempo mínimo e máximo para obter o balanceamento entre as duas fases do AID e evitar a formação de fases indesejadas [21, 28, 33]. Este balanceamento da microestrutura ocorre pela precipitação da austenita na ferrita, que é um fenômeno controlado por difusão.

O estudo feito por Noble e Gooch [28], apresenta um serie de informações referentes a forma com a qual os valores de energia de soldagem e o Δt_{12-8} afetam diretamente na quantidade de austenita gerada tanto no metal de adição como na zona afetada pelo calor.

Desta forma, visando valores superiores a 20% de austenita tanto no cordão de solda quanto na ZAC e também não permitindo a formação de fases indesejadas, o Δt_{12-8} ideal deve varia de 6 a 14 segundos, identificando uma variação de 8 segundos entre os valores de máximo e mínimo para os AID. A figura 3.15 apresenta estes tempos de resfriamento ideais versus espessura da chapa e energia de soldagem [28].

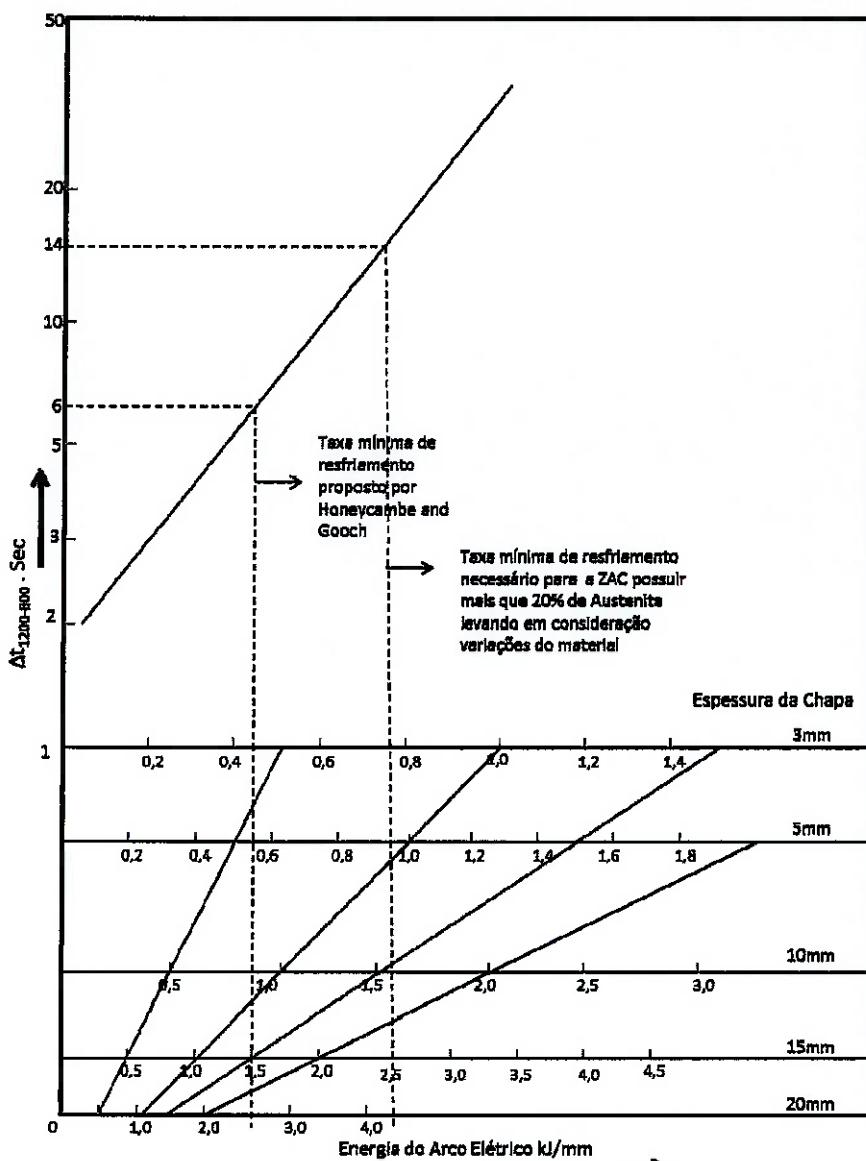


Figura 3.15 - Namograma para definição do tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C [28]

Para avaliar o Δt₁₂₋₈ teórico, Easterling [35] apresenta uma série de equações que auxiliam na avaliação do tempo de transição entre as temperaturas durante o resfriamento, estas equações podem ser aplicadas aos AID e auxiliam no entendimento sobre os parâmetros ideais para dadas situações através das equações 3.9, 3.10, 3.11 e 3.12. Onde o q/v é a energia de soldagem (J/m), ρC o calor específico volumétrico (J/m³.K), λ a condutividade térmica do metal de

base (J/m.s.K), d espessura da chapa (m) e o T_0 temperatura de Pré-aquecimento (K).

Δt_{12-8} para Chapa Grossa

$$\Delta t_{12-8} = \frac{q/v}{2\pi\lambda\Theta_1} \quad (3.9)$$

Para:

$$\frac{1}{\Theta_1} = \frac{1}{(1073 - T_0)} - \frac{1}{(1473 - T_0)} \quad (3.10)$$

Δt_{12-8} para Chapa Fina

$$\Delta t_{12-8} = \frac{(q/v)^2}{4\pi\lambda\rho C\Theta_2^2 d^2} \quad (3.11)$$

Para:

$$\frac{1}{\Theta_2^2} = \frac{1}{(1073 - T_0)^2} - \frac{1}{(1473 - T_0)^2} \quad (3.12)$$

Como complemento as equações de Easterling [35], Grong [38] apresenta que há fatores de correção (figura 3.16) que devem ser empregados quando a soldagem for realizada em juntas que possuem chanfros, para então, comparar com as equações apresentado anteriormente.

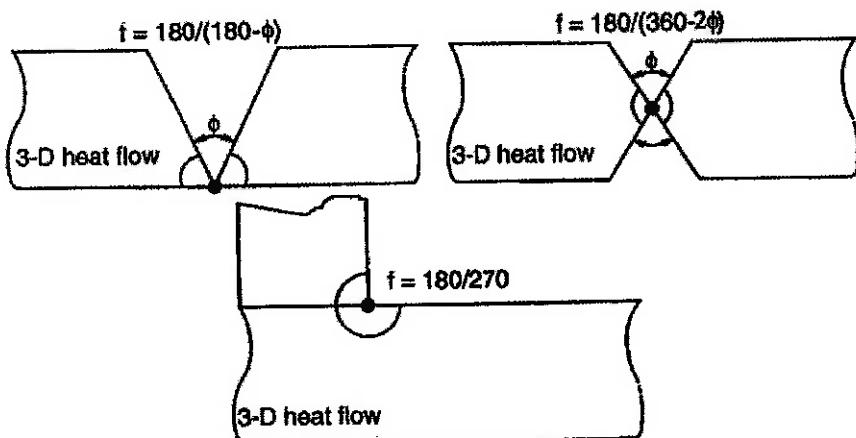


Figura 3.16 – Tipo de chanfros versus fatores de correção [38]

3.7 PROCESSO DE SOLDAGEM GTAW

O processo de soldagem GTAW (Gás Tungsten Arc Welding) ou TIG (Tungsten Inert Gas) é um processo que se baseia na utilização de uma fonte de energia para geração do arco elétrico para fusão do material. Este arco elétrico é estabelecido entre o eletrodo de tungstênio não consumível e o material base, e é necessário criar uma atmosfera inerte com gases de proteção tipo Argônio (Ar), Hélio (He) ou uma mistura dos dois [39, 40].

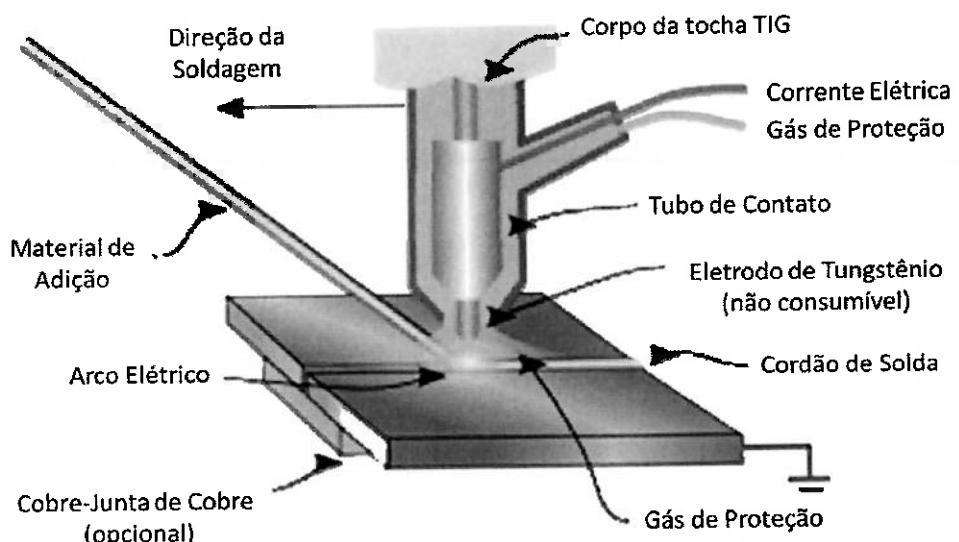


Figura 3.17 - Conceito do processo GTAW [40]

Atualmente, para algumas ligas especiais como os AID, a adição de N é realizada no gás de proteção, como gás N₂, em pequeno percentual e balanço com Ar [10], pois como visto anteriormente, o N é um elemento gamagênico e auxilia na formação de microestruturas austeníticas durante o processo de soldagem.

A atmosfera inerte é de extrema importância para o processo, pois se o Oxigênio (O) tiver contato com o material no estado líquido, este irá oxidar elementos de liga, provocando descontinuidades e defeitos no cordão de solda [40].

Este processo pode ser utilizado com ou sem metal de adição (soldagem autógena) e com alimentação manual ou automática do metal a ser utilizado para realizar a soldagem [39]

Na indústria de Óleo e Gás, a aplicação deste processo é comumente realizada em soldagem de passes de raiz de tubulação, pois é necessária a garantia de penetração e fusão lateral. Nestas aplicações, é necessário gerar uma segunda atmosfera protetora na raiz e, desta forma, um gás de purga deve ser empregado, normalmente de mesma composição química do gás utilizado no processo.

Por se tratar de um processo de altíssima qualidade, é muito utilizado em soldagem de aços inoxidáveis e ligas especiais como de titânio, níquel,

alumínio. Porém, é um processo muito lento quando comparados com processos semi-automáticos, tornando um processo de baixa produtividade e caro [39, 41]

3.7.1 GTAW Cold Wire

De forma a minimizar os custos de soldagem, tornando o processo mais produtivo, é então utilizado a alimentação automática do arame de adição. Este processo é conhecido como GTAW Cold Wire (CW) [3]. Normalmente, este processo é utilizado em sistemas mecanizados ou automáticos, como pode ser visto nas figuras 3.18 e 3.19.

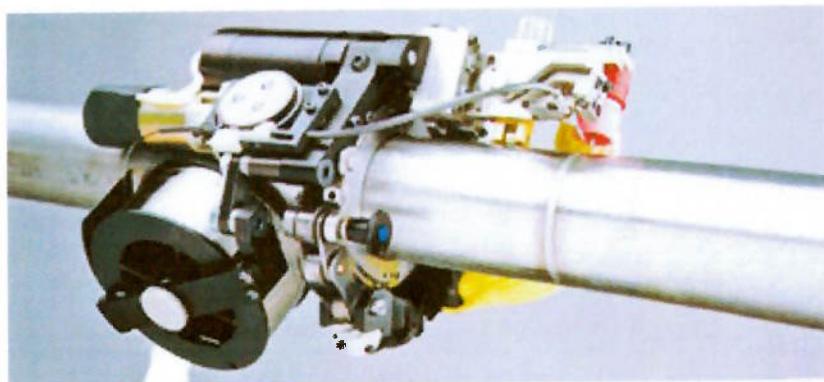


Figura 3.18 - Soldagem mecanizada GTAW Orbital [42]

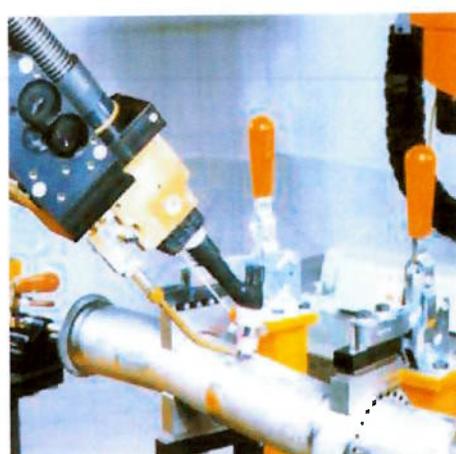


Figura 3.19 - Soldagem automatizada com utilização de robô [43]

O processo GTAW com arame frio ou Cold Wire é muito interessante para soldagem de AID, pois como GTAW é um processo de baixa velocidade, que por consequência gera aporte de energia elevado, parte da energia que estaria sendo destinada à peça é consumida para fundir o arame que está sendo alimentado. Aumentando assim, a velocidade de deslocamento e reduzindo o tempo total de soldagem, permitindo maior produtividade.

3.7.2 GTAW Hot Wire

Visando maiores taxas de produtividade, foi desenvolvido o processo GTAW com alimentação do arame quente ou GTAW Hot Wire (HW). Com esta tecnologia, a taxa de deposição é compatível com processos semi-automáticos e em alguns casos, próximos de processos mecanizados como SAW (Submerged Arc Welding) conforme pode ser observado na figura 3.20 [39, 44].

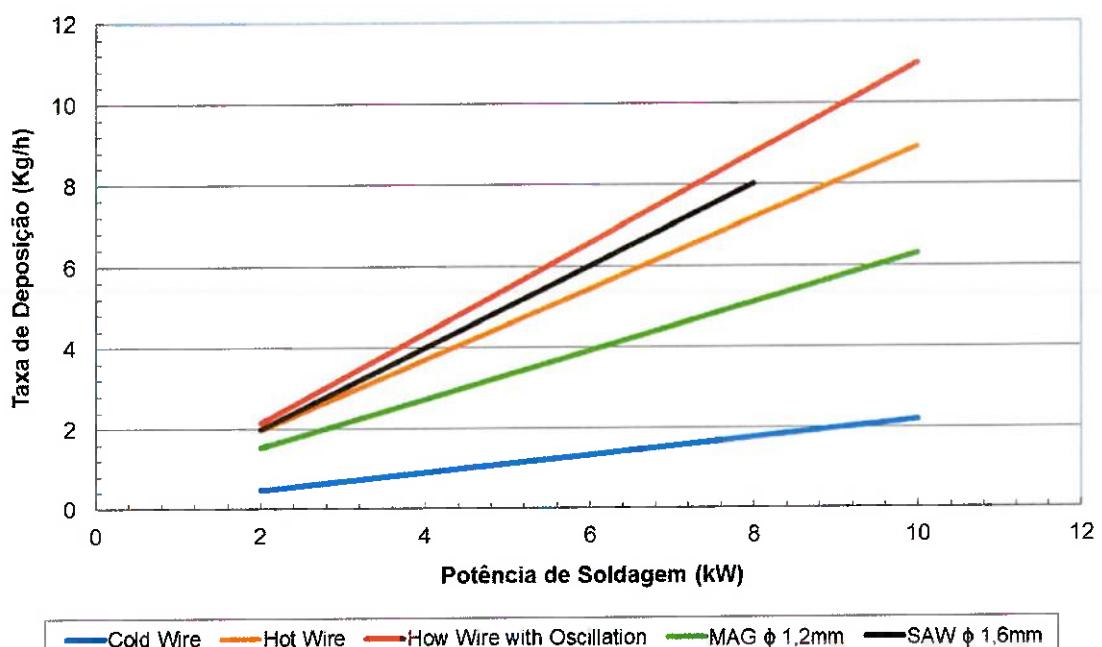


Figura 3.20 – Taxa de Deposição Versus Potência de Soldagem [44]

A figura 3.21 apresenta o conceito do processo GTAW HW, onde é necessária a utilização de duas fontes de energia, uma para gerar o arco elétrico e outra para aquecer o arame. Nesta condição o arame é levado até um tubo de contato, onde então é aquecido e introduzido diretamente no arco plasma gerado pela tocha GTAW [44, 45]. Desta forma, não é necessário utilizar grande parte da energia gerada pelo arco plasma para fundir o arame, pois este já possui uma alta temperatura e fundi facilmente ao ser direcionado na poça de fusão, dando ao processo maior taxa de deposição e maiores velocidades de deslocamento [45].

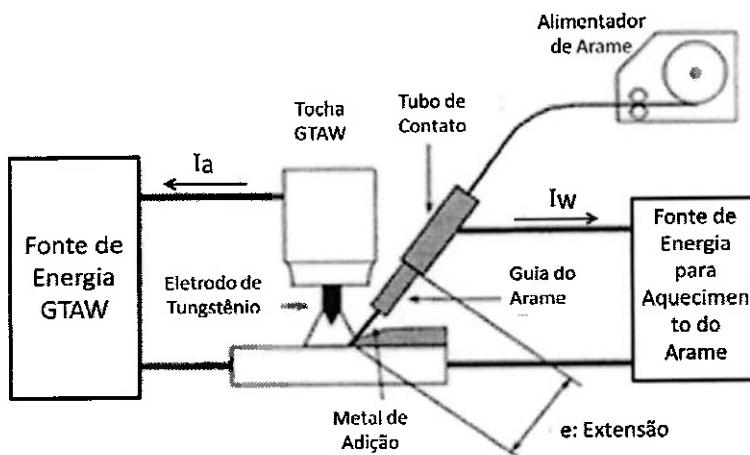


Figura 3.21 - Desenho esquemático do processo GTAW Hot Wire [45]

3.8 PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) comumente conhecido como MIG/MAG (Metal Inert Gas / Metal Active Gas) utiliza uma fonte de energia para geração do arco elétrico, assim como no processo GTAW. Porém, o arco elétrico que é estabelecido entre o eletrodo e a peça, utiliza uma

alimentação continua do eletrodo, que será fundido junto com o metal base e realizará a união das peças [39].

A atmosfera protetora pode ser formada com um fluxo de um gás inerte, como exemplo 100% Argônio, ou de um gás ativo, como exemplo 100% CO₂ ou 75%Ar+25%CO₂. O processo MAG, utiliza um gás ativo que fará parte do processo gerando algumas reações químicas e poderá incluir elementos contaminantes (N, O ou H) ou não no cordão de solda [39].

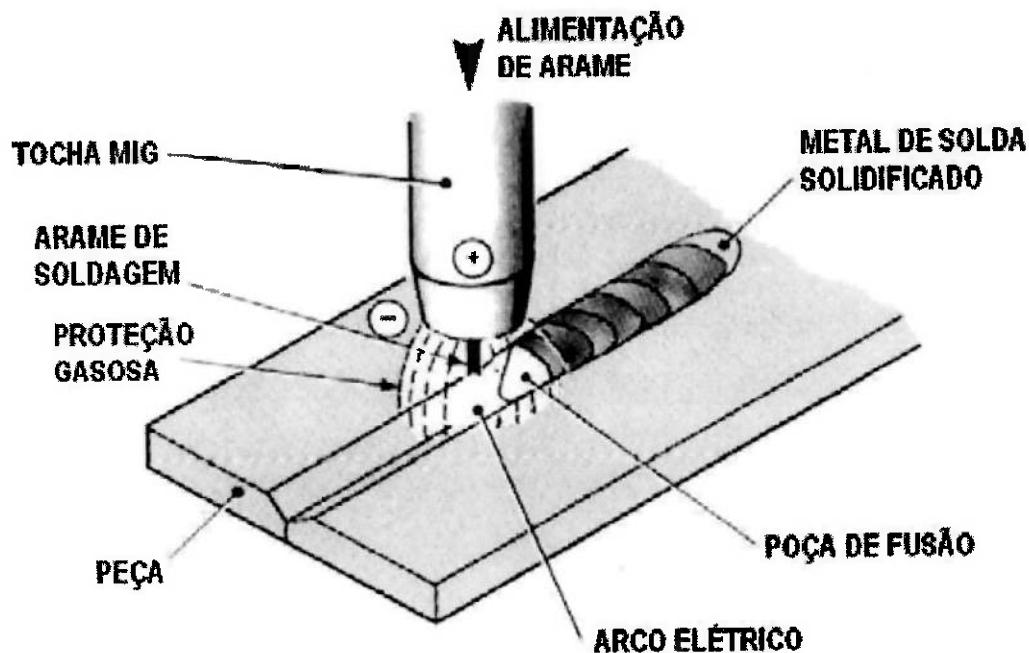


Figura 3.22 - Conceito do processo GMAW [42]

Esse é um processo que permite altas taxas de deposição, pois o arame é alimentado automaticamente, não havendo influencia do soldador, e mesmo em aplicações fora da posição plana como vertical, horizontal e sobre-cabeça, é de fácil manuseio e utilização [39, 46]. Comparado com o processo GTAW convencional, possui altíssima produtividade, porém em aplicações de passe de

raiz em tubulação, por haver a necessidade de trabalhar a transferência metálica em modo curto-circuito. O GMAW convencional não é aplicável, pois o processo fica muito sensível a qualquer oscilação do soldador, podendo causar falta de penetração e fusão lateral na tubulação, por isso o GTAW ainda é tão empregado [46, 47, 48, 49].

Nos últimos anos, vários fabricantes de equipamentos de soldagem desenvolveram tecnologias focadas em estabilizar a transferência metálica em modo curto-circuito, cada fabricante deu um nome específico ao seu produto, entretanto esta tecnologia de transferência controlada ou curto-circuito controlado se auto-ajusta as variações e oscilações da junta e soldador, que são necessárias para garantir penetração e fusão lateral em soldagem de passe de raiz em tubulações.

3.8.1 Transferência Controlada (TC)

Este processo utiliza sistemas eletrônicos para monitorar a intensidade de corrente e tensão durante o modo de transferência metálica por curto-circuito, e através de outros dispositivos eletrônicos, controla a resposta da fonte e/ou sistemas mecânicos de controle da alimentação do arame, assim, auto-ajustando o equipamento para compensar as variações ocorrentes durante a soldagem [49].



Figura 3.23 – Soldagem de Passe de Raiz GMAW com Transferência Controlada [50]

A figura 3.24 mostra a diferença entre utilização da tecnologia de soldagem GMAW com transferência controlada em comparação com a GMAW e GTAW convencional. Observe que na soldagem GMAW convencional há falta de fusão lateral, isso se deve a necessidade de trabalhar com parâmetros de soldagem menores e por oscilação do soldador ou da preparação da junta, não há energia suficiente para fundir as laterais, causando um defeito. Já com a soldagem GTAW convencional, a deposição é bem menor, mostrado um dos pontos de desvantagem do processo.



Figura 3.24 – Comparativo entre processos de soldagem em soldagem de passe de raiz [48]

O controle do sistema esta baseado na estabilização do arco elétrico constante, independente das oscilações de altura da tocha e variações de tensão e corrente durante a soldagem. O sistema possui um circuito de controle fechado, que monitora e milissegundos as variações dos parâmetros de soldagem e

controla a tensão e corrente (conforme figura 3.24) de forma a garantir o mesmo comprimento de arco elétrico e consequentemente, a transferência metálica estabilizada durante toda soldagem, para certificar que haja a penetração e fusão lateral necessária [46, 47, 48].

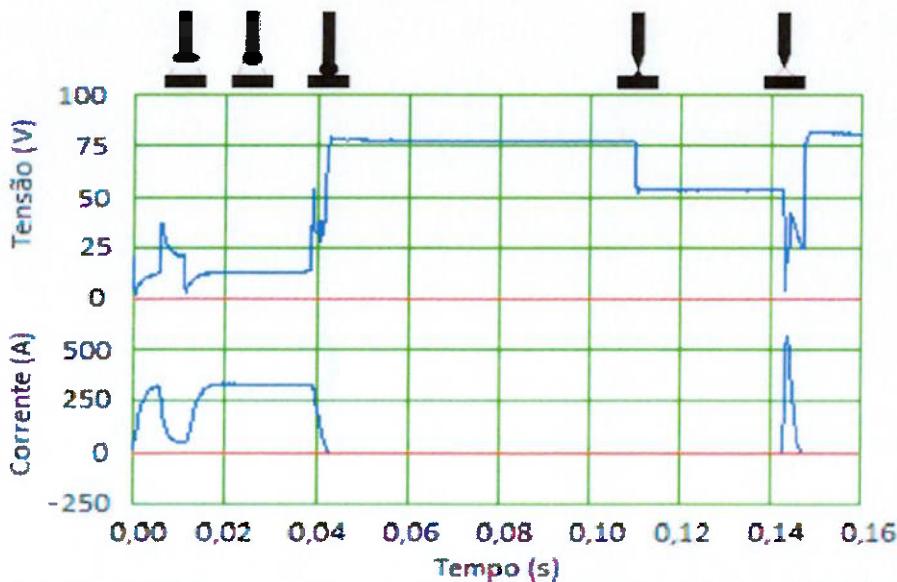


Figura 3.25 – Auto-ajuste da corrente e tensão durante a soldagem pela fonte de soldagem

Com os equipamentos de transferência controlada, é possível trabalhar com baixo aporte térmico, gerando menor distorção e respingo, garantindo que em uma soldagem de tubulação, com um único ajuste, o soldador seja capaz de soldar cada semicírculo do tubo sem interrupções, garantindo qualidade e grande produtividade, conforme figura 3.25 [46, 47, 48].



Figura 3.26 – Soldagem de passe de raiz em tubulações [42]

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Para estudar os feitos do tipo de processo de soldagem no passe de raiz entre três diferentes processos de soldagem, foi utilizado o aço inoxidável duplex UNS S31803, onde foram utilizados três corpos de prova com dimensionais de 400 x 300mm e espessura de 16,3mm.

A composição química e as propriedades mecânicas do material de base foram fornecidas pelo fabricante e apresentada nas tabelas 4.1 e 4.2.

Tabela 4.1 – Composição química do AID empregado

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N	O
0,018	1,96	0,226	0,0252	0,001	22,48	5,34	1173	34

Mo	Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	Sn	W
3,00	0,004	0,152	0,135	0,115	0,0125	0,0055	0,0019	0,017

Tabela 4.2 – Propriedade mecânicas do AID empregado

Limite de Escoamento	Resistência de Resistência	Alongamento
620 N/mm ²	840 N/mm ²	29 %

4.1.1 Consumível de Soldagem

Para os três processos de soldagem utilizado neste trabalho, o mesmo arame de soldagem foi empregado durante toda a soldagem. Este atende a norma AWS 5.9 ER2209 e possui um diâmetro de 1,0mm. A composição química e as

propriedades mecânicas foram fornecidas pelo fabricante e seguem nas tabelas abaixo.

Tabela 4.3 – Composição química do arame sólido AID empregado

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0,007	1,58	0,47	0,016	0,000	22,9	8,67	3,07	0,09	0,14

Tabela 4.4 – Propriedade mecânicas do arame sólido AID empregado

Limite de Escoamento	Resistência de Resistência	Alongamento
600 N/mm ²	765 N/mm ²	28 %

A vareta de tungstênio utilizada atende a norma AWS A5.12-92 que possui adição de dióxido de tório (ThO₂) em 2% e a afiação de 60°. O diâmetro selecionado foi de 2,5mm de forma a facilitar a oscilação da tocha GTAW dentro do chanfro.

4.1.2 Gás de Proteção

O gás de proteção e purga utilizado no experimento possui uma composição de 2,25% a 2,75% de Nitrogênio e balanceado em Argônio, sendo que pode possuir até 20ppm de O₂ e H₂O. De acordo com a norma N133-K da Petrobras, o limite máximo de Nitrogênio aplicado deve ser 2%, tanto para o gás de proteção quanto o gás de purga.

4.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

Para avaliação dos diferentes processos de soldagem mais comumente utilizados para passe de raiz, a seleção do processo de GTAW Hot Wire e o processo de GMAW com transferência controlada como processos de maior velocidade de soldagem, logo maior produtividade, foi feita para comparar com o processo amplamente utilizado na indústria, o GTAW Cold Wire.

4.2.1 Passe de Raiz

Para realizar o passe de raiz, o mesmo gás aplicado como proteção, foi purgado na contra-solda até o segundo cordão, para assim auxiliar na formação da austenita nesta região. A purga do gás foi realizada durante os dois passes com uma vazão de 10l/min, sendo que minutos antes da soldagem, este foi purgado, visando uma atmosfera com baixa concentração de oxigênio.

4.3 CONFIGURAÇÃO DO CHANFRO E AJUSTE DA TOCHA

Para a definição do melhor chanfro para soldagem do AID neste trabalho em cada um dos processos aplicados, foi utilizado um equipamento industrial sobre trilhos com controle de deslocamento e oscilação da tocha de soldagem, desta forma, garantindo o comprimento do arco, a velocidade de deslocamento e a amplitude de oscilação da tocha constante, visando à manutenção da energia aportada no material de base pelos três processos de utilizados.

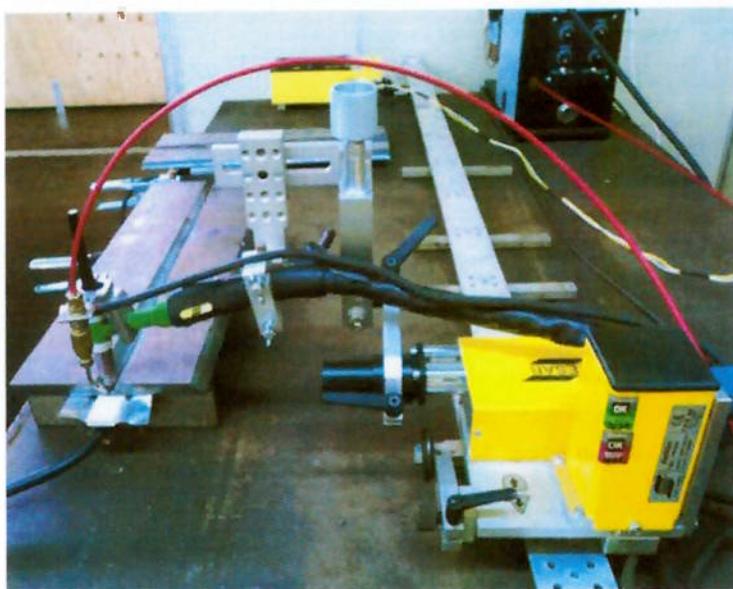


Figura 4.1 – Equipamento industrial utilizado na soldagem

As fontes de soldagem selecionadas foram de tecnologia inversora, que possuem maior velocidade de resposta para controle dos parâmetros, essencial para o processo GMAW de transferência controlada.

Para as duas soldagens pelo processo GTAW, a fonte empregada foi a mesma; ajustada para corrente constante e polaridade direta. O sistema de alimentação do arame também foi o mesmo, porém, para realizar o aquecimento do arame no processo de GTAW Hot Wire, foi utilizado um transformador AC com controle dos parâmetros através de cinco diferentes pontos do enrolamento no secundário. A utilização de uma fonte AC se deve a questão de eliminar qualquer possibilidade da ocorrência do efeito de sopro magnético durante a execução da soldagem.

A soldagem GMAW com transferência controlada manteve o mesmo princípio dos processos convencionais, utilizando uma fonte de tensão constante e polaridade reversa. Porém, ajustando os recursos do equipamento para auto-regulagem durante a execução da soldagem em modo de curto-círcuito, de forma a manter o arco elétrico estável e com o mesmo comprimento de arco.

Para definir a configuração do chanfro, dois processos foram utilizados de forma a definir o ângulo do chanfro e posteriormente a abertura da junta. Assim, com o auxílio de um equipamento de corte plasma CNC, chapas de aço ao carbono foram cortado com quatro ângulos de chanfro diferentes ao longo do comprimento, variando 5° para cada 200mm, iniciando em 30° e finalizando em 45° como pode ser observado na figura 4.2.



Figura 4.2 – Ajuste do ângulo da junta

Durante a soldagem, foi observado que devido ao bico cerâmico utilizado na tocha GTAW, a melhor opção foi o chanfro com 45° de chanfro, totalizando uma abertura de 90°, dando assim, mais liberdade para oscilação da tocha.



Figura 4.3 – Configuração do chanfro com 90° de abertura da junta

Após a definição do chanfro, foi preparada uma chapa com chanfro de 45° e abertura variando de 0mm a 4mm, para então definir qual a melhor abertura ofereceria a melhor penetração, conforme apresentado na figura 4.4.

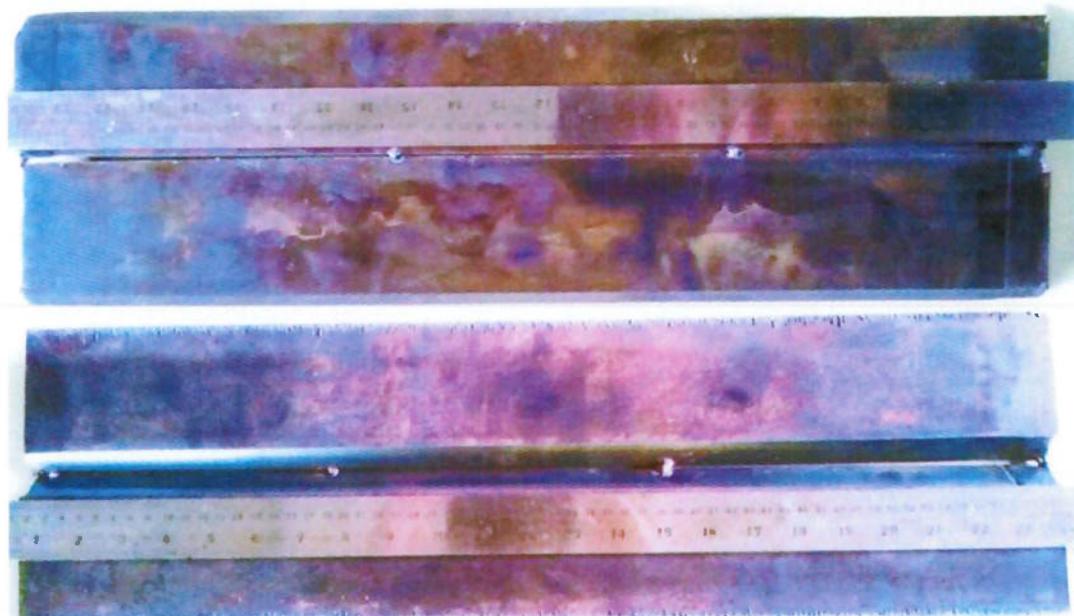


Figura 4.4 – Ajuste da abertura da junta

O melhor resultado obtido neste teste foi de abertura com aproximadamente 2,5mm. Com maior espaçamento entre as chapas foi observado um problema com falta de material, deixando a contra-solda com perfil côncavo, o que não é permitido em normas, pois podem gerar pontos de concentração de tensões e também deles elementos formadores de corrosão. A abertura variando de 0 a 2mm teve penetração em algumas partes, mas na grande maioria não, devido a região estar mais fechada.



Figura 4.5 – Penetração do passe de raiz

Após a realização destes testes, com a definição da configuração do chanfro, foi realizado novas soldagens para definir os parâmetros a serem utilizados, ao modo que atendessem os requerimentos da soldagem do duplex, principalmente referentes a calor aportado e taxa de resfriamento.

Nestas condições, devido às dificuldades iniciais de controle da poça de fusão com o equipamento utilizado, houve situações em que a chapa furava e outras em que não havia penetração. Para minimizar estes problemas, foi empregado o uso do cobre-junta cerâmico de forma a sustentar o material líquido e

permitir a soldagem sem gerar problemas aos ensaios demandados para esse projeto.



Figura 4.6 – Soldagem com cobre-junta cerâmico

Porém, ao realizar a soldagem com o cobre-junta cerâmico e a tocha posicionada à 90°, a cola do cobre-junta volatizava e gerava pontos de porosidade no cordão. Além desta situação, como parte do arco plasma estava posicionado diretamente na cerâmica, esta se deformava, deixando a contra solda muito irregular, conforme figura 4.7.

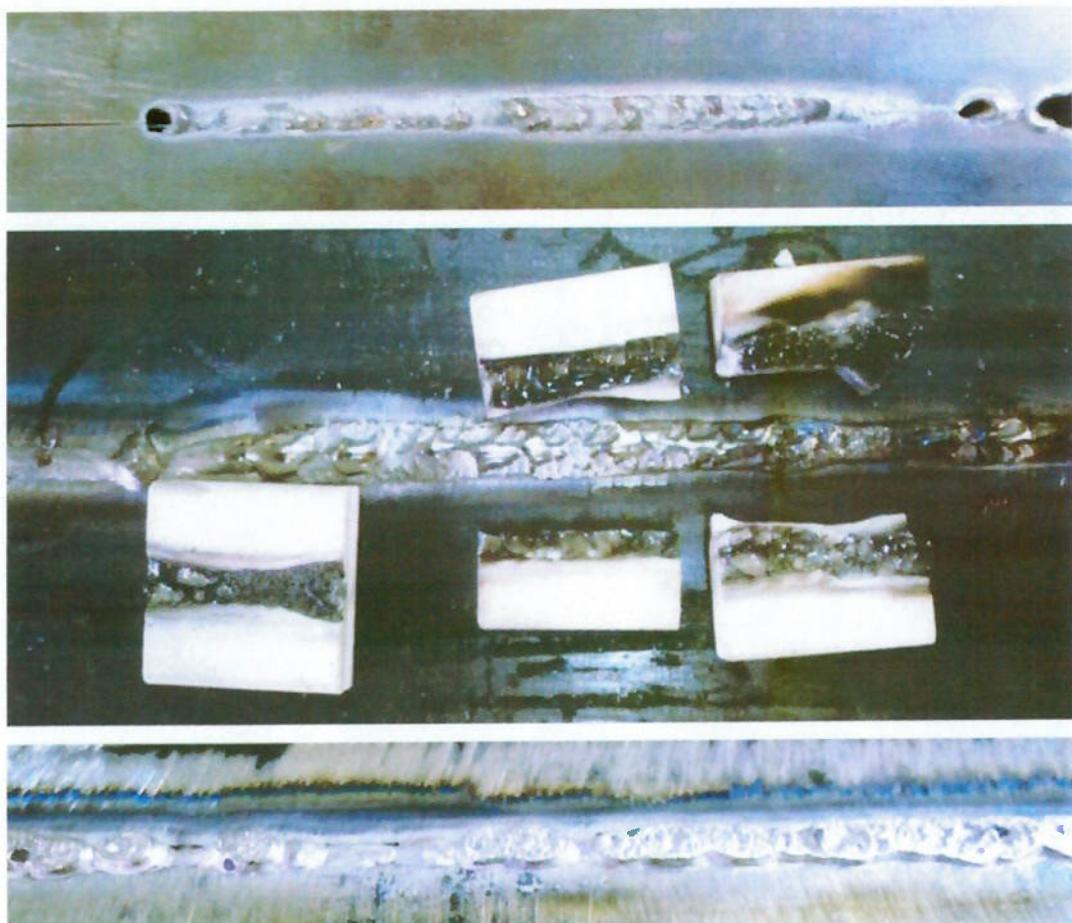


Figura 4.7 – Defeitos gerados na raiz

Desta forma, o ângulo da tocha foi ajustado para 70° (figura 4.9) e observado que com a configuração proposta, não era necessária a utilização do cobre-junta, pois o controle da poça de fusão se tornou mais fácil.

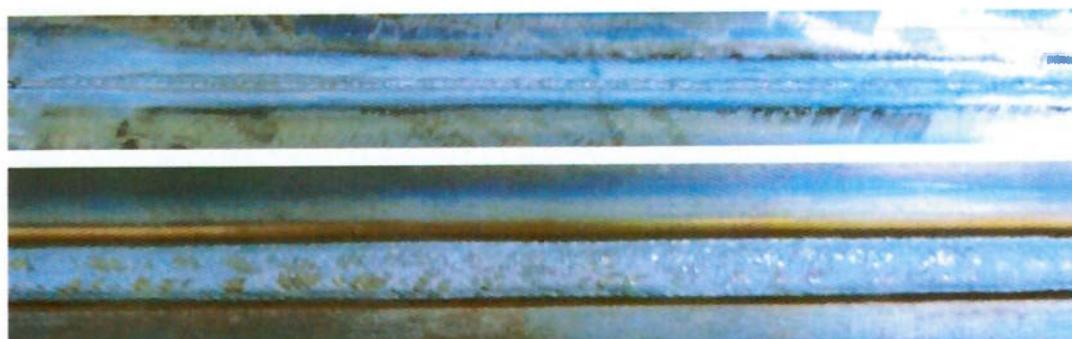


Figura 4.8 – Soldagem de passe de raiz com tocha ajustada para 70°

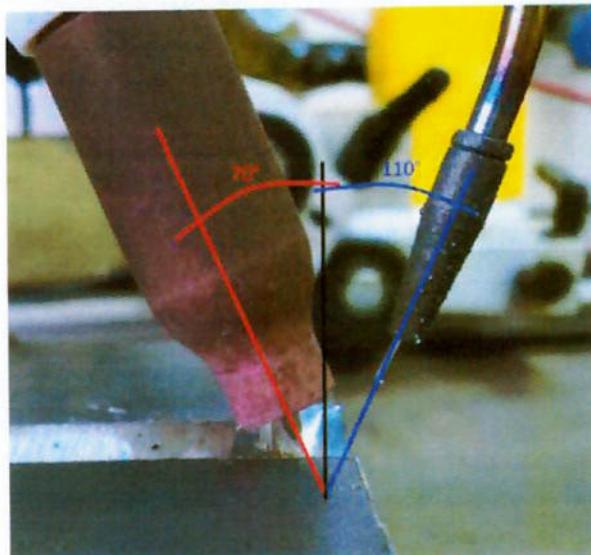


Figura 4.9 – Configuração do posicionamento da tocha GTAW

Com a definição do ângulo de arraste da tocha GTAW e do sistema de alimentação de arame, foi utilizado um dispositivo para simular a purga de gás e aumentar a proteção na raiz. Este dispositivo pode ser observado na figura 4.10. Com a utilização do gás de purga e o novo posicionamento da tocha, a raiz penetrou 100% e com bom acabamento.



Figura 4.10 – Dispositivo para purga do gás de proteção da raiz

As mesmas condições encontradas para o processo GTAW foram aplicadas para o GMAW de transferência controlada e ótimos resultados foram obtidos tanto da penetração, quanto na aparência da raiz.

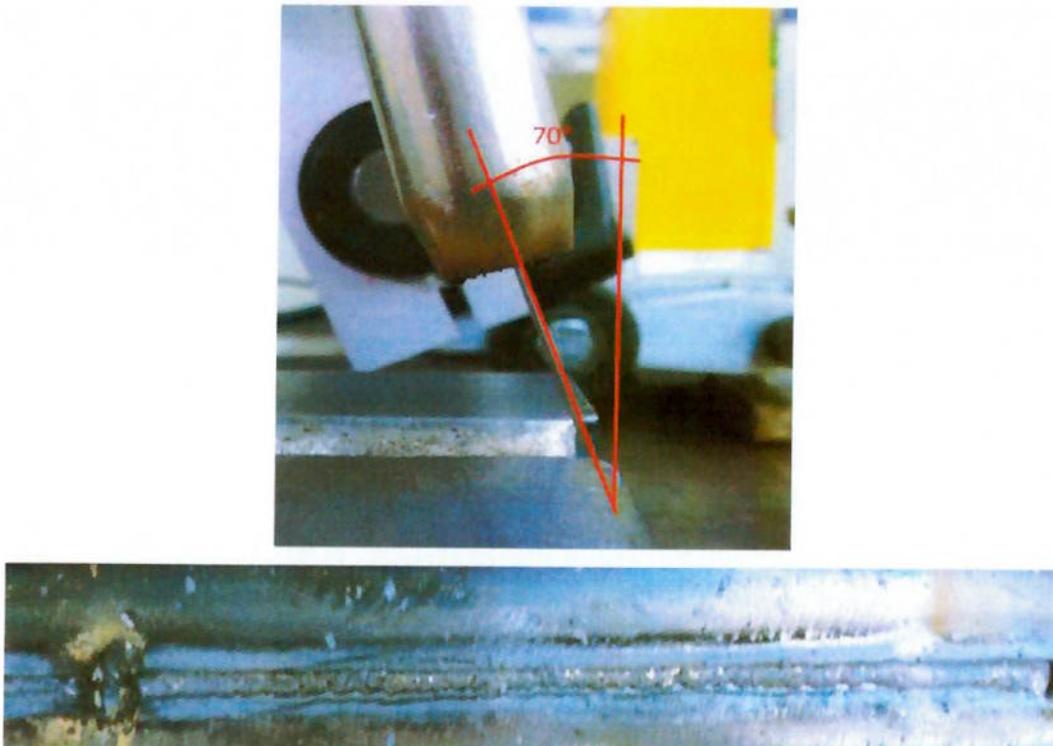


Figura 4.11 – Configuração do posicionamento da tocha GMAW e resultado da raiz

4.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Os melhores parâmetros encontrados durante os testes em aço carbono, que atendiam a energia especificada pelas normas e também o tempo mínimo de resfriamento apresentado no trabalho Noble e Gooch estão apresentados na tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Parâmetros de Soldagem Utilizados

	Tensão	Corrente	Vel. De Soldagem	Energia
GTAW	14V	130A	8cm/min	1,365kJ/mm
GMAW	18V	140A	11cm/min	1,375kJ/mm

Seguindo as análises de Rosenthal, Adam e Easterling apresentados previamente, foi verificado o fator relativo da espessura da chapa para estabelecer o comportamento da chapa durante a soldagem, para assim, tentar evitar problemas com a falta de formação de austenita e ou formação de fases indesejadas durante o resfriamento do material nos três processos.

Baseado nos dados fornecidos pelo fabricante do AID foi possível montar a tabela 4.6 que auxilia na resolução das equações utilizadas para definir os valores teóricos de resfriamento e consequentemente, garantir o balanceamento das fases desejadas permitido em normas. Como exemplo DNV OS-F101 e N133-K Petrobras, define um percentual de ferrita entre 35% a 65%.

Tabela 4.6 – Propriedades físicas do material base (AID) empregado

	Dados Fabricante	Conversão para S.I.
Calor Específico (C)	460 J/kg.K	460 J/kg.K
Densidade (ρ)	7,8 g/cm ³	7.800 kg/m ³
Condutividade Térmica (K)	16 W/m.K	16 J/m.s.K
Temp. Crítica (T_c)	1.250 °C	1.523 K
Temp. Fusão (T_m)	1.540 °C	1.733 K
Temp. Pico (T_p)	400 °C	673 K
Temp. Inicial (T₀)	25 °C	298 K
Calor Latente (L)	265 kJ/kg	2,07E+9 J/m ³

Baseado em estimativas e avaliações de quantidade de austenita de outros projetos, foi adotada a energia de soldagem para o passe de raiz e reforço com aproximadamente 1,4kJ/mm.

Assim, o cálculo de fator relativo da espessura da chapa foi cálculo e obtido o valor de 0,92 indicando que as chapas teste irão se comportar como "chapa grossa".

4.4.1 Passe de Raiz

Para identificar o comportamento da chapa durante o processo de passe de raiz, foi utilizado a equação 3.4 com os parâmetros apresentados na tabelas 4.5 e 4.6, e entrando o valor de 0,92, indicando que a chapa se comportaria como chapa grossa, conforme desenvolvimento da equação abaixo.

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C (T_c - T_0)}{E}} = 0,0163 \sqrt{\frac{3,6E + 6(1523 - 298)}{1,375E + 6}} = 0,92$$

$\tau > 0,92 \Rightarrow$ Chapa Grossa

Para os passes de enchimento e acabamento, o fator relativo obteve o valor aproximadamente igual a 1, também posicionando a chapa com o mesmo comportamento apresentado na situação anterior.

Desta forma, utilizando os valores teóricos do processo de soldagem, foi calculado os valores de Taxa de Resfriamento (R), Extensão da ZAC (y) e o

Δt_{12-8} respectivamente como 109,83°C/s, 11,40mm e 12s, conforme as resoluções a seguir.

Taxa de Resfriamento

$$R = 2\pi k \frac{(T_c - T_0)^2}{E} = 2\pi \cdot 16 \frac{(1523 - 298)^2}{1,375E + 6} = 109,83\text{°C/s}$$

Extensão da ZAC até região onde atingiu 400°C

$$\frac{1}{(T_p - T_0)} = \frac{\sqrt{2\pi e} \cdot \rho C \cdot h \cdot y}{E} + \frac{1}{(T_m - T_0)}$$

$$\frac{1}{(673 - 298)} = \frac{\sqrt{2\pi e} \cdot 3,6E + 6 \cdot 0,0163 \cdot y}{1,375E + 6} + \frac{1}{(1813 - 298)} \Rightarrow y = 11,40\text{mm}$$

Tempo de Resfriamento para formação da Austenita

$$\frac{1}{\Theta_1} = \frac{1}{(1073 - 298)} - \frac{1}{(1473 - 298)} \Rightarrow \Theta_1 = 2276,56$$

$$\Delta t_{12-8} = \frac{q/v}{2\pi\lambda\Theta_1} = \frac{1,375E + 6}{2\pi \cdot 16 \cdot 2276,56} = 6,0\text{s} \Rightarrow 6,0\text{s} \cdot 2 = 12\text{s}$$

4.4.2 Passes de Enchimento e Acabamento

Para os passes de enchimento e acabamento foi utilizado o processo GMAW Pulsado, utilizando o mesmo gás de proteção (2,5%N₂ + Balanço em Ar), porém com parâmetros superiores, conforme apresentado na tabela abaixo.

Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem dos passes de enchimento e acabamento

Corrente	150 A
Tensão	24 V
Vel. De Soldagem	11 cm/min
T₀	298 K
T_c	1.473 K
Energia de Soldagem	1,96E+6 J/m

Taxa de Resfriamento, foi estimado 150°C como temperatura inicial, pois os passes anteriores já haviam sido executados e é a temperatura máxima de inter-passe na superfície do cordão permitida por norma.

Nesta condição, a espessura relativa (τ) ficou em 0,76, posicionando a chapa como intermediária. Nesta condição, a chapa pode tanto emular a condição de escoamento da energia em duas dimensões (2D) ou em três dimensões (3D) dependendo da quantidade de energia dissipada entre cada passe. A tendência é que a chapa se comporte mais como 2D a cada passe subsequente de enchimento e acabamento, pois a leitura da temperatura de inter-passe solicitada por norma, deve ser feita na superfície, pois normalmente, não há acesso ao lado oposto da chapa.

Como a chapa ficou intermediaria, o calculo de resfriamento foi calculado para as duas condições. Para chapa fina, o resfriamento ficou em 40,32 °C/s e para chapa grossa em 70,68°C.

O tempo de solidificação ficou em 5,46s e a extensão da ZAC para região onde atingiu 400°C ficou em 16,00mm.

Para o calculo do Δt_{12-8} nos passes de enchimento e acabamento, o valor encontrado para chapa fina foi de 37,85s e para chapa grossa de 17,16s.

4.5 SOLDAGEM DAS CHAPAS TESTES

As chapas testes foram preparadas e ponteadas com o mesmo arame (AWS 5.9 ER2209) utilizado na soldagem, assim como o gás de proteção do experimento (2,5%N₂ + Balanço em Ar). A configuração do chanfro seguiu o mesmo padrão definido durante a soldagem das chapas de aço ao carbono, e o croqui pode ser observado na figura 4.12.

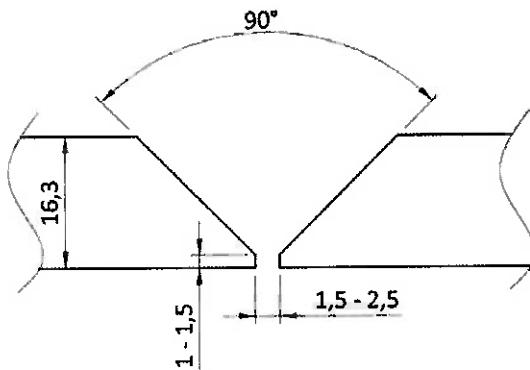


Figura 4.12 – Configuração do chanfro das chapas testes AID

Para realizar o posicionamento e soldagem dos termopares, foi utilizada a formula 3.7 onde as temperaturas de 1200°C, 800°C e 600°C foram utilizadas para estimar o posicionamento de cada termopar em relação à linha de fusão. Como nos cálculos anteriores não foi utilizado eficiência, neste caso, a eficiência de 70% foi empregado para os três processos obtendo a tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Posicionamento dos termopares na chapa teste

Temperatura	1200°C	800°C	600°C
Extensão da ZAC	0,76 mm	2,51 mm	4,30 mm

Contudo, durante os testes de soldagem com aço ao carbono, foi identificado a fusão lateral de cada processo e então utilizado esse valor para fazer o posicionamento dos termopares e então foi ajustado os valores calculados com o “offset” da fusão lateral e as tabelas abaixo utilizadas para soldagem dos termopares.

Tabela 4.9 – GTAW Cold Wire: Posicionamento dos termopares na chapa teste

Temperatura	1200°C	800°C	600°C
Extensão da ZAC	2,00 mm	3,80 mm	5,50 mm

Tabela 4.10 – GTAW Hot Wire: Posicionamento dos termopares na chapa teste

Temperatura	1200°C	800°C	600°C
Extensão da ZAC	3,00 mm	4,80 mm	6,50 mm

Tabela 4.11 - GMAW: Posicionamento dos termopares na chapa teste

Temperatura	1200°C	800°C	600°C
Extensão da ZAC	1,00 mm	2,80 mm	4,50 mm

Utilizando estas informações, mais as distâncias calculadas, foram soldados oito termopares de fio 0,25mm² do tipo K (Cromel e Alumel) por descarga capacitiva nas regiões próximas calculadas, como apresentado na figura 4.13.

Os termopares foram fixados com redundância de forma a aumentar a confiabilidade na leitura e caso ocorresse algum problema, os demais pudessem compensar a perda de um.

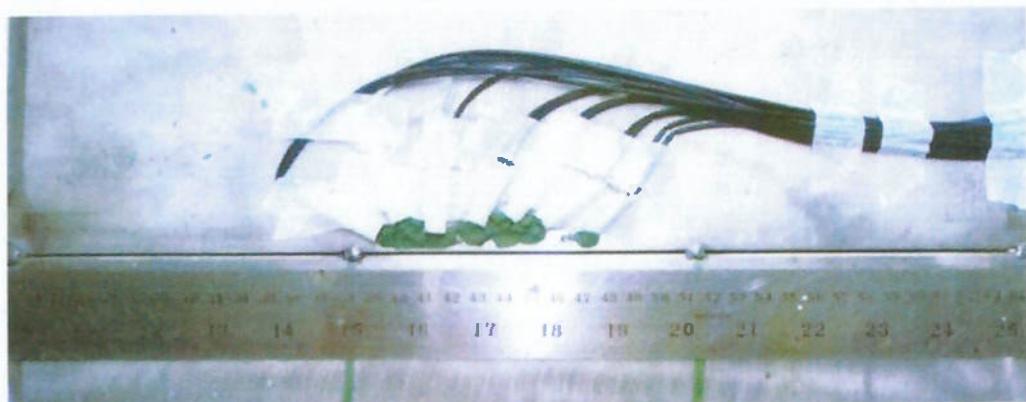


Figura 4.13 – Posicionamento dos termopares na chapa AID

Antes de realiza a soldagem, foi ajustada a vazão dos gases de proteção e purga em aproximadamente 10l/min, a tocha GTAW posicionada a 70° com stick-out de 11mm e a abertura do arco foi realizado em um chapa de sacrifício de aço inoxidável 308L, de forma a inibir problemas na abertura de arco nas chapas de AID.

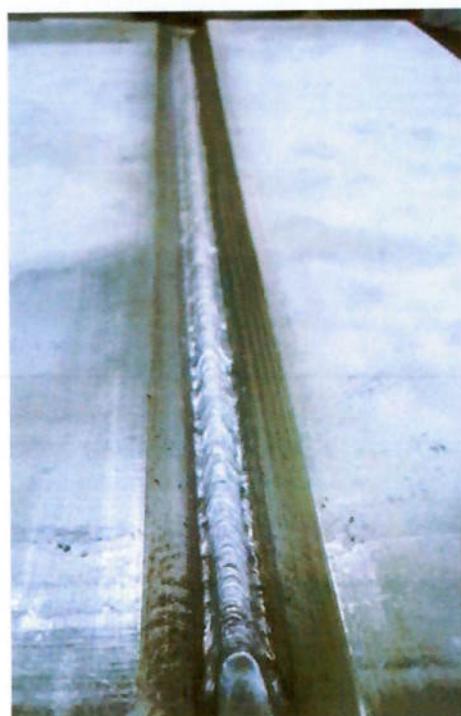


Figura 4.14 - Passe de Raiz no processo GMAW de transferência controlada.

Para soldagem nos processos GTAW Cold Wire e Hot Wire, foi utilizado um bocal do tipo GAS LENS, para aumentar a atmosfera protetora. O posicionamento da tocha e sistema de posicionamento de arame também foram configurados conforme informado anteriormente.

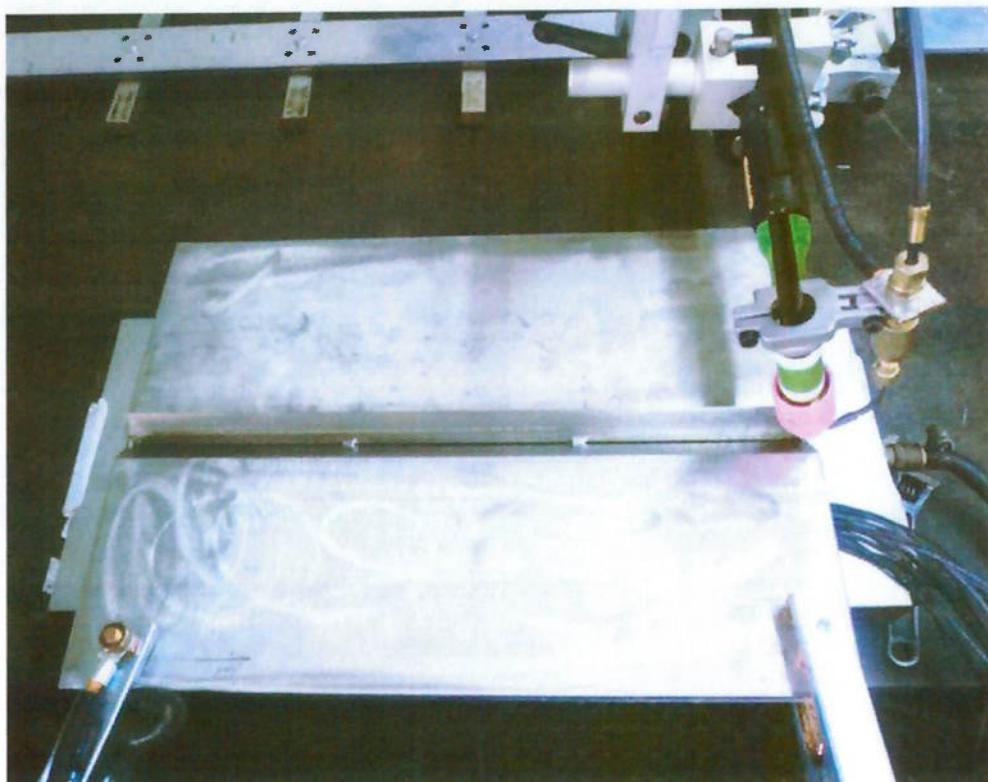


Figura 4.15 – Chapa teste preparada para inicio da soldagem GTAW



Figura 4.16 - Raiz GTAW Hot Wire



Figura 4.17 - Raiz GTAW Cold Wire

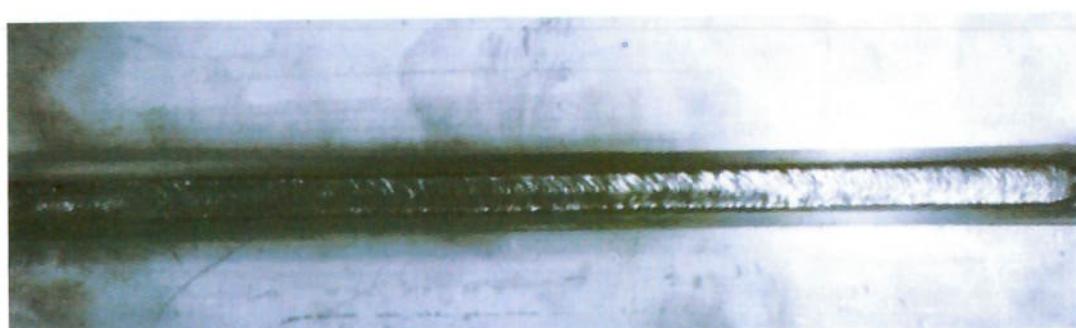


Figura 4.18 - Raiz GMAW de transferência controlada

A soldagem em todos os três processos foram realizados em sete passes e a sequência apresentado na figura 4.19, sendo o passe de raiz e o reforço com os três processos estudados e os restantes com GMAW pulsado.

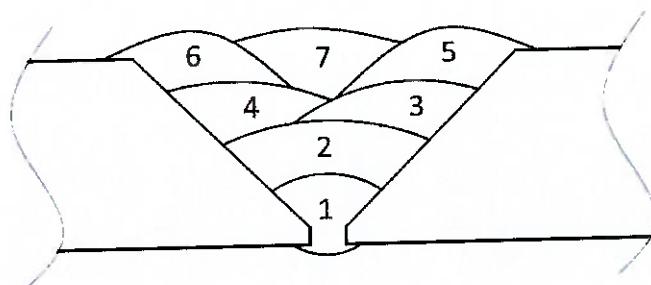


Figura 4.19 – Sequência de passes



Figura 4.20 – Enchimento

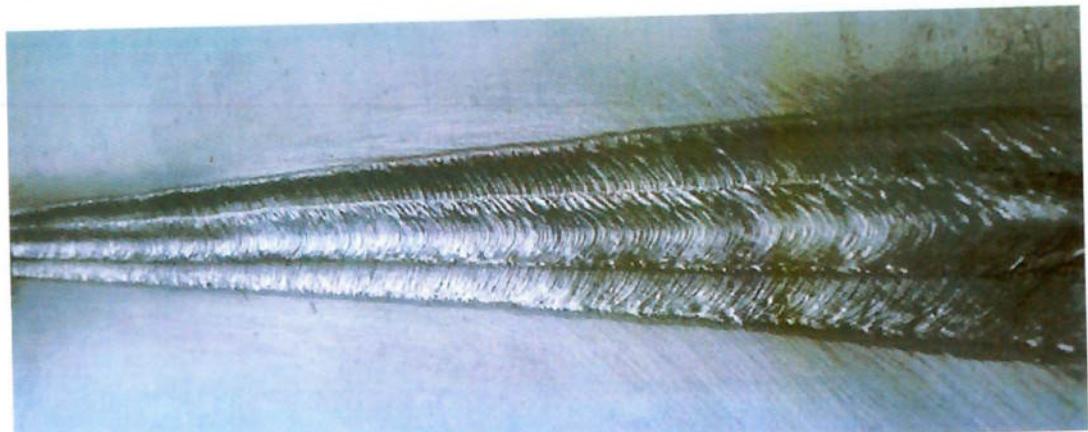


Figura 4.21 - Acabamento

Ao finalizar o processo de soldagem, foi observado que houve pouca penetração em todas as três chapas soldadas. Essa situação possivelmente se deve ao fato do AID possuir um comportamento muito diferente do aço carbono soldado inicialmente, pois apresenta fatores físicos como condutividade e difusividade térmica muito diferentes, assim como soldabilidade, observado durante a execução da soldagem.

Desta forma, foi goivada a parte inferior das chapas até encontrar a raiz, e um novo passe de soldagem realizado, utilizando os mesmos parâmetros da raiz na contra-solda. Assim, resultando em oito cordões de solda.

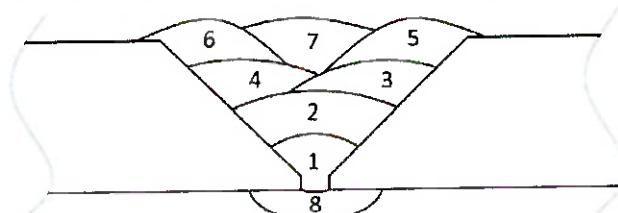


Figura 4.22 – Sequência de passes com contra-solda

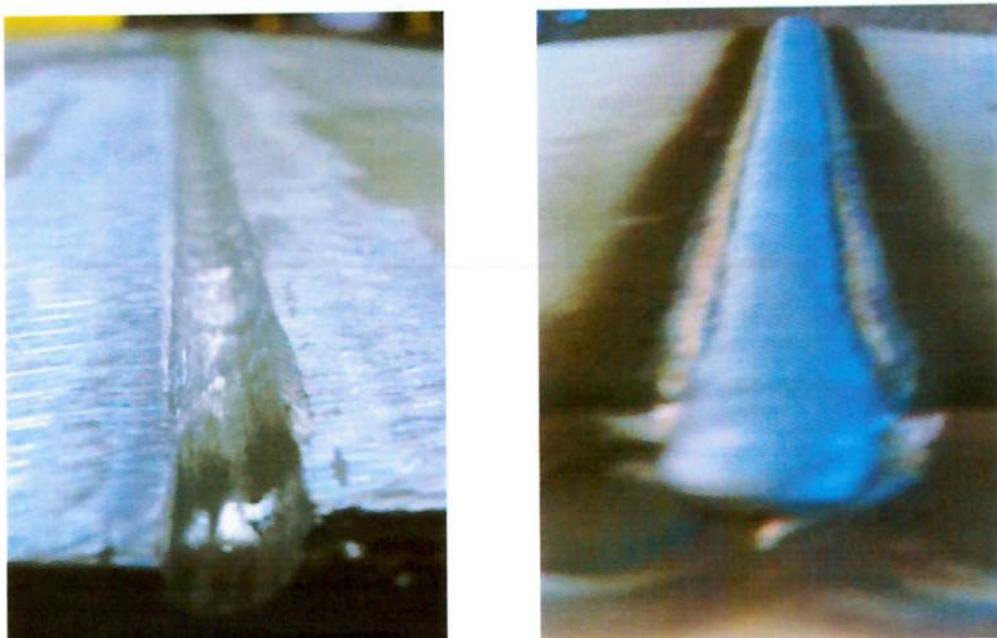


Figura 4.23 – Preparação e soldagem da contra-solda

4.6 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE

4.6.1 Ensaio de impacto (Charpy V)

Os ensaios de impacto (Charpy V) foram conduzidos com base na norma Norsok M-601. Porém, além da avaliação do metal depositado e ZAC a 2mm da linha de fusão, foi realizado um terceiro ensaio na ZAC a 5mm da linha de fusão, conforme apresentado na tabela 4.12.

Tabela 4.12 – Requerimentos da norma Norsok M-601 para ensaio de impacto (Charpy V)

Material	Localização do Entalhe	Temperatura de Ensaio	Critério de Aceitação
Tipo 22Cr Duplex	CS, 2 e 5 mm da LF	-46°C	27J

Os CPs foram retirados a 2mm da raiz, sendo que para cada processo de soldagem um set com 3 CPs foram retirados do metal de adição com entalhe no centro de solda (CS), um segundo set de CPs na linha de fusão (LF) e um terceiro set a 2mm da LF, assim avaliando a tenacidade nas regiões mais críticas que sofreram vários ciclos térmicos.

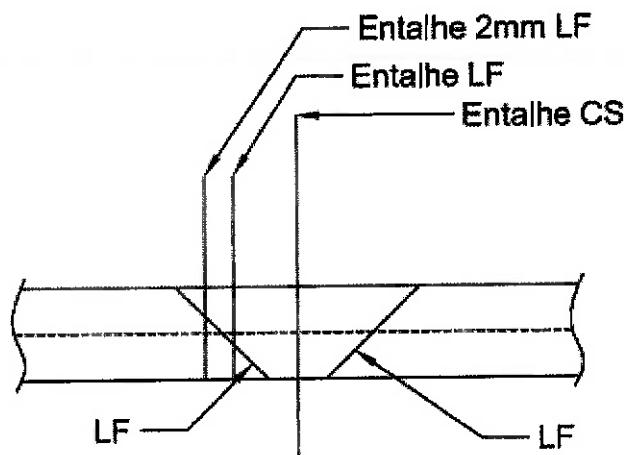


Figura 4.24 – Local de remoção dos CPS e localização dos entalhes.

Os CPs foram usinados conforme especificação da norma Norsok M-601, onde cada CP deve atender o dimensional de 10 x 10 x 55mm e retirados a 2mm da superfície da raiz.

4.6.2 Análise microestrutural

De acordo com o requerimento da Norsok M-601, a análise da microestrutura deve ser avaliada uma sessão que engloba o metal de adição, a zona afetada pelo calor e o material de base. Desta forma, os CPs foram preparados em seções de 15 x 10mm de forma a cobrir cada uma destas regiões.

Assim, cada amostra foi preparada com lixas de 240, 460, 600 e 1200 meshes em uma politriz e polidas com pasta de diamante de 0,06 μ m de tamanho médio de partículas, seguidos por um ataque eletrolítico de hidróxido de sódio (NaOH) com corrente de 3,2A e tensão de 6,1V por 2min.

4.6.3 Contagem de ferrita por imagem J

A contagem de ferrita por imagem foi realizada de acordo com a norma ASTM E562 e empregada para avaliar a fração volumétrica de ferrita e austenita da cada um dos três CPs. Cada avaliação foi realizada com a utilização de um microscópio ótico e o software Imagem J. Todos os CPs foram avaliados com um zoom de 400x nas regiões de metal de base, ZAC e passe de raiz.

4.6.4 Contagem de ferrita por ferritoscópio

O método selecionado para comparação com o ensaio anterior, foi a contagem de ferrita por meio de ferritoscópio. Cada CP foi avaliado o metal base, as faces da raiz e superfície e todos os cordões de solda. De forma a facilitar a avaliação de cada região do CP, este foi dividido ao meio e separados em regiões, possibilitando assim, a contagem de ferrita nas mesmas regiões, conforme a figura abaixo.

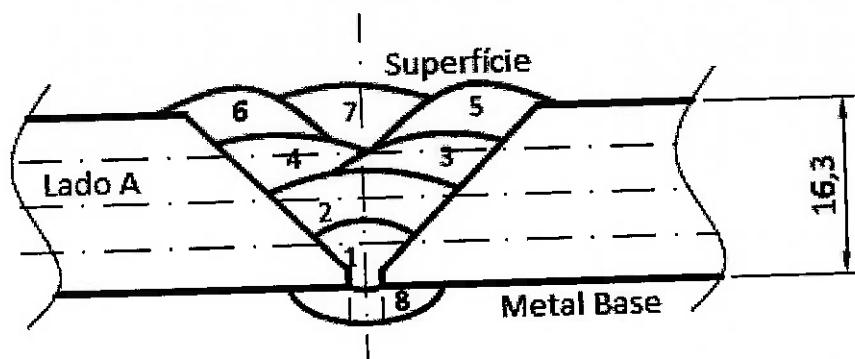


Figura 4.25 - Particionamento do CP para contagem de ferrita com equipamento ferritoscópio.

4.6.5 Ensaio de Corrosão

Para o ensaio de corrosão, foi utilizado um ensaio de polarização cíclica anódica para determinação do potencial de pite das amostras. Esse ensaio foi conduzido em três regiões diferentes, sendo avaliado o passe de raiz dos três processos de soldagem aplicado, o material base e o cordão de enchimento (GMAW Pulsado) que foi o mesmo para todas as três chapas testes. Para cada um dos cinco ensaios, a área de contato utilizada foi de $0,59\text{cm}^2$ ($\varnothing 8,65\text{mm}$) em uma solução de 3% de Cloreto de Sódio (NaCl) com pH 2, e uma varredura de 1mV/s.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ENSAIO DE IMPACTO

Todos os CPs ensaiados apresentaram uma absorção de energia, muito maior do que a solicitada pela norma Norsok M-601, onde o valor individual deveria ser no mínimo 27J de absorção de energia a uma temperatura de -46°C. Porém, como esperado, os CPs com entalhes na linha de fusão (LF) e linha de fusão mais 2mm de distância (LF+2mm), tiveram uma redução na energia absorvida, conforme apresentado na figura 5.2.

Essa situação se deve ao fato de estes CPs cobrirem o metal de adição e a ZAC, como pode ser observado na figura 5.1. Contudo, os resultados obtidos foram muito superiores ao mínimo exigido por norma, que trata a transição dúctil-frágil do metal.

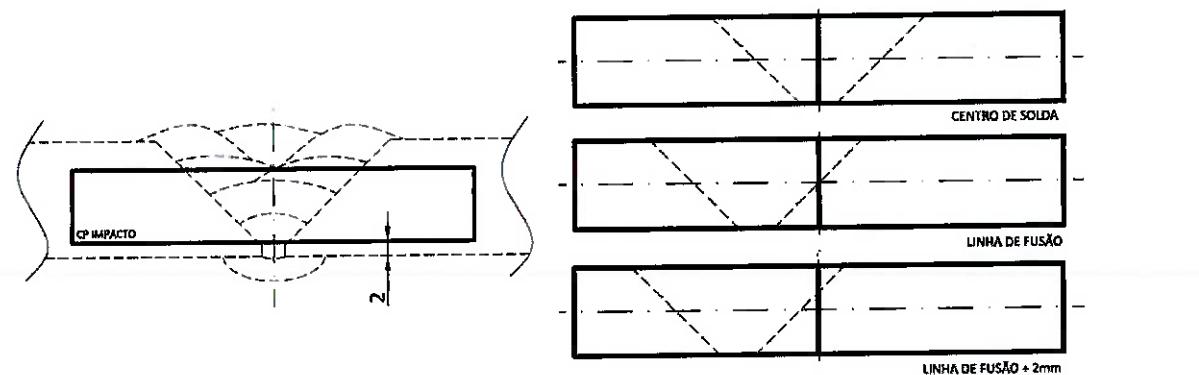


Figura 5.1 – Regiões onde os entalhes foram usinados

Entretanto, ao observar as fraturas dos CPs da LF e LF+2mm, trincas secundárias foram observadas, que podem ter mascarado o real valor do ensaio. Essas trincas normalmente absorvem parte da energia gerada pela

trinca principal alterando o resultado. Mas não é possível dizer que este seja o caso, uma avaliação mais detalhada e minuciosa da fratura deve ser realizada e então determinada se são trincas secundárias ou não.

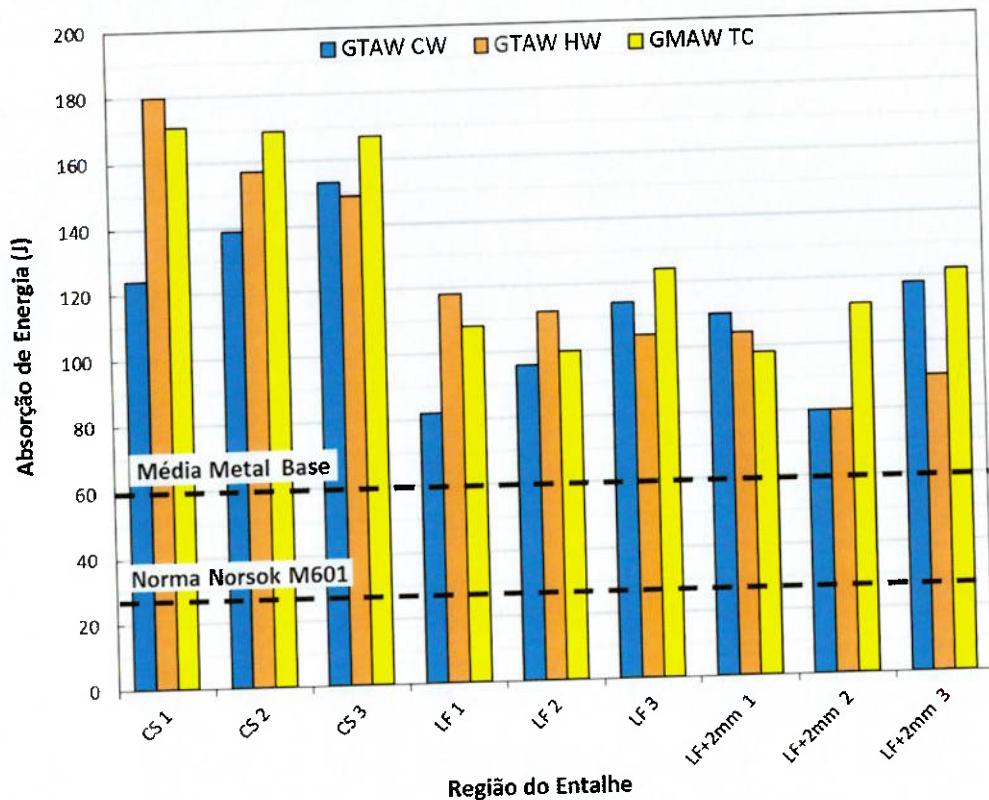


Figura 5.2 – Gráfico de absorção de energia versus região do entalhe

Tabela 5.1 – Absorção de energia versus região do entalhe (ensaio @ -46°C)

Região do Entalhe	GTAW CW		GTAW HW		GMAW TC	
	Ind. (J)	Média (J)	Ind. (J)	Média (J)	Ind. (J)	Média (J)
Centro de Solda (CS)	124		180		171	
	139	139	157	162	169	169
	153		149		167	
Linha de Fusão (LF)	82		118		108	
	96	96	112	111	100	110
	114		104		124	
Linha de Fusão + 2mm (LF+2mm)	110		104		98	
	80	102	80	91	112	111
	118		90		122	
Metal Base	47					
	61	61				
	71		60			

Os valores obtidos no ensaio se comprovam com as fraturas dúcteis que os CPs tiveram antes do rompimento total ou parcial. Assim, as figuras abaixo confirmam o ótimo desempenho dos CPs no ensaio de impacto.



Figura 5.3 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GTAW Cold Wire. Centro de Solda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).



Figura 5.4 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GTAW Hot Wire. Centro de Solda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).



Figura 5.5 – CPs obtidos no ensaio de impacto no processo GMAW de transferência controlada. Centro de Sonda (esquerda), Linha de Fusão (central) e Linha de Fusão +2mm (direita).



Figura 5.6 - CPs obtidos no ensaio de impacto no Metal Base

5.2 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA

As amostras metalográficos foram avaliados conforme a ASTM E562, sendo utilizado para contagem de ferrita o método por de imagem J, com um aumento de 400 vezes e o uso da técnica de contagem por meio do equipamento ferritoscópio.

Durante a execução destes ensaios, alguns CPs ficaram com valores muito próximos ao solicitado por norma (30% a 70% de ferrita e balanço em austenita) e outros mais próximos do balanceamento 50%-50%.

Tal situação do desbalanço de fases se deve ao local de medição, pois as variações do tempo de resfriamento, ciclo térmicos, material de adição e gases de proteção, influenciam diretamente na formação da austenita. Assim, de forma a manter o maior número de variáveis fixas possíveis, a energia de soldagem, gases de proteção e o material de adição foram mantidos exatamente iguais durante toda a execução da soldagem, gerando alguns problemas de instabilidade de arco e soldabilidade.

Dentro deste contexto, alguns pontos de falta de fusão entre a raiz, enchimento e acabamento foram detectados. Essa situação se deve, principalmente pelo uso de N₂ no gás de proteção (2,5%N₂ e balanço em Ar) no processo de soldagem GMAW pulsado, pois o gás recomendado por todos os fabricantes é uma mistura de 2 a 3% de CO₂ e balanço em Ar. Assim, caracterizado como gás ativo, porém, é um percentual de baixa influência nas propriedade mecânicas e ideal para diminuição da tensão superficial aumentando a molhabilidade na soldagem e evitando tais situações.

A soldagem no processo GMAW de transferência controlada, também foi empregada com o uso do mesmo gás. Deste modo, a soldagem se torna mais critica, dificultando a penetração e o controle de respingos.

Para realizar a avaliação da microestrutura do CPs, estes foram lixados e atacados com uma solução de 20% NaOH por 2min, de forma a revelar as regiões de avaliação.

5.2.1 Microestrutura: Soldagem GTAW Cold Wire

A figura 5.7 representa os locais de avaliação do metal base (MB), da Raiz, Contra Solda e da ZAC onde a contagem de ferrita por imagem foi realizada para o processo de soldagem GTAW Cold Wire.

Raiz: Nesta região o balanceamento de fase ficou com 35,6% de ferrita e 64,4% de austenita. Alguns pontos com probabilidade de fases deletérias foram detectados e indicados com as setas azuis. Como este passe sofreu vários ciclos térmicos, era esperada uma maior quantidade de austenita nesta região e foi comprovado pelo ensaio de fração volumétrica.

Contra Solda: Como este cordão de solda foi o último a ser executado e não sofreu influencia de nenhum outro ciclo térmico, a expectativa era de uma maior quantidade de ferrita, porém, a utilização de N no gás de proteção, alinhado com o acréscimo de 4% de Ni no metal de adição (material base possui 5% e o de adição 9% de Ni), provavelmente, foram os grandes responsáveis pelo bom balanceamento de fase encontrada nesta região, com ferrita 42,9% e austenita 57,1%. Há também alguns pontos de possíveis precipitados indicados na figura.

ZAC: Para realizar a contagem de ferrita por imagem na ZAC, foi utilizada uma técnica diferente para identificar as bordas dos grãos de austenita (branco) e as respectivas áreas em preto, assim, foi identificado 20,3% de austenita e 79,3% de ferrita na ZAC. Foi possível também encontrar alguns pontos de precipitados e identificar um crescimento de grão muito maior que nas outras duas regiões.

Há muito pontos que a austenita foi dissolvida e não houve tempo para formação de novos grãos, essas regiões são as áreas mais claras envolvidas por austenita. Como os UNS S31803 são AID menos sofisticados que os S2205, era esperado um potencial maior de fragilização nesta região, devido as fases do MB não suportar muitos ciclos térmicos e por consequência dissolver os grãos austenita.

Metal Base: Esta imagem foi realizada para comparar a microestrutura do MB com as demais regiões, e é possível observar que esta já possuía algumas precipitados na matriz. Estes precipitados nas regiões da ZAC podem fragilizar ainda mais a região, principalmente se caírem na ZACTE, onde há uma grande possibilidade de crescimento de grão e maior tempo para formação de fases deletérias. Nesta região foi medido 61,6% de ferrita e 38,4% de austenita.

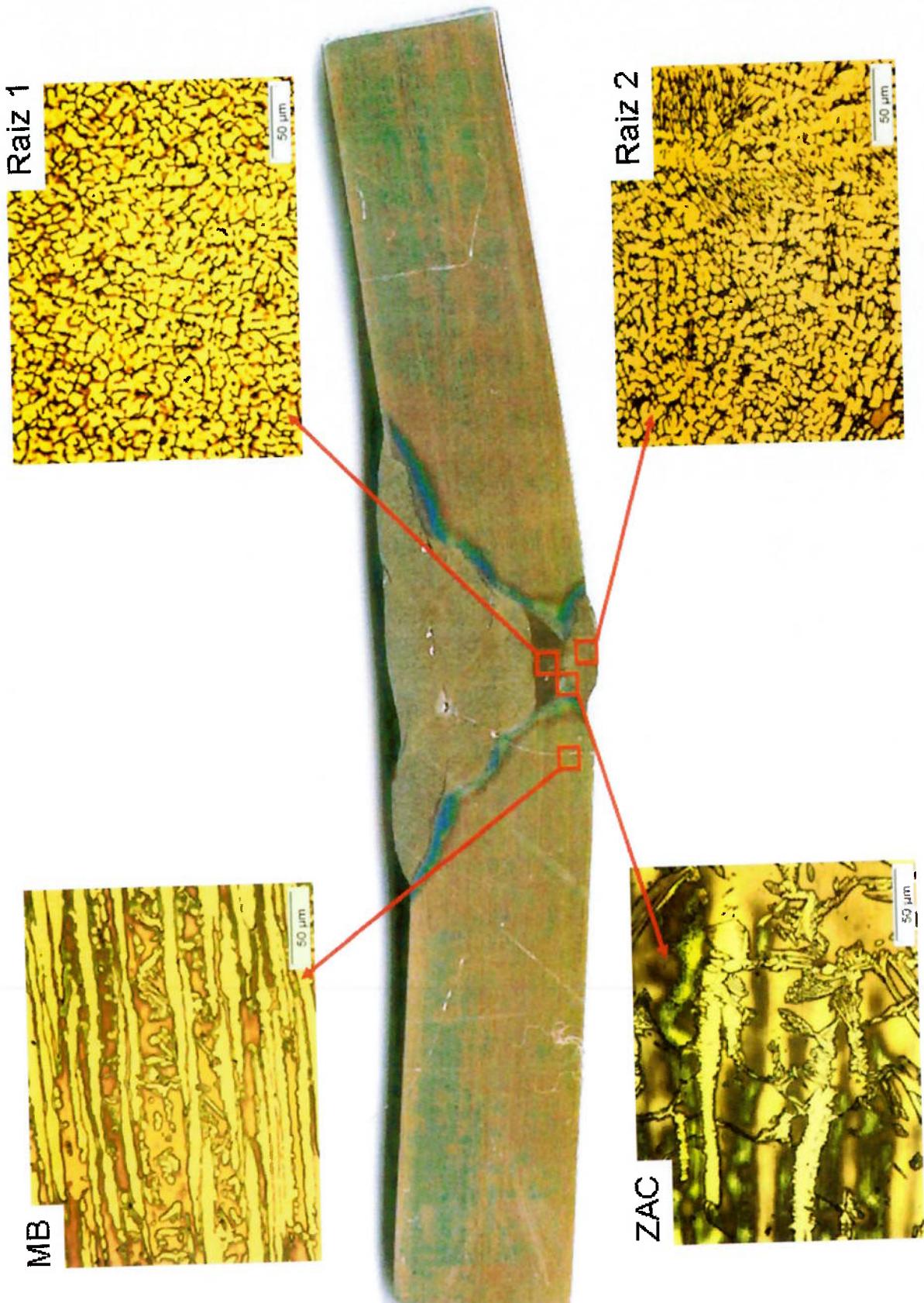


Figura 5.7 – Macrografia GTAW Cold Wire e regiões das microestruturas avaliadas

5.2.2 Microestrutura: Soldagem GTAW Hot Wire

A figura 5.8 representa os locais de avaliação do metal base (MB), da Raiz, Contra Solda e da ZAC onde a contagem de ferrita por imagem foi realizada para o processo de soldagem GTAW Hot Wire.

Raiz: Diferente da soldagem Cold Wire (CW), este processo teve uma diminuição na quantidade de austenita (55,7%) em aproximadamente 10%, isso pode estar relacionado com menor tempo de resfriamento e menor influência dos passes subseqüentes (ciclos térmicos). Teoricamente, a raiz do Hot Wire (HW), deveria possuir mais austenita do que a raiz do CW, uma vez que o arame esta sendo alimentado com circulação de corrente elétrica, reduzindo o uso da energia do processo GTAW para fundir o material de adição.

Contra Solda: O mesmo acontece com o último passe, nesta região a raiz ficou com aproximadamente 10% a menos de austenita do que o CW. O balanceamento nesta região ficou 52,4% de ferrita e 47,6% de austenita. As duas raízes apresentam alguns pontos que provavelmente são precipitados, mas em baixa quantidade. Porém, no processo CW, houve um refino dos grãos, mas essa situação não apresentou melhores resultados no ensaio de impacto, o que seria o mais esperado. Novamente, levando a pensar que as trincas secundárias geradas no ensaio de impacto, mascararam uma menor tenacidade do HW do que CW.

ZAC: Da mesma que apresentado anteriormente, a mesma técnica foi empregada, porém nesta figura, as regiões vermelhas representam os grãos de austenita. Na ZAC do processo HW foi encontrado 22,7% de austenita, uma quantidade próxima ao encontrado no processo CW.

Porém, esse percentual pode estar relacionado com maior aporte de energia na chapa, pois mesmo utilizando a mesma energia em todos os processos, parte da energia que deveria ser aportada na chapa, foi consumida pelo CW para fundir o arame de adição, e para o HW, uma parcela muito menor foi consumida, pois o material já estava com uma alta energia ao penetrar na poça de fusão, aumentando assim, a energia aportada na chapa.

Metal Base: Novamente, alguns pontos indicam precipitados no MB e esses podem afetar a resistência a corrosão e propriedades mecânicas do material, caso fiquem na ZAC. O balanço ficou em 50,6% de ferrita e 49,4% de austenita.

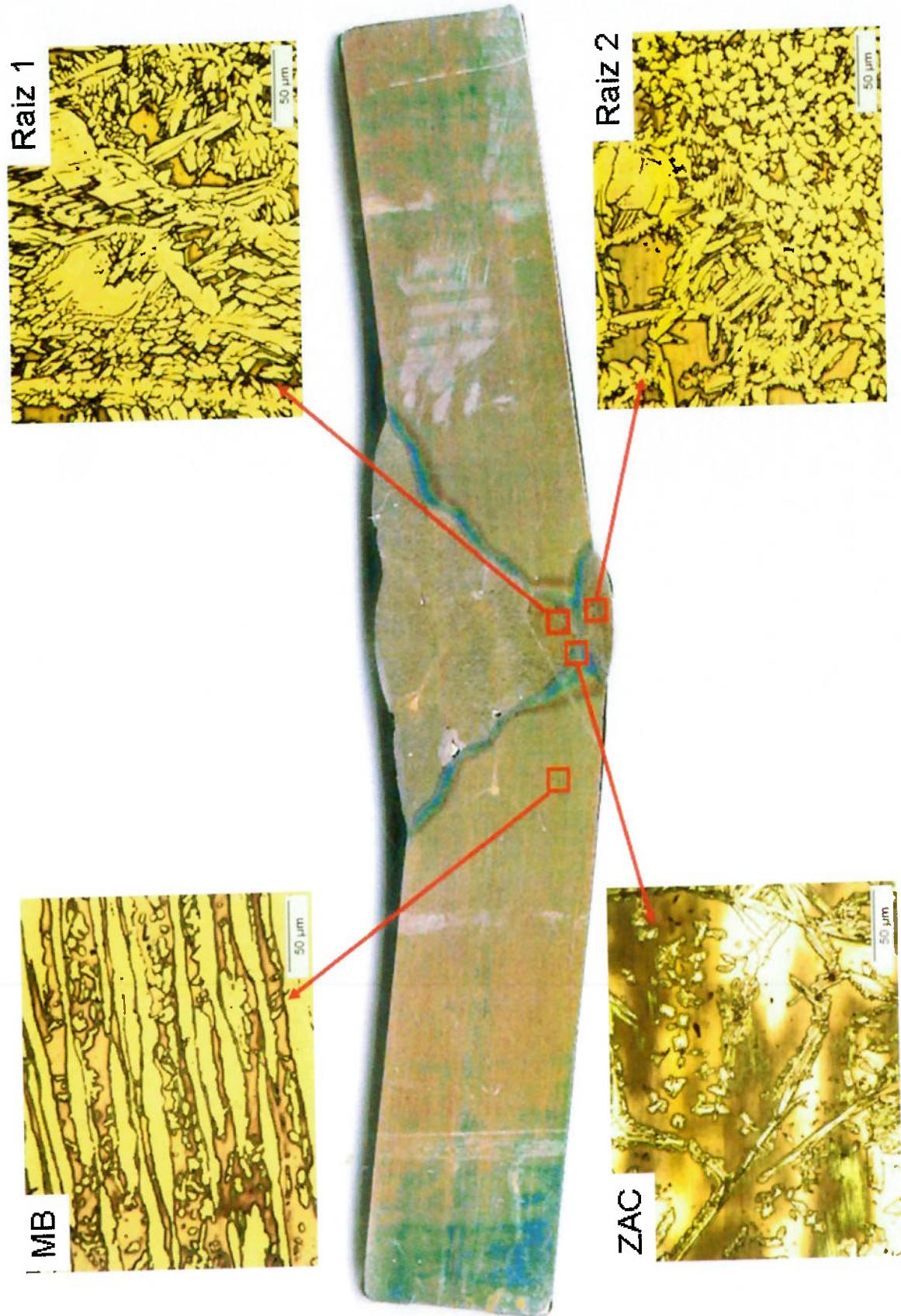


Figura 5.8 – Macrografia GTAW Hot Wire e regiões das microestruturas avaliadas

5.2.3 Microestrutura: Soldagem GMAW de Transferência Controlada

Raiz: A característica do cordão realizada com o processo GMAW, ficou mais parecida com a encontrada no processo GTAW HW, inclusive com grãos maiores. Mesmo utilizando a mesma energia de soldagem para os três processos empregados, possivelmente esse refino de grão visualizado no CW, se deve a uma redução do aporte de energia na peça, o que comprova que em os AID possuem tendência de crescimento de grão, como no CW houve uma energia aportada na peça diferente do HW e GMAW devido ao Cold Wire, essa pode ser o motivo do refino de grão na raiz do CW. O balanço de fases ficou em 45,9% de ferrita e 54,1% de austenita.

Contra Solda: Nesta região provavelmente houve a mesma situação discutida anteriormente. Nesta região o balanceamento de fases ficou com 46,4% de ferrita e 53,6% de austenita.

ZAC: Confirmando a dificuldade na avaliação da austenita na ZAC, a técnica aplicada permite visualizar todos os grãos de austenita em vermelho, apresentando inclusive um percentual de 16,3 para essa fase e 83,8% para ferrita. Ratificando a dificuldade deste MB em manter uma ZAC balanceada com nas demais regiões.

Metal Base: Novamente o MB com o balanceamento esperado para o material, ferrita com 51,6% e austenita 48,4%.

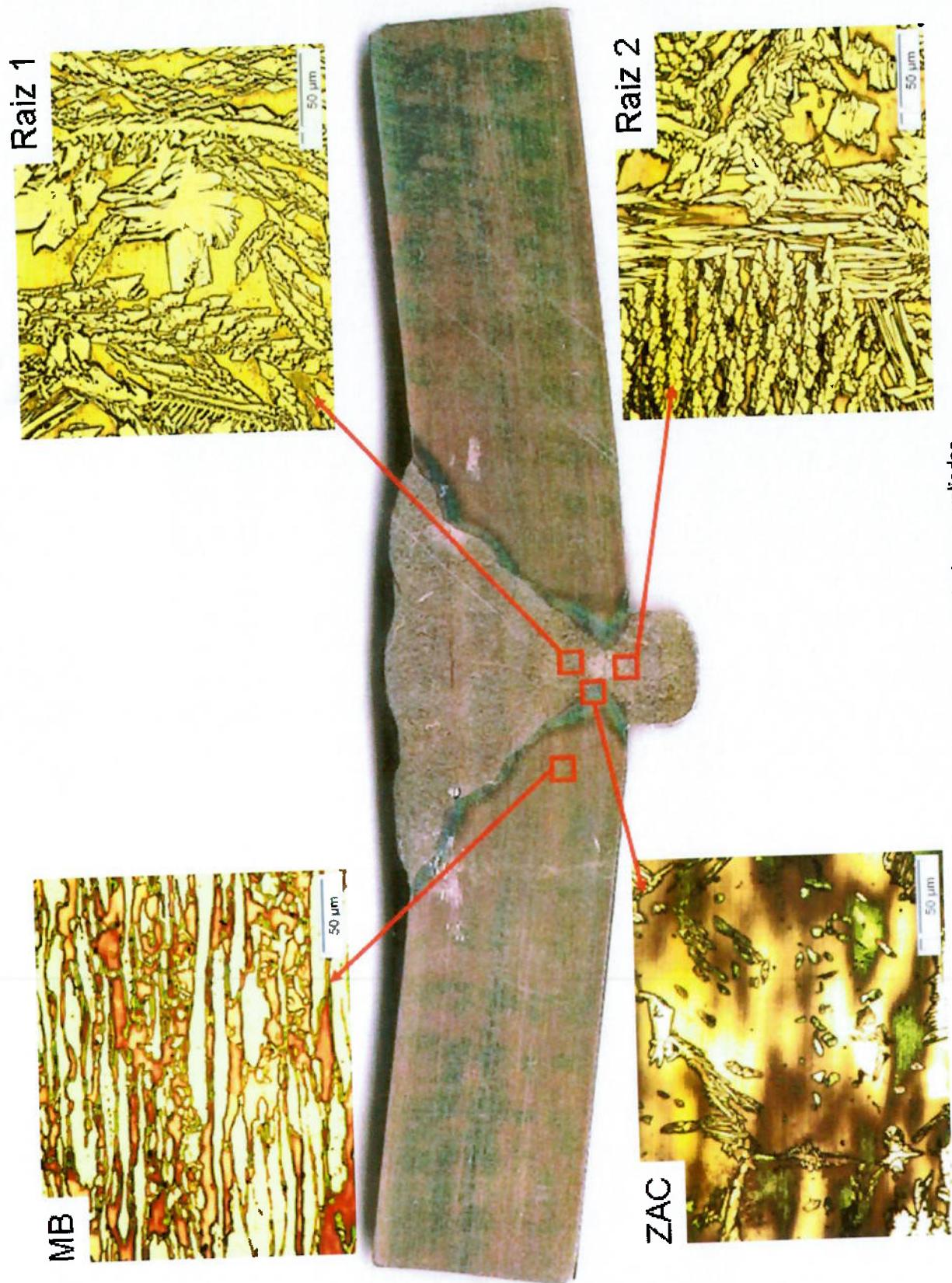


Figura 5.9 – Macrografia GMAW de Transferência Controlada e regiões das microestruturas avaliadas

5.2.4 Contagem de ferrita por imagem

Avaliando os resultados de fração volumétrica nas regiões da raiz nos três processos de soldagem aplicadas, como esperado, mostra uma redução da austenita na ZAC, assim comprovando a redução de tenacidade e por consequência menos energia absorvida nos ensaios de impacto. Essa situação é muito critica para soldagem, pois na região da ZAC a única forma de garantir balanceamento de fases é através da energia de soldagem, como não possibilidades de acrescentar elementos gamagênicos ou N₂, a soldagem se torna crucial. Para aços mais sofisticados, como UNS S32205, o próprio material possui artifícios para puxar o balanceamento de fases para níveis menos críticos, com percentuais de austenita superiores a 30%.

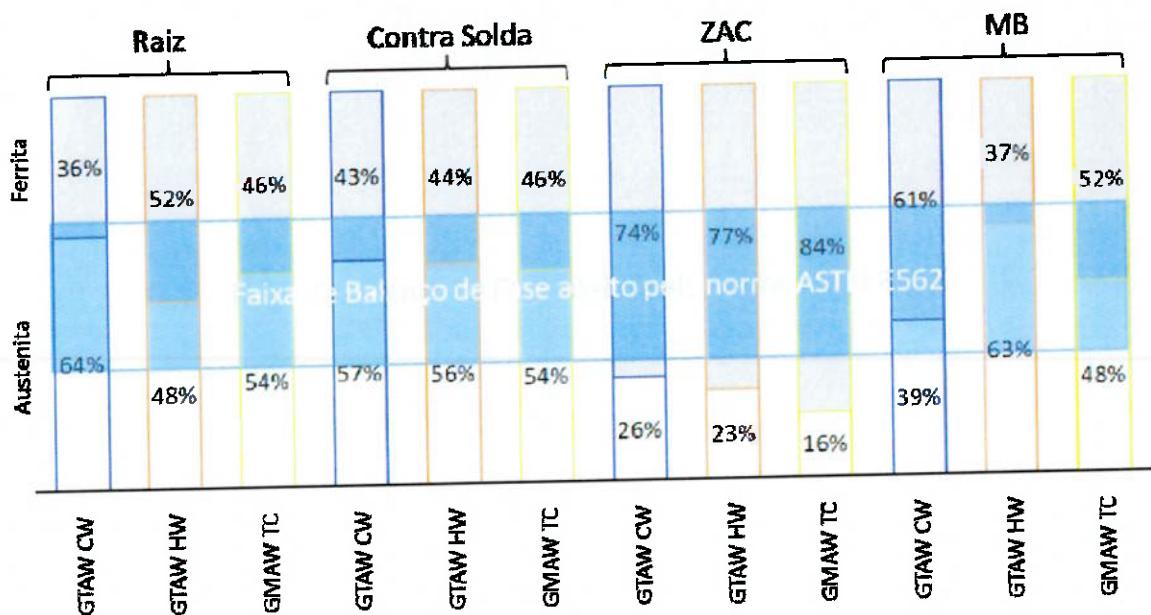


Figura 5.10 – Imagem J: Percentual das fases por região versus processo de soldagem

5.2.5 Contagem de ferrita com equipamento ferritoscópio

De forma a comparar os valores de ferrita e austenita obtidos pelo método de imagem, foi empregado o equipamento ferritoscópio e cada um dos três CPs foi dividido em quadrantes e então retirado treze medições de cada quadrante.

Os quadrantes posicionados na espessura, foram retirados nos dois lados do CP, como indicado lado A e lado B na figura 5.11, totalizando vinte e seis medições para cada um dos oito quadrantes na espessura do CP.

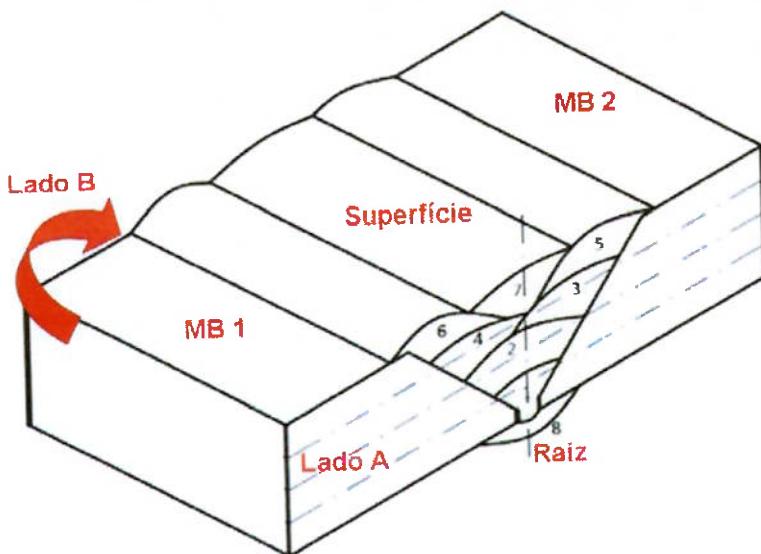


Figura 5.11 – Locais de medição da ferrita com o ferritoscópio

Após a contagem da ferrita, as medições foram agrupadas de forma a gerarem informações referentes às regiões da raiz (1A e 2A), enchimento (3A a 6A) e acabamento (7A e 8A), conforme figura 5.12.

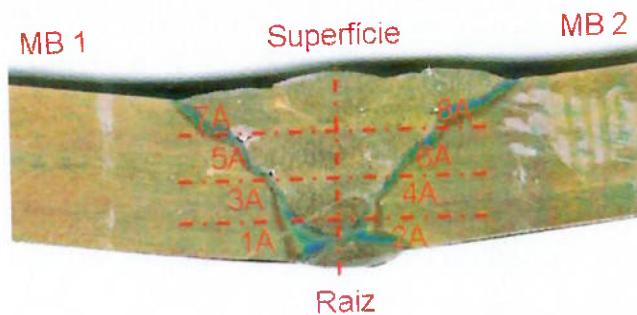


Figura 5.12 – Divisão dos quadrantes e pontos de medição

5.2.6 Ferritoscópio: Soldagem GTAW Cold Wire

Comparando os valores da face da raiz e da raiz do ferritoscópio com a raiz por imagem, é possível observar que há uma diferença muito baixa entre os dois ensaios, principalmente ao obter um desvio padrão de 7,2%, deixaria o valor realmente muito próximos. O desvio padrão obtida na raiz (19,3%) pode estar relacionado com uma região na ZAC, pois ao se repetir a medição no mesmo local, foi obtido os mesmos 17% de ferrita e em regiões próximas 18 a 20% de ferrita.

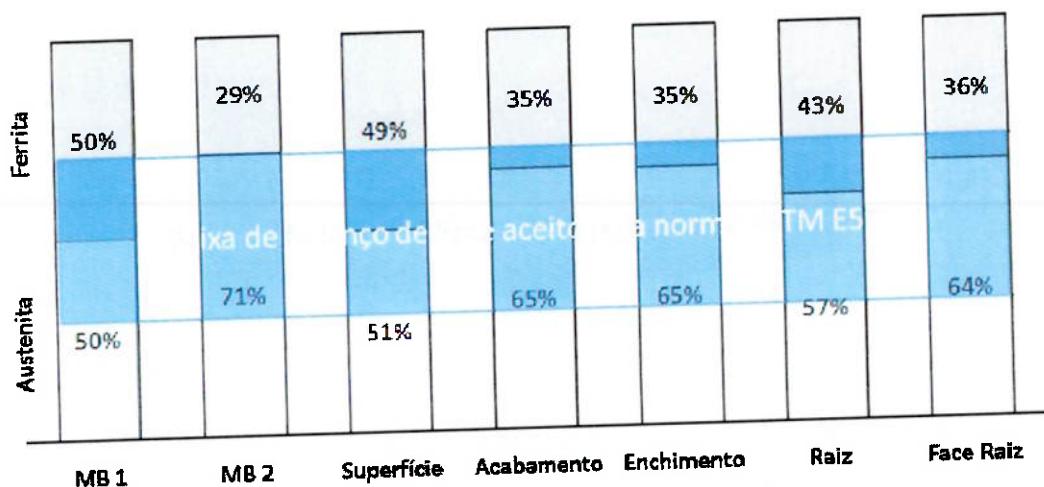


Figura 5.13 – Balanceamento de fases GTAW Cold Wire

Tabela 5.2 – Dados adicionais do contagem de ferrita GTAW Cold Wire

Região	Menor	Maior	σ
MB 1	47,3%	51,9%	1,7%
MB 2	24,7%	35,6%	3,3%
Superfície	15,4%	75,8%	24,2%
Acabamento	22,2%	70,6%	9,6%
Enchimento	27,9%	74,0%	12,0%
Raiz	17,2%	80,6%	19,3%
Face Raiz	20,5%	45,6%	7,2%

Como as avaliações da raiz pelos dois métodos de ensaio utilizados estão muito próximas, esta quantidade de austenita comprovando a boa absorção de impacto na raiz e nas demais regiões ensaiadas.

5.2.7 Ferritoscopio: Soldagem GTAW Hot Wire

Para o CP do processo HW, foi obtido um pico de austenita (77,1%) na face da raiz e um desvio padrão baixo (3,5%). Já para a raiz, houve um equilíbrio de aproximadamente 50/50 entre as duas fases. Com esse balanceamento de fases na raiz, foi obtido ótimos valores de no ensaio de impacto, deixando a média acima dos 160J. Houve uma queda na absorção de energia na LF e LF+2mm, pois englobaram a ZAC também, mas com valores superando os 90J de média.

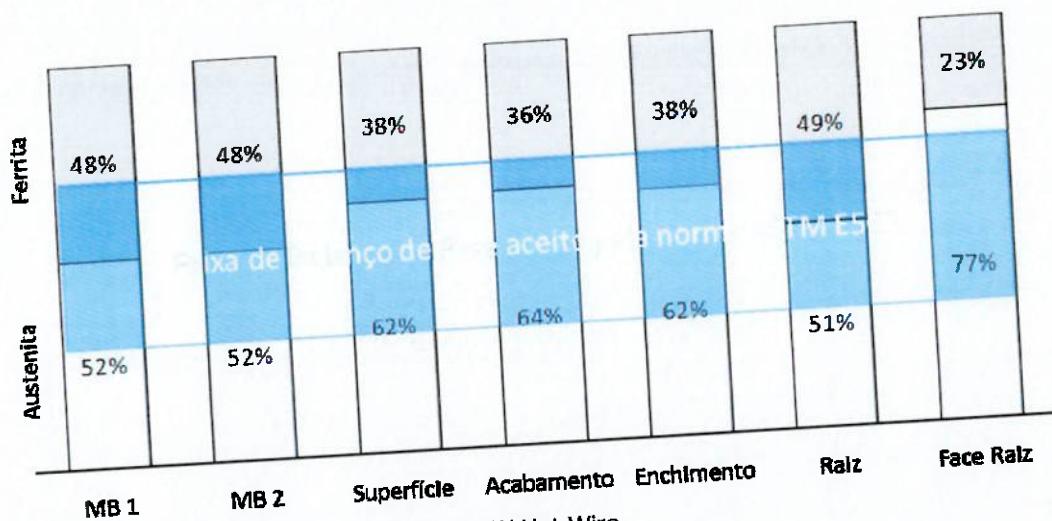


Figura 5.14 – Balanceamento de fases GTAW Hot Wire

Tabela 5.3 – Dados adicionais do contagem de ferrita GTAW Hot Wire

Região	Menor	Maior	σ
MB 1	44,9%	54,8%	2,5%
MB 2	44,5%	50,0%	1,4%
Superfície	29,4%	48,7%	5,8%
Acabamento	29,7%	54,1%	5,9%
Enchimento	21,2%	55,6%	8,3%
Raiz	28,0%	56,2%	8,9%
Face Raiz	17,8%	28,8%	3,5%

5.2.8 Ferritoscópio: Soldagem GMAW de Transferência Controlada

O processo de GMAW com transferência controlada foi o que apresentou o melhor balanço de fases e melhor resultado no ensaio de impacto. Tanto no ensaio por imagem quanto por ferritoscópio, a tendência de atingir 50/50 de balanceamento de fases ficou mais clara. Além dos valores médios estarem muito bons, o desvio padrão de cada região também ficou baixo, aumentando a confiabilidade deste equilíbrio.

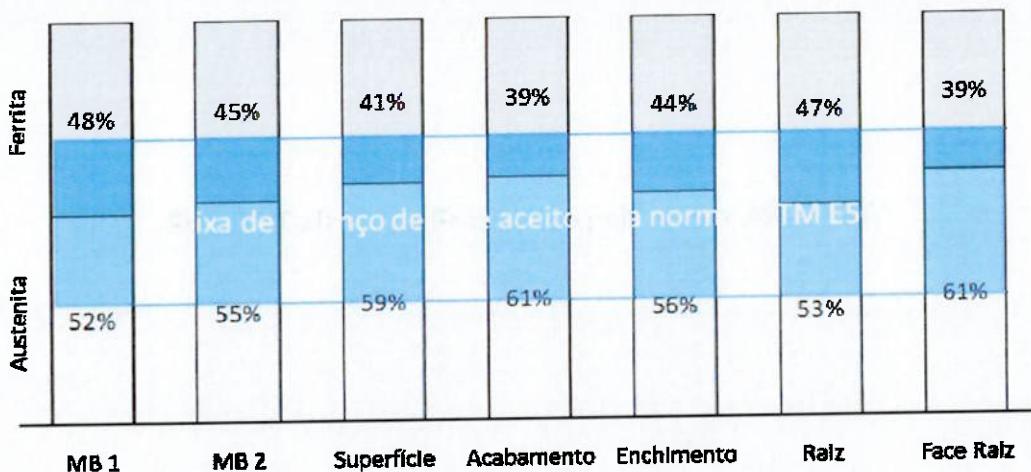


Figura 5.15 – Balanceamento de fases GMAW de Transferência Controlada

Tabela 5.4 – Dados adicionais do contagem de ferrita GMAW de Transferência Controlada

Região	Menor	Maior	σ
MB 1	46,1%	50,2%	1,2%
MB 2	41,3%	49,4%	2,8%
Superfície	37,2%	47,8%	3,0%
Acabamento	31,9%	56,0%	5,2%
Enchimento	31,4%	54,1%	7,3%
Raiz	39,0%	56,7%	6,6%
Face Raiz	32,1%	55,4%	5,7%

Para as demais regiões medidas nos três CPs, houve um balanço de fases muito favoráveis ao processo de soldagem empregado (GMAW Pulsado). Possivelmente se fosse aplicado um gás de proteção com composição de 2 a 3% CO₂ e balanço em Ar, os defeitos encontrados (falta de fusão entre os passes de raiz, enchimento e acabamento) não estariam presentes, mas certamente haveria uma diminuição na quantidade de austenita presente nos CPs e consequentemente, menor resistência à corrosão e propriedades mecânicas.

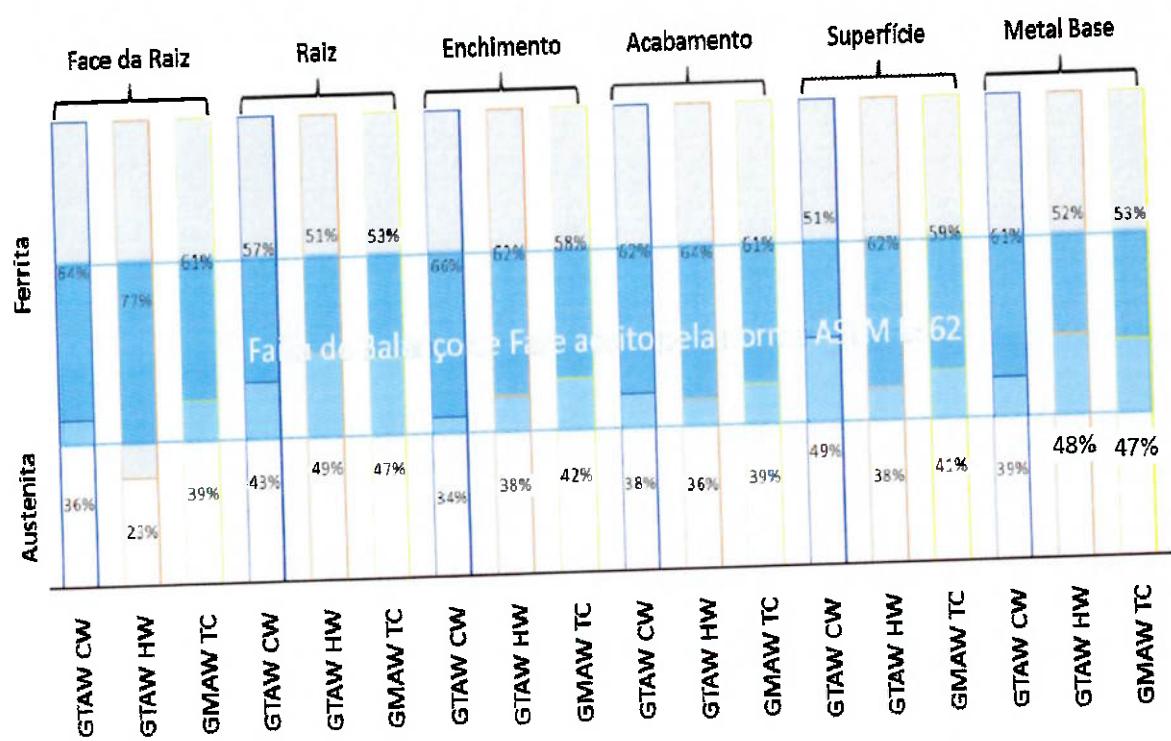


Figura 5.16 – Ferritoscópio: Percentual de austenita por região versus processo de soldagem

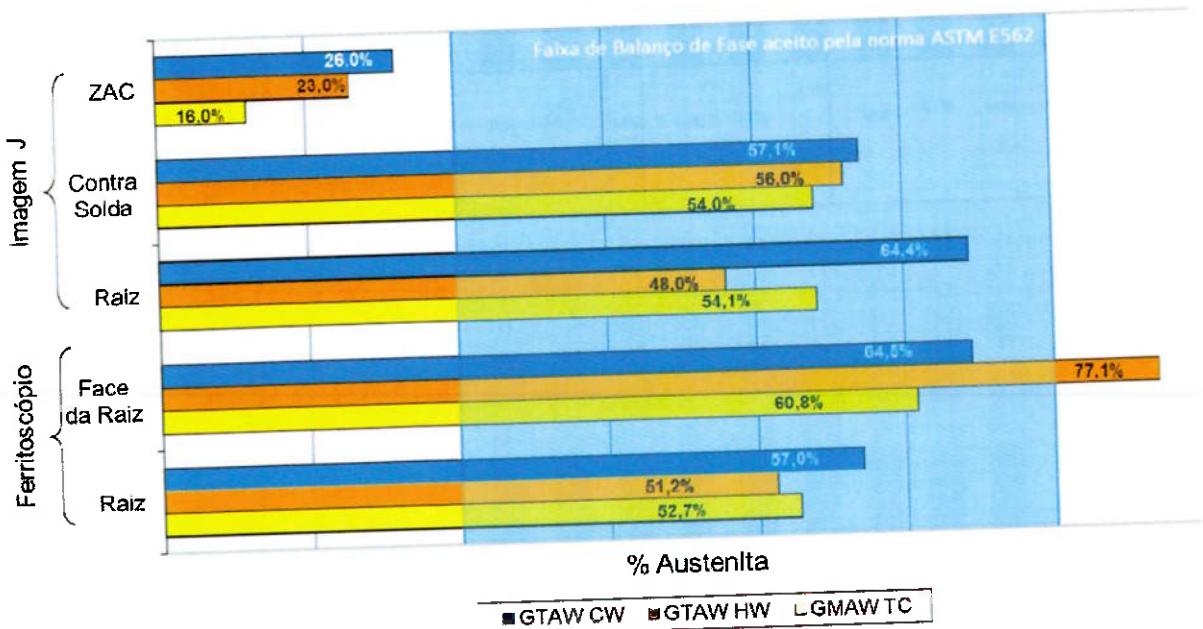


Figura 5.17 – Comparação das medidas de austenita por região entre Image J e Ferritoscópio

Um dos principais fatores responsáveis pelos bons resultados de balanço de fases encontrados nos ensaios de contagem de ferrita com o ferritosópio, se deve ao instrumento utilizado medir uma área relativamente grande, aproximadamente 3mm (diâmetro da ponta do instrumento), e também pelo fato do metal de adição conter 4% a mais de Ni em sua composição química, o que auxilia muito a formação de austenita, independente da velocidade de resfriamento e o processo de soldagem aplicado.

5.3 ENSAIO DE CORROSÃO

Para os ensaios de corrosão, o primeiro passo foi analisar as quantidades de elementos de liga do metal base e metal de adição, e então calcular o PRE destes. Pelo PRE calculado de cada um, foi identificado que mesmo que houvesse uma diluição maior ou menor do MB no cordão de solda, a quantidade de elementos responsáveis pela resistência contra corrosão localizada, deveria ser muito próxima, atacando por igual toda a região ensaiada do cordão.

Contudo, não é possível presumir o que poderia acontecer na região da ZAC, pois o controle da microestrutura só pode ser realizado controlando o aporte de energia e tempo de resfriamento, justamente por não ser possível adicionar nenhum elemento de liga nesta região, assim, é esperada uma corrosão preferencial nesta região.

Tabela 5.5 – PRE_N Meta Base e de adição

	Cr (%)	Mo (%)	N (%)	W (%)	PRE_N
Metal de Base	22,48	3,00	0,12	0,017	33,43
Metal de Adição	22,90	3,07	0,14	0	34,35

Conforme apresentado anteriormente, o ensaio aplicado foi localizado de forma a avaliar o desempenho da raiz, enchimento, ZAC e MB através do ensaio de corrosão de polarização cíclica em solução de 3% de cloreto de sódio (NaCl) com pH=2 com área exposta de 0,59cm² definida com o auxílio de anel de borracha utilizado para delimitação da região ensaiada, conforme figura 5.18.



Figura 5.18 – Ensaio de corrosão de polarização cíclica

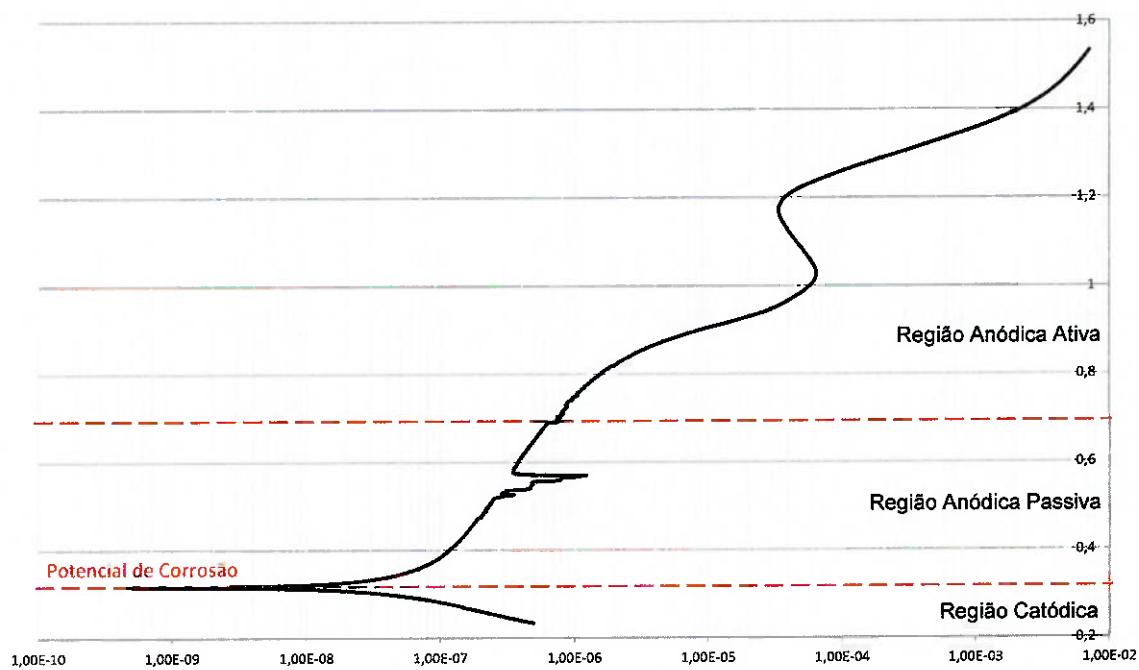


Figura 5.19 – Metal Base: Ensaio de corrosão de polarização cíclica anódica

Quando se atinge o potencial de corrosão, a densidade de corrente líquida tende à zero, e esse potencial é chamado de potencial de corrosão. Quanto maior esse potencial, mais nobre ou menos ativo é o metal. A corrente de corrosão deve ser determinada graficamente, fazendo a extrapolação do trecho linear da reta catódica até a linha horizontal do potencial de corrosão. Basta comparar os valores de densidade de corrente de corrosão para classificar a intensidade do processo para as diferentes áreas da solda.. Quando a corrente elétrica atinge valores na casa de $1 \times 10^{-5} \text{ A}$ ou $1 \times 10^{-4} \text{ A}$ a corrosão é considerada elevada. Se a densidade de corrente permanecer constante com a elevação do potencial, isso indicará uma região passiva, e indicará boa resistência à corrosão, que é justamente o caso da figura 5.19 apresentada acima.

Após atingir a corrente de $1 \times 10^{-5} \text{ A}$ ou $1 \times 10^{-4} \text{ A}$, o controle é feito pelo equipamento e por isso há o aumento do potencial, mas essas informações não são utilizadas para a avaliação, pois não representam a realidade.

5.3.1 Corrosão: Soldagem GTAW Cold Wire

Comparando a figura 5.20 com a figura anterior 5.19, no inicio do ensaio de corrosão, o comportamento do CP estava muito próximo ao do Metal Base, baixas correntes e potenciais mais elevados. Porém, houve quebra da região passiva, e por consequência um valor de densidade de corrente muito grande, saindo de $1 \times 10^{-7} \text{ A}$ (que representa uma ótima resistência) e atingindo a corrente na ordem de $1 \times 10^{-4} \text{ A}$, o que nesta condição representa quebra da camada passiva e a manifestação de uma corrosão localizada, por pites.

Avaliando o gráfico e a microestrutura na região ensaiada, é possível observar dois pontos de corrosão preferencial e localizada, provavelmente os responsáveis pelo pico da corrente. Esses dois pontos estão muito próximos da linha de fusão e da ZAC, onde possivelmente há uma composição química pobre em elementos como Cr e Mo, que são fundamentais na resistência por pites. Além da fresta entre os passes de raiz e contra solda, há também um pite grande entre o passe de raiz e enchimento, que certamente está relacionada com a falta de fusão causada pelo processo de enchimento, gerando um processo de corrosão por fresta, o que é muito agressivo para os AID.

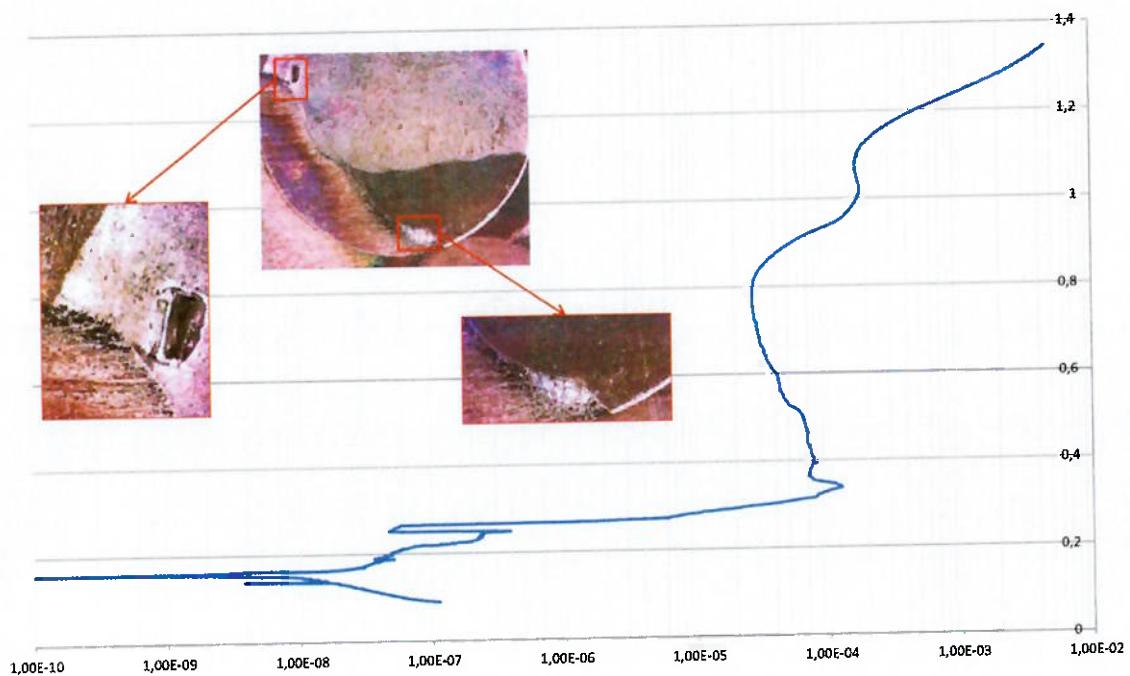


Figura 5.20 – GTAW Cold Wire: Ensaio de corrosão

Quando avaliada a microestrutura na região da ZAC do CP soldado pelo processo de GTAW CW, também foi identificada uma quantidade muito baixa de austenita, em torno de 26%. Esse baixo percentual de austenita, alinhado com os problemas relatados anteriormente, seguramente foram os responsáveis pelo resultado obtido no ensaio de corrosão.

5.3.2 Corrosão: Soldagem GTAW Hot Wire

Avaliando a curva obtida no ensaio de corrosão do CP soldado pelo processo GTAW Hot Wire, novamente, havia uma resistência à corrosão muito boa, porém com baixo potencial de corrosão, indicando uma área empobrecida nos elementos que garantem a passividade do metal como Cr e Mo, e por volta de $-0,1V$, novamente um pico de corrente, atingindo aproximadamente $1 \times 10^{-5} A$,

mostrando a quebra da camada passiva e a manifestação da corrosão localizada na forma de pites.

Essa situação poderia estar relacionada com uma região menos nobre, com falta de Cr e Mo, e, novamente foram encontrados dois pites, que pelo tamanho também agiram como corrosão por fresta, possivelmente havia um pite inicial, causada pela falta de fusão entre o passe de raiz e o enchimento, e uma fina camada pobre nos elementos de liga, o que gerou novamente o pico de corrente e a leitura de uma corrosão localizada e intensa neste local.

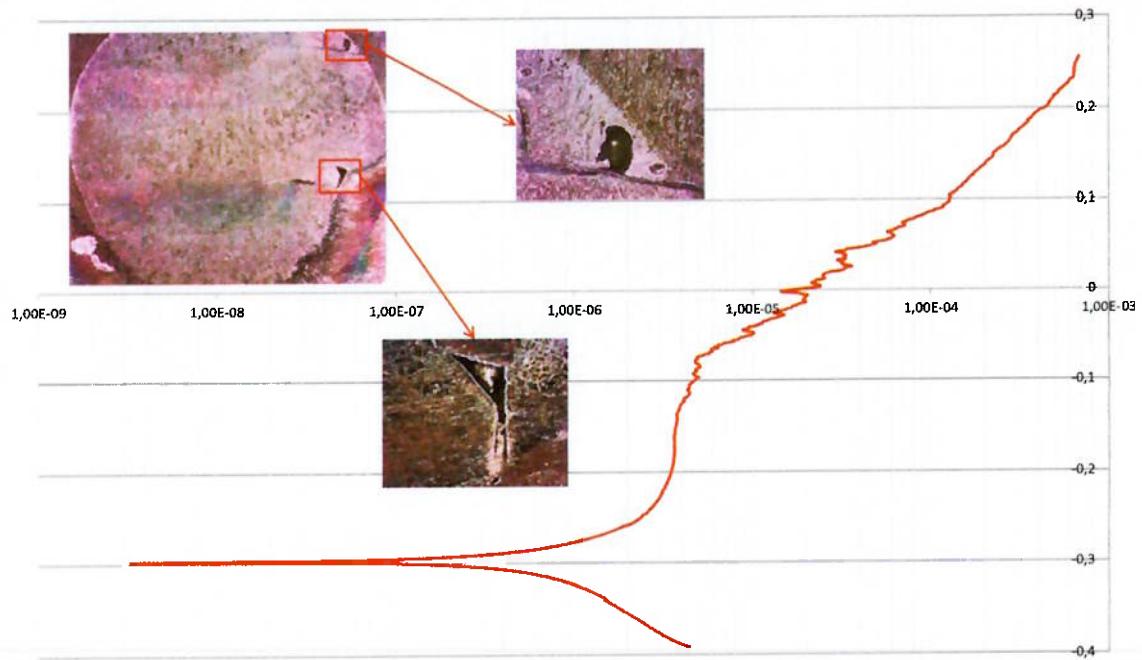


Figura 5.21 – GTAW Hot Wire: Ensaio de corrosão

5.3.3 Corrosão: Soldagem GMAW de Transferência Controlada

O pior resultado obtido no ensaio de corrosão foi o do CP soldado pelo processo de GMAW de transferência controlada. Neste ensaio, não foi possível identificar

o trecho de transição entre a quebra do filme passivo e o inicio da corrosão. Pelo gráfico, é identificada uma região de corrosão ativa muito grande.

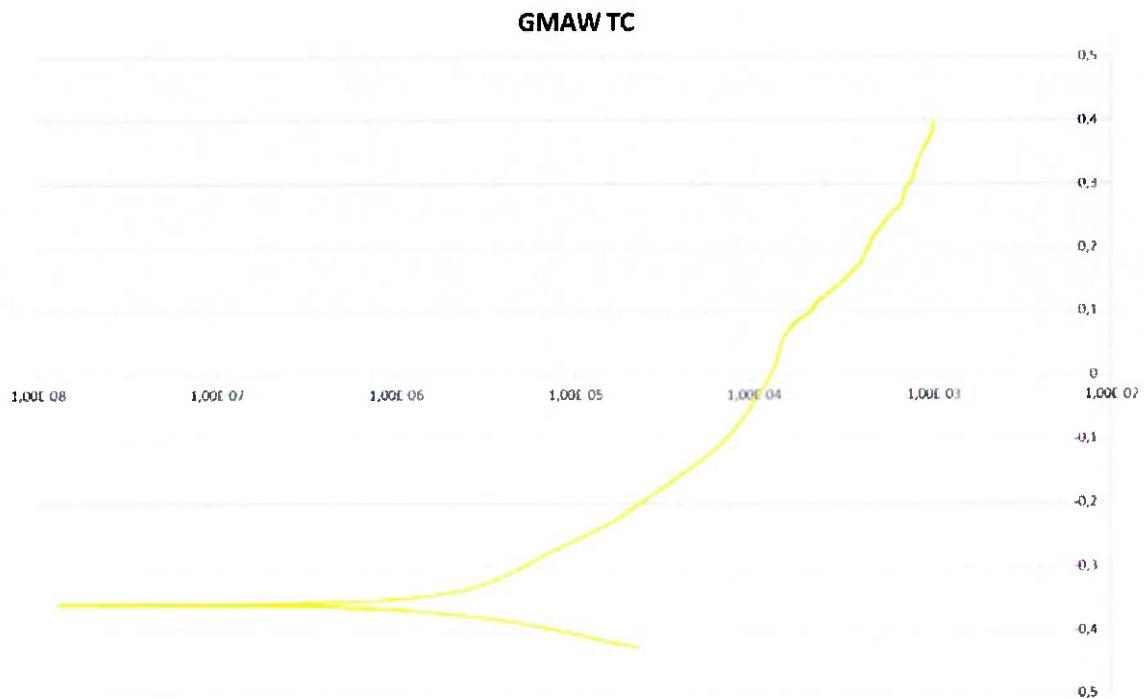


Figura 5.22 – GMAW de Transferência Controlada: Ensaio de corrosão

Como a ZAC deste CP ficou com o pior resultado de percentual de austenita, 16% apenas, e também foi identificada falta de fusão no CP do ensaio de impacto, há uma grande possibilidade de logo no inicio do processo já ter ocorrido um pite grande, se tornando uma corrosão por fresta, e aumentando a corrente para os níveis de corrosão generalizada (entre 1×10^{-5} , 1×10^{-4} e 1×10^{-3}).

Para ter certeza da composição química nas regiões preferencialmente atacadas e confirmar os fatores levantados anteriormente, o ensaio pelo Microscópio Eletrônico Varredura ou MEV, deveria ser empregado para identificar os teores

de cada elemento e utilizar a formula do PRE para confirmar a resistência à corrosão de cada região.

Como o ensaio feito em todos os três CPs cobriam o passe de raiz, parte do enchimento, ZAC e MB, o baixo teor de elementos com o Cr e Mo, certamente influenciaram muito os resultados obtidos.

Uma ultima forma utilizada para classificar o melhor desempenho neste ensaio, pode ser avaliando fixando o potencial em 0,5V, conforme figura 5.22, e avaliar as correntes máximas medidas, pois quanto maior a corrente, maior a intensidade de corrosão na região ensaiada. Logo, da direita para esquerda estão em ordens os melhores resultados, tendo o Metal Base (MB) como referência positiva, o processo GTAW CW foi o que obteve o melhor desempenho, seguido pelo GTAW HW e o processo GMAW de transferência controlada, o de pior resultado.

Como foi identificado falta de fusão no ensaio de impacto charpy, e o gás de proteção do processo GMAW de transferência controlada foi Ar puro, possivelmente, os problemas de molhabilidade na transferência metálica ???, também influenciaram a baixa resistência à corrosão do CP soldado com este processo.

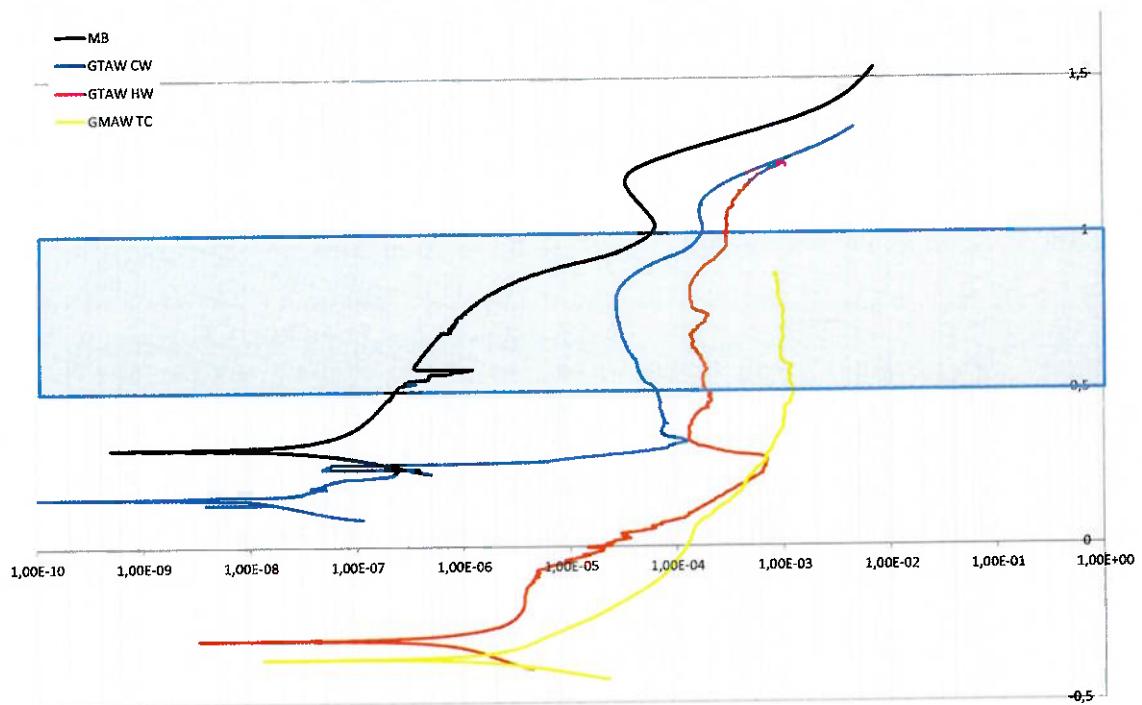


Figura 5.22 – Comparação Geral dos Ensaios de corrosão

5.4 CICLO TÉRMICO

De acordo com o trabalho de Noble e Goosh, o Δ_{t12-8} deveria ter um valor mínimo próximo dos 4s para que a formação de austenita fosse de no mínimo 20%. Conforme avaliado neste trabalho, o tempo mínimo de resfriamento medido foi de 7s, sendo que a temperatura máxima medida neste caso foi de 1020C, mesmo assim, ao utilizar os cálculos do Δ_{t12-8} para o intervalo de temperaturas de 1200 a 800C, é observado os seguintes valores apresentados na tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem

Δ_{t12-8}		Chapa Grossa	Chapa Fina
GTAW CW	η 100%	12,21 s	19,01 s
GTAW CW (Literatura)	η 50%	6,11 s	4,75 s
GTAW HW	η 100%	12,08 s	18,70 s
GTAW HW (Literatura)	η 50%	6,04 s	4,68 s
GMAW	η 100%	12,09 s	18,73 s
GMAW (Literatura)	η 70%	8,46 s	9,18 s

5.4.1 Ciclo Térmico: GTAW Cold Wire

Baseado na tabela 5.7 e na formula 3.7, que descreve a distância da linha de fusão das temperaturas atingidas na soldagem, foram empregadas para identificar a eficiência do processo conforme medido com os termopares.

Assim, foi medido a distância entre o termopar que mediu a temperatura mais alta até a linha de fusão do passe de raiz. A figura 5.22 indica o posicionamento do termopar e a distância em relação à linha de fusão, para então ser calculado a eficiência do processo baseados nos dados obtidos durante a soldagem, conforme tabela 5.7.

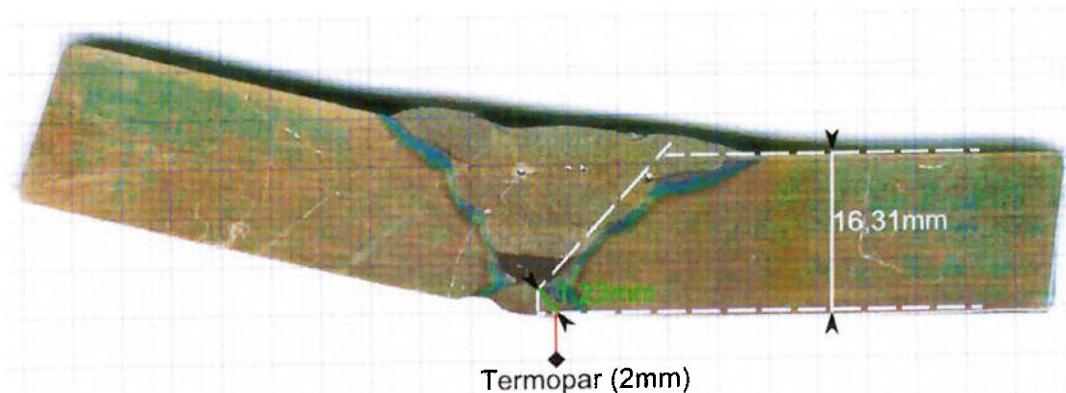


Figura 5.19 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GTAW Cold Wire

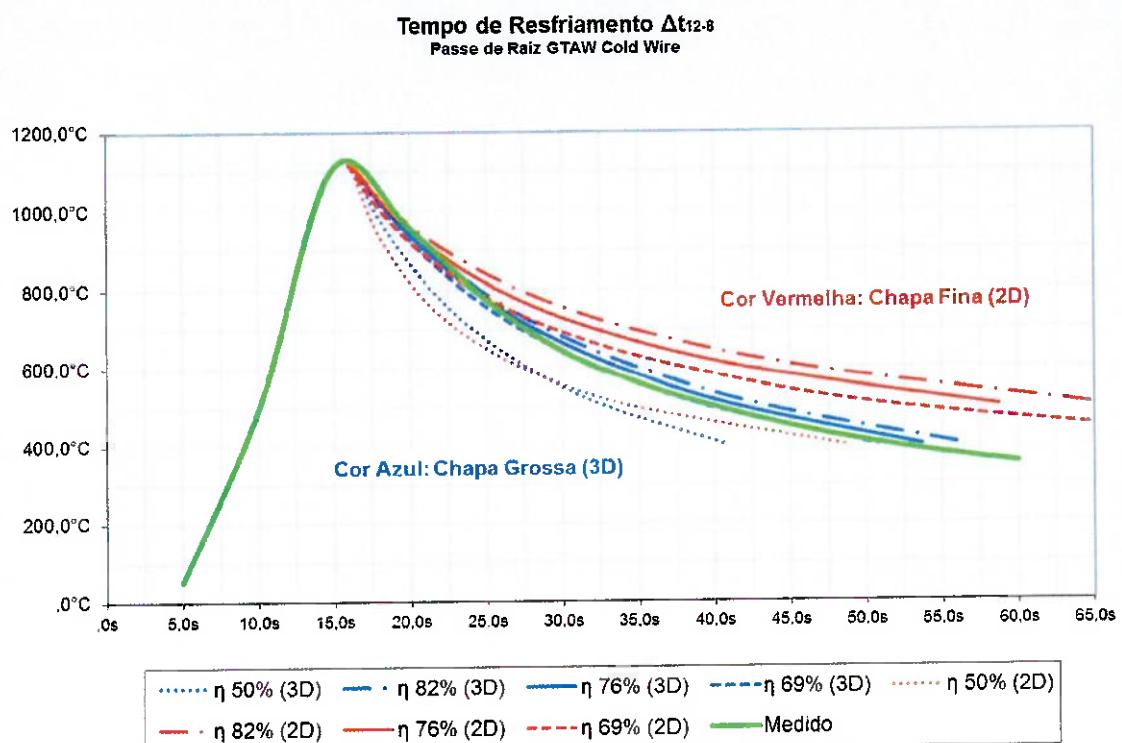
Tabela 5.7 – Calculo da eficiência do processo de soldagem GTAW Cold Wire

GTAW CW		
	Dados Fabricantes	Conversão (m)
C	460 J/kg.K	
p	7,8 g/cm ³	7.800 kg/m ³
pC	0,0036 J/mm ³ .K	3,6E+6 J/m ³ .K
T_m	1.540 °C	1.813 K
T_p	1.111 °C	1.384 K
T₀	33 °C	306 K
Parâmetros de Soldagem		
V	14,0 V	
I	130 A	
Vel	8 cm/min	1,33 mm/s
Espessura da Chapa		
		16,3 mm
LF > Termopar (y)		
		1,23 mm
Energia		
		1.126 J/mm
Eficiência Calculada		
		0,82

Com a eficiência do processo calculada, esta foi comparada com a eficiência descrita por literaturas para o processo GTAW (50%) e também pelos cálculos de Rosenthal, de forma que o calculo de chapa grossa e chapa fina atingissem o mesmo tempo de resfriamento medido durante a execução da soldagem do passe de raiz. Desta forma, a tabela 5.8 foi montada apresentando os tempo de resfriamento do Δ_{t12-8} para cada uma das eficiências e então plotados em um gráfico junto com a curva medida pelo termopar, apresentado pela figura 5.23, sendo que as curvas em azul representam os cálculos de chapa grossa e as vermelhas os cálculos de chapa fina.

Tabela 5.8 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Cold Wire

Δ_{t12-8}		Chapa Grossa	Chapa Fina
Medido			8,00 s
Literatura	η 50%	5,24 s	4,20 s
Calculado	η 82%	8,60 s	11,30 s
Estimado Grossa	η 76%	7,97 s	9,71 s
Estimado Fina	η 69%	7,24 s	8,00 s

Figura 5.20 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Cold Wire

Ao avaliar o gráfico da figura 5.23 é possível observar que tanto a curva com eficiência calculada (82%) quanto a curva com eficiência calculada pelo cálculo de chapa grosso do Adam (76%) obtiveram uma curva muito parecida com a medida, como apresentado na figura 5.24.

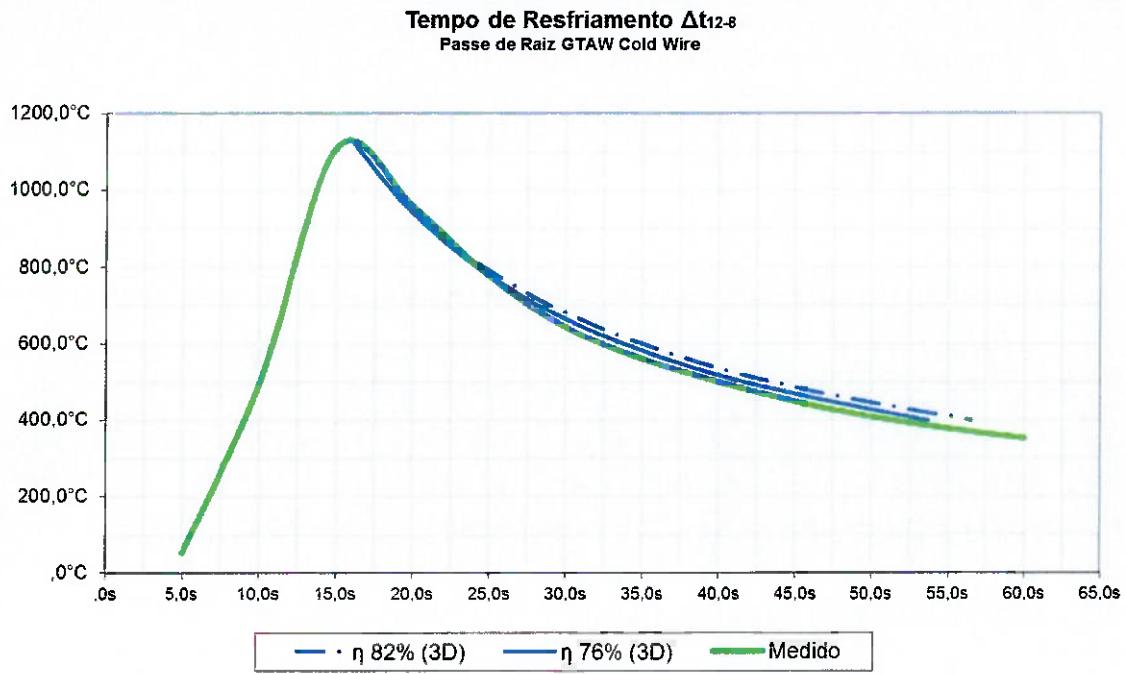


Figura 5.21 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GTAW Cold Wire

Há uma diferença de 6% entre as duas eficiências, mas levando em conta que as equações utilizadas neste trabalho são simplificações, é possível trabalhar com esses valores para cálculos teóricos e identificar se os parâmetros de soldagem para espessura da chapa do AID estão dentro do tempo de resfriamento mínimo para atingir um balanceamento de fases similar ao encontrado para a raiz do processo GTAW CW neste trabalho.

Uma segunda avaliação realizada com as curvas de enchimento e acabamento foi a análise entre os tempos de resfriamento das temperaturas mais críticas de formação das fases deletérias. Com a utilização do software Thermo-calc, foi identificado as curvas para formação das fases em fusão da temperatura. Assim, é possível observar que na temperatura de 1200°C, 70% da microestrutura é composta por ferrita e 30% de austenita.

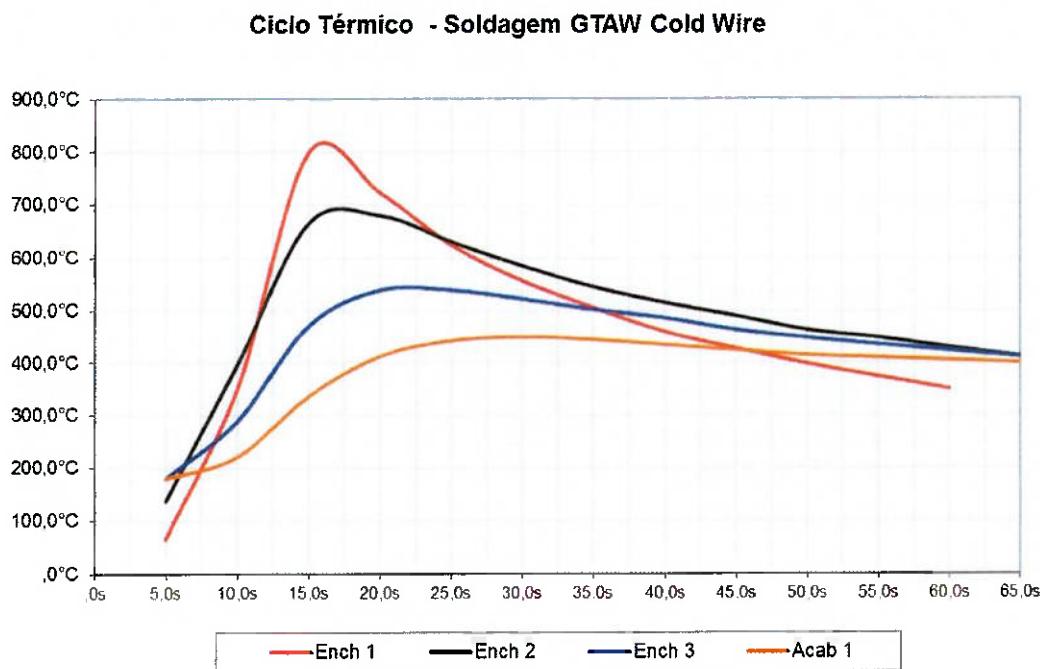


Figura 5.22 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GTAW Cold Wire

Além desta informação, é possível identificar que faces deletérias e precipitados podem ser formadas na temperatura de 900°C a 400°C, assim o tempo de resfriamento entre essas temperaturas é extremamente importante para evitar tais fases.

Desta forma, ao realizar o cálculo do tempo de resfriamento entre as temperaturas de pico até valores inferiores a 400°C estão representadas na tabela 5.9.

Tabela 5.9 – GTAW Cold Wire: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C

	Raiz	Ench. 1	Ench. 2	Ench. 3	Acabamento
Tempo	45s	40s	60s	60s	55s

A soma destes tempos não é suficiente para gerar fases deletérias como a Sigma por exemplo. Porém, há uma grande possibilidade de os pontos identificados nas micrografias sejam precipitados como carbonetos e/ou nitretos.

5.4.2 Ciclo Térmico: GTAW Hot Wire

As mesmas avaliações detalhadas anteriormente foram realizadas para o processo de soldagem GTAW HW e seguem as tabelas e figuras abaixo.

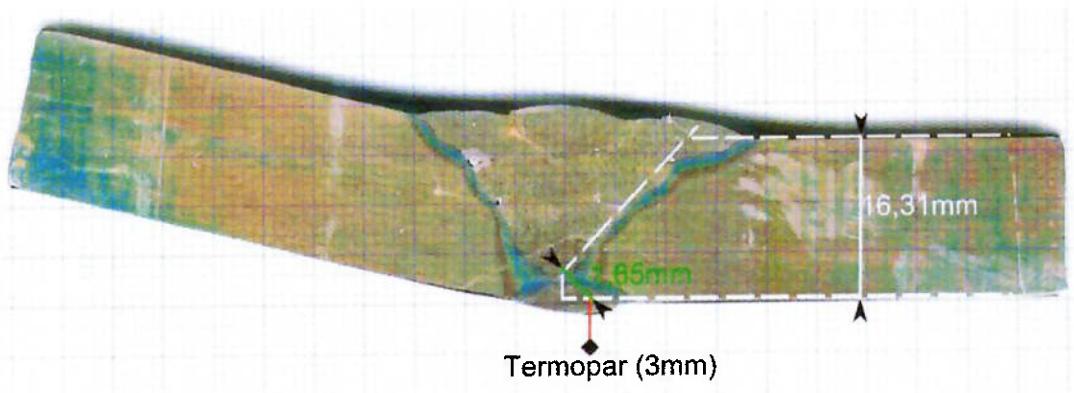


Figura 5.23 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GTAW Hot Wire

Tabela 5.10 - Calculo da eficiência do processo de soldagem GTAW Hot Wire

Dados Fabricantes		Conversão (m)
C	460 J/kg.K	
p	7,8 g/cm ³	7.800 kg/m ³
pC	0,0036 J/mm ³ .K	3,6E+6 J/m ³ .K
T_m	1.540 °C	1.813 K
T_p	1.020 °C	1.293 K
T₀	28 °C	301 K
Parâmetros de Soldagem		
V	14,0 V	
I	130 A	
Vel	8 cm/min	1,33 mm/s
Espessura da Chapa		16,3 mm
LF > Termopar (y)		1,65 mm
Energia		1.150 J/mm
Eficiência Calculada		0,84

Tabela 5.11 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Hot Wire

Δ_{t12-8}		Chapa Grossa	Chapa Fina
Medido		7,00 s	
Literatura	η 50%	3,92 s	3,26 s
Calculado	η 84%	6,60 s	9,19 s
Estimado Grossa	η 89%	6,99 s	10,32 s
Estimado Fina	η 73%	7,24 s	6,94 s

OBS: Valores baseados na temperatura máximas medidas de 1020°C.

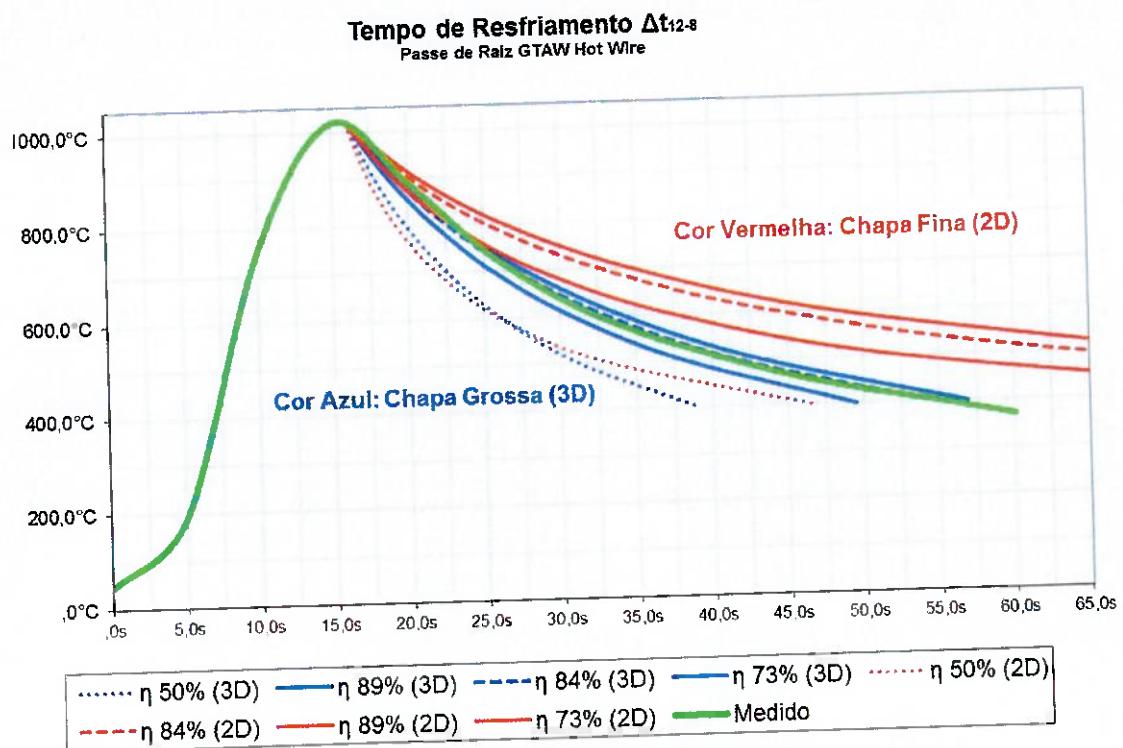


Figura 5.24 – Δt_{12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GTAW Hot Wire

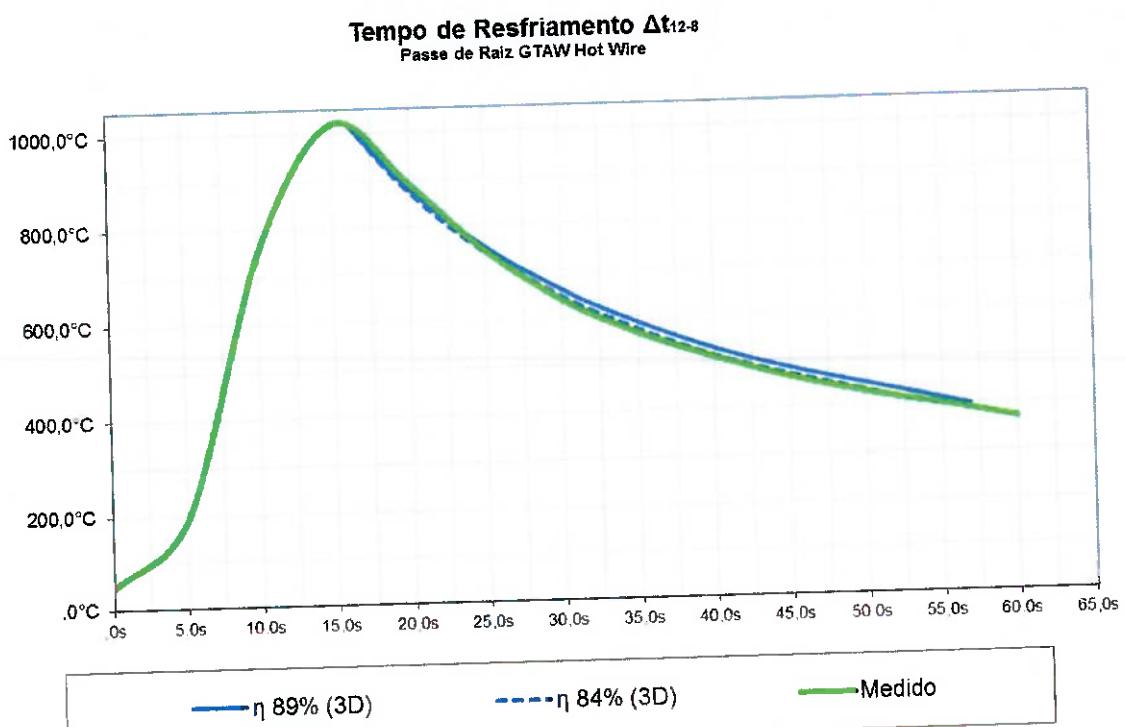


Figura 5.25 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GTAW Hot Wire

Ciclo Térmico - Soldagem GTAW Hot Wire (T8)

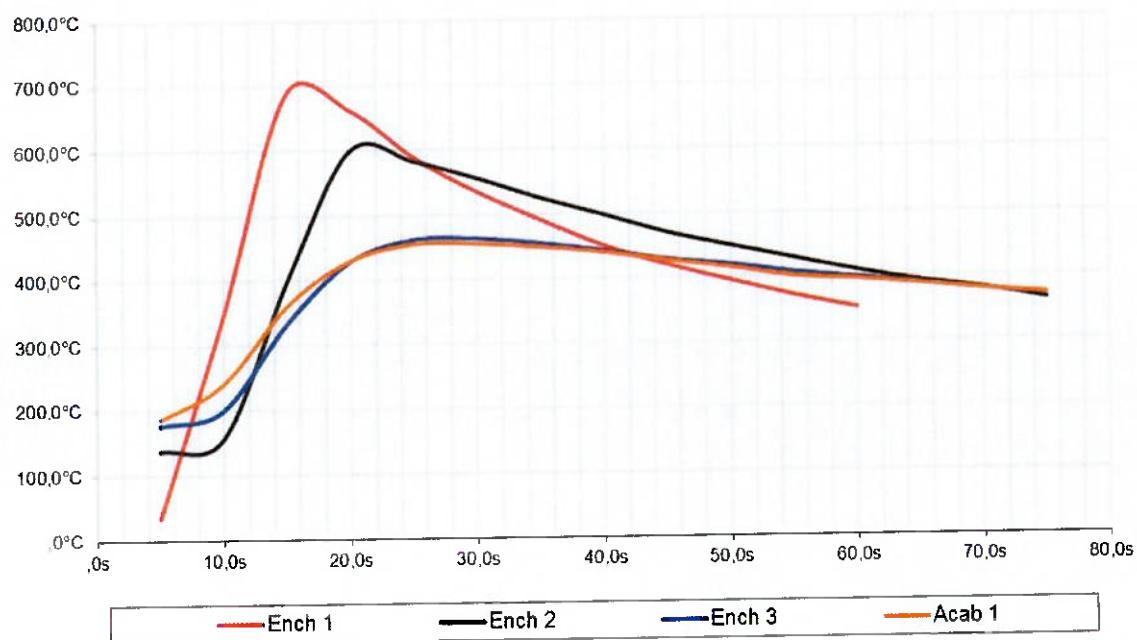


Figura 5.26 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GTAW Hot Wire

Tabela 5.12 – GTAW Hot Wire: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C

	Raiz	Ench. 1	Ench. 2	Ench. 3	Acabamento
Tempo	50s	40s	50s	45s	50s

5.4.3 Ciclo Térmico: GMAW de Transferência Controlada

As mesmas avaliações detalhadas anteriormente foram realizadas para o processo de soldagem GTAW HW e seguem as tabelas e figuras abaixo.

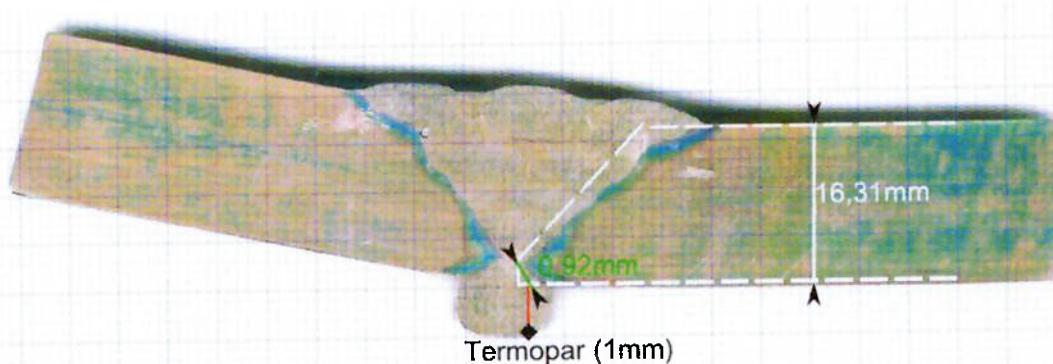


Figura 5.27 – Distância entre a linha de fusão e o termopar: GMAW

Tabela 5.13 – Calculo da eficiência do processo de soldagem GMAW

Qset		
Dados Fabricantes		Conversão (m)
C	460 J/kg.K	
p	7,8 g/cm ³	7.800 kg/m ³
pC	0,0036 J/mm ³ .K	3,6E+6 J/m ³ .K
T_m	1.540 °C	1.813 K
T_p	1.177 °C	1.450 K
T₀	28 °C	301 K
Parâmetros de Soldagem		
V	18,0 V	
I	140 A	
Vel	11 cm/min	1,83 mm/s
Espessura da Chapa		16,3 mm
LF > Termopar (y)		0,92 mm
Energia		1.064 J/mm
Eficiência Calculada		0,77

Tabela 5.14 – Δ_{t12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GMAW

Δ_{t12-8}		Chapa Grossa	Chapa Fina
Medido		12,00 s	
Literatura	η 70%	8,14 s	8,89 s
Calculado	η 77%	8,94 s	10,76 s
Estimado Grossa	η 100%	12,09 s	18,73 s
Estimado Fina	η 81%	9,42 s	11,91 s

Valores baseados na temperatura máximas medidas de 1177°C.

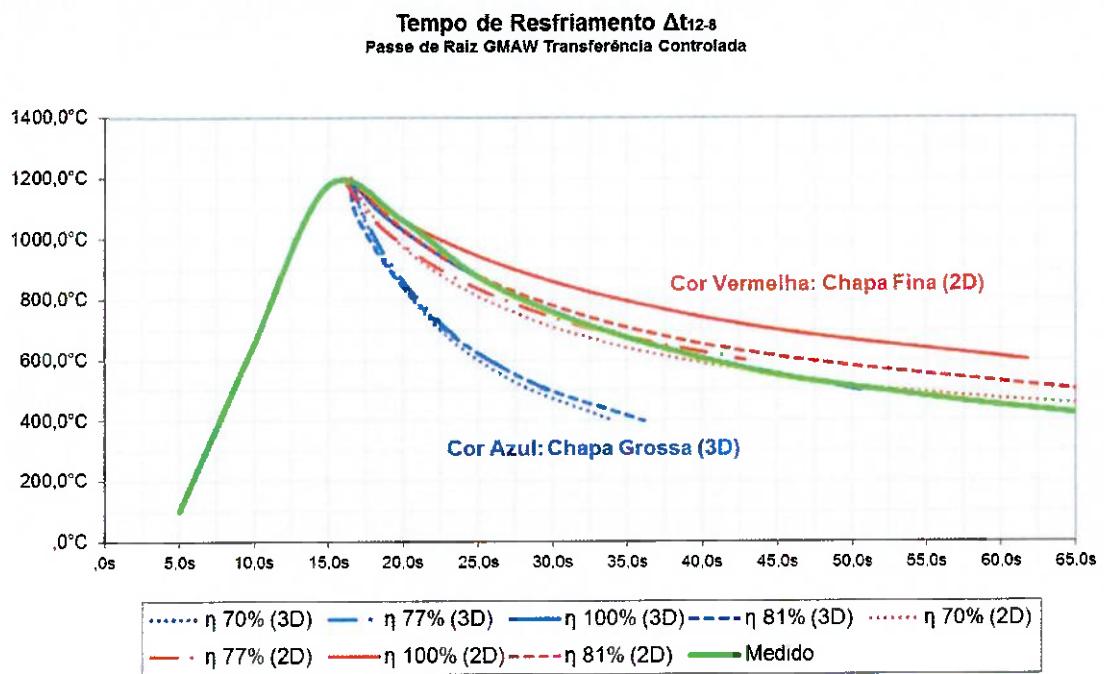


Figura 5.28 – Δt_{12-8} Versus eficiência dos processos de soldagem: GMAW

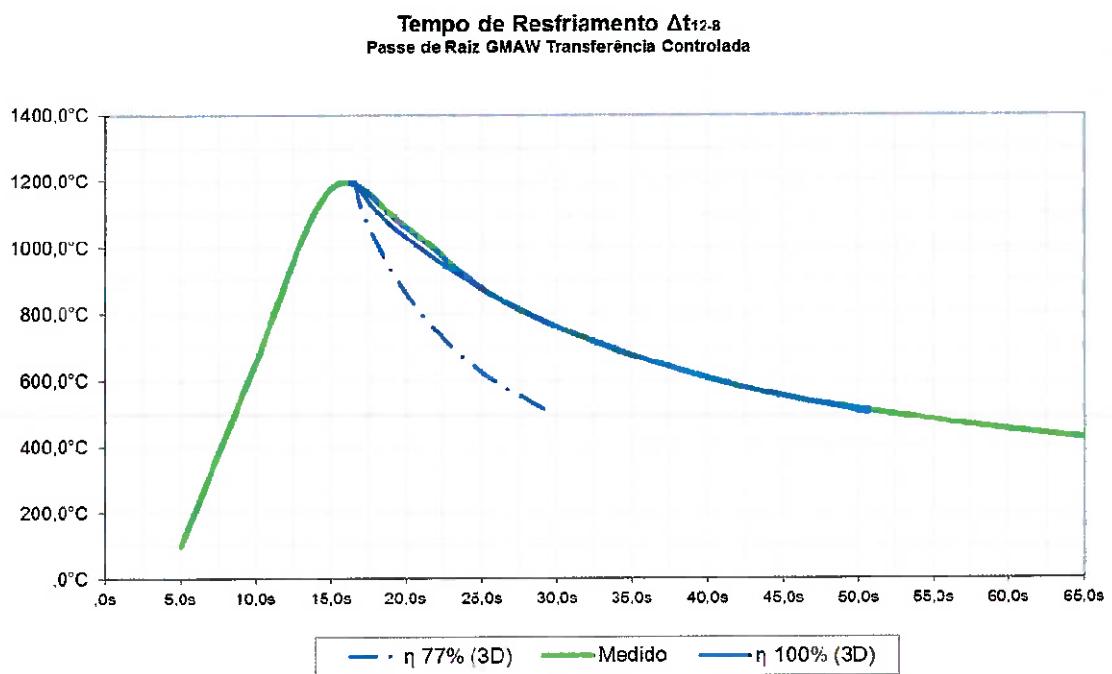


Figura 5.29 – Ajuste da eficiência do processo de soldagem: GMAW

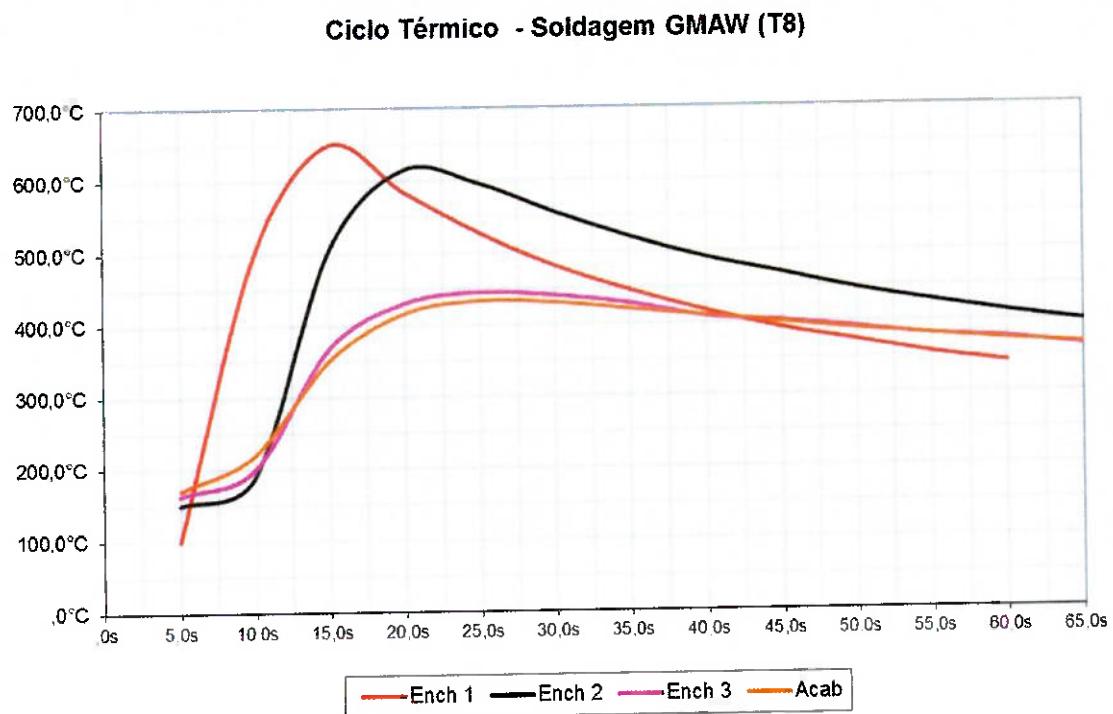


Figura 5.30 – Ciclos térmicos aplicados no passe de raiz: GMAW

Tabela 5.15 – GMAW: Tempos de duração dos ciclos térmicos entre 400°C

	Raiz	Ench. 1	Ench. 2	Ench. 3	Acabamento
Tempo	60s	50s	50s	40s	35s

5.4.4 Ciclo Térmico Versus Microestrutura

Como esperado, o processo de soldagem GTAW CW possui a menor eficiência entre os três processos de soldagem utilizados neste trabalho. Essa situação se deve ao fato de parte da energia aplicada na peça ser consumida para fundir o metal de adição, reduzindo assim a energia aportada na chapa.

Tabela 5.16 – Eficiência e Δ_{t12-8} versus ciclos térmicos entre 400°C

	η	Δ_{t12-8}	Raiz	Ench. 1	Ench. 2	Ench. 3	Acab.
GTAW CW	76%	9,28s	45s	40s	60s	60s	55s
GTAW HW	84%	10,15 s	50s	40s	50s	45s	50s
GMAW	100%	12,10s	50s	50s	50s	40s	35s

Já para o processo de soldagem GMAW, apenas com 100% da eficiência foi possível encontrar o tempo de resfriamento próximo do medido pelo termopar. Essa eficiência está muito próxima do processo SAW, porém em aplicação de transferência controlada, essa eficiência deve ser menor, pois dificilmente toda energia de soldagem será aplicada na peça. Contudo, ao relacionar o processo SAW com o GMAW de transferência controlada, é possível que a eficiência esteja próxima de 100%, entretanto novos estudos devem ser relacionados com esse tema para comprovar tal eficiência.

Com um tempo de resfriamento maior para o GMAW (aproximadamente 20% para HW e 30% para HW) a raiz deste processo obteve uma redução na formação de austenita em 30% comparado com o CW e 22% para o HW. Já para a contra solda, os valores ficaram mais próximos, com uma redução da austenita variando de 8 a 15% de austenita, conforme dados da tabela 5.17.

Tabela 5.17 – Δ_{t12-8} versus percentual de austenita da técnica de contagem de ferrita Imagem J

	η	Δ_{t12-8}	Raiz	Contra Solda	ZAC
GTAW CW	76%	9,28 s	52,6%	50,8%	20,3%
GTAW HW	84%	10,68 s	64,6%	57,4%	22,7%
GMAW	100%	12,09 s	30,9%	42,7%	16,3%

Como a contra solda não sofreu nenhum tipo de ciclo térmico após a soldagem, o balanceamento de fase deve ser comparado entre esse passe de solda. Assim, apresentando que os três processos geraram ótimos resultados no passe de raiz do AID.

Para o passa de raiz, provavelmente o tempo de resfriamento mais a energia de soldagem sejam os principais fatores para tal variação. É possível que a alta energia de soldagem com um tempo maior de exposição às temperaturas de formação de fases, tenha gerado fases deletérias e precipitados em maior porcentagem no processo GMAW. Contudo, essa avaliação deve ser feita com os tempos relacionados a curva de resfriamento medida, neste caso, os valores apresentados na coluna "estimado" apresentados na tabela 5.17.

Para montar um classificação final entre os tres processos de soldagem empregados neste trabalho, os resultados obtidos em cada um dos ensaios realizados foram fundamentais para avaliar e classificar o melhor processo.

Desta forma, foi criada a tabela 5.18 e então comparados e ranqueados os resultados dos ensaios, variando 3 (melhor) a 1 (pior) representando também a quantidade de pontos e classificação para cada ensaio, e assim completando a tabela para então classificar o melhor processo de soldagem.

Tabela 5.18 – Resultados dos ensaios versus classificação de cada processo de soldagem

		Processo de Soldagem			Pontuação		
		CW	HW	GMAW	3	2	1
Charpy	Centro Solda	139	162	169	GMAW	HW	CW
	Linha Fusão	96	111	110	HW	GMAW	CW
	Linha Fusão +2mm	102	91	110	GMAW	CW	HW
Imagen J % Austenita	Raiz	64	48	54	CW	GMAW	HW
	Contra Solda	57	56	54	CW	HW	GMAW
	ZAC	26	23	16	CW	HW	GMAW
Ferritoscopio % Austenita	Face da Raiz	36	23	39	GMAW	CW	HW
	Raiz	43	49	47	HW	GMAW	CW
Corrosão	Corrente Vs Potencial	5E-8 A 0,26 V	4,8E-6 A -0,09 V	4,6E-6 A -0,30 V	CW	HW	GMAW

Com a classificação e resultado de cada ensaio, foi realizada a solda dos pontos de cada processo e feita a classificação final conforme apresentado na tabela 5.19. Foi observado que o processo GTAW CW obteve a melhor pontuação final, seguido pelo processo GMAW de transferência controlada e por ultimo o processo GTAW HW.

Tabela 5.19 – Classificação e pontuação final de cada processo de soldagem

	Pontuação Final	Classificação Final
CW	19	1º
GMAW	18	2º
HW	17	3º

6 CONCLUSÕES

Conforme os dados observados neste trabalho, foi possível concluir que:

1. Avaliando os resultados dos ensaios utilizados neste trabalho (absorção de energia, contagem de ferrita e corrosão) em relação a cada um dos CPs de cada processo de soldagem empregados, o processo de soldagem GTAW Cold Wire obteve a melhor classificação entre os três processos. Contudo, a dificuldade da soldagem do processo GMAW pode ter influenciado no ensaio de corrosão, justamente pela falta de fusão encontrada no CP. Assim, o processo GTAW Cold Wire se apresenta como a melhor solução à ser implementada em projetos de soldagem mecanizada ou automatizada de tubulações ou chapas de AID.
2. Mesmo com a variação do processo de soldagem e a variação de 7s a 12s no tempo de resfriamento entre 1200 e 800°C, houve muito pouca variação na formação de austenita na raiz e na contra-solda. Isso indica, que tanto o consumível de soldagem, que possui 4% mais Ni que o metal de base, quanto o gás de proteção, são os grandes responsáveis por aumentarem a formação de austenita. Desta forma, sendo ideal a utilização deste tipo de consumível e o gás de proteção com adição de Nitrogênio, para evitar problemas de balanceamento na raiz.

3. Pelos resultados obtidos, o processo de soldagem e o tempo de resfriamento possuem maiores influencias na formação de austenita na ZAC. Isso foi visto principalmente no processo GMAW de transferência controlada, pois com 12s de resfriamento (Δ_{t12-8}), a ZAC obteve somente 16% de austenita. Já os processos GTAW Hot Wire e Cold Wire, tiveram um aumento de 43,8% e 62,5% respectivamente, maiores que o processo GMAW.
4. Para soldagem do processo GMAW, é altamente recomendado a utilização de um gás ativo, com no máximo 2% de O₂ ou CO₂, para diminuir a tensão superficial da gota, melhorando assim, a soldabilidade e evitando a falta de fusão entre os passes de enchimento, encontrados neste trabalho.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar a caracterização das juntas soldadas quanto a presença de precipitados e fases deletérias e correlacioná-los aos processos de soldagem.
2. Realizar estudos focados nos diferentes tipos de transferência metálica com processo de transferência controlada, para avaliar se utilizando a mesma energia de soldagem e consumíveis, os teores de austenita na raiz serão alterados.
3. Estudar os mecanismos de formação dos precipitados em cada processo variando a energia de soldagem em três níveis dentro da janela operacional dos AID.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. TENARIS, Offshore and Onshore Pipeline Solutions. Disponível em: <<http://www.tenaris.com/en/Products/~/media/Files/ProductLiterature/OffshoreLinePipe/OffshoreAndOnshoreSolutions2012.ashx>> Acessado em: Jun/13
2. SILVA, R. Soldagem MIG/MAG em Transferência Metálica por Curto-Círculo Controlado Aplicada ao Passe de Raiz. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005
3. HENON, B; BROND, A. Orbital Welding of Duplex Stainless Steel Tubing and Pipe for Critical Offshore Applications. Disponível em: <<http://www.arcmachines.com/news/case-studies/inox-2010-n-cleo-inox>> Acessado em: Jun/13
4. BRITISH STAINLESS STEEL ASSOSCIATION (BSSA). The Discovery of Stainless Steel: Who Was the Inventor of Stainless Steel? Disponível em: <http://www.bssa.org.uk/about_stainless_steel.php?id=31> Acesso em: Fev/13
5. CALLISTER, W. Materials Science and Engineering: An Introduction. 7th edition. John Wiley & Sons, Inc. New York, 2007
6. MODENESI, P. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis, Escola SENAI. Osasco, 2001
7. VAN VLACK, L. Princípios de Ciência dos Materiais. 13º Edição, Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo, 2000

8. KLAR, E.; SAMAL, P. Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing, Microstructures and Properties. ASM International, 2007
9. INTERNATIONAL MOLYBDEUM ASSOTIATION (IMOA) Practical Guide Lines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. 2nd Edition, London, 2009.
10. PETTERSON, C.; FAGER, S. Welding Practice for the Sandvik Duplex Stainless Steels SAF 2304, SAF 2204 and SAF 2507. Disponível em:
[http://www2.sandvik.com/sandvik/0140/internet/se01280.nsf/0/ecd132de31b33bd085256bd5006d666b/\\$FILE/Welding%20Practice%20for%20Sandvik%20Duplex.pdf](http://www2.sandvik.com/sandvik/0140/internet/se01280.nsf/0/ecd132de31b33bd085256bd5006d666b/$FILE/Welding%20Practice%20for%20Sandvik%20Duplex.pdf) Acessado em: Jan/13
11. WALLÉN, B. Corrosion of Duplex Stainless Steel in Seawater. Avesta Sheffield AB. Disponível em:
http://tools.outokumpu.com/spt/pub/upload/acom_10292653.pdf Acessado em: Jul/13
12. LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, John Wiley & Sons, New Jersey, 2005
13. PETROBRAS. Soldagem: N-133 Rev. K, Petróleo Brasileiro S.A., Rio de Janeiro, 2013
14. OUTOKUMPU, Duplex Stainless Steel, Twice As Strong As Austenitic. Disponível em : <http://www.outokumpu.com/en/stainless-steel/grades/duplex/Pages/default.aspx> Acessado em: Jul/13
15. GUNN, R. Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications. Cambridge: Abington Publishing, 1997

16. OGAWA, T.; KOSEKI, T. Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Weld Metals. *Welding Research Supplement*. May 1989. pp181-191
17. LANCASTER, J. *Metallurgy of Welding* 3rd Edition. George Allen & Unwin Ltd, 1980
18. DELONG, W. A Modified Phase Diagram for Stainless Steel Weld Metals. *Metal Progress*. Pp 98-100. 1960
19. HARTMANN, V.; BELL, M.; NELSON, T. *Welding Metallurgy*. AWS *Welding HandBook*, Chapter 4, 1994.
20. AMERICAN SOCIETY OF MECHNICAL ENGINEERS – ASME II Parte C, *Specifications for Welding Rods, Electrodes, and Filler Metals*. 2010
21. BRANDI, S. *Estudo da Soldabilidade de Aços Inoxidáveis Duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)*. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 1992
22. LONDOÑO, A. *Principiatação de Fases Intermétálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasses de Aços Inoxidáveis Duplex*. *Dissertação (Doutorado)* – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001
23. VAROL, I. *Microstruture/property Relationships in the Weld Heat Affected Zone of Duplex Stainless Steels*. 1992, 261p. *Dissertação (Doutorado)* – Department of Welding Engineering, The Ohio State University
24. BRANDI, S. *AWS Welding Handbook* 9th Edition, 4th Volume, Materials and Applications, Part 1. 2011.

25. BRANDI, S.; PADILHA, A. Precipitação de Fase Sigma em Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos com Microestrutura Duplex. II Seminário Brasileiro Inox 90. pp 135-152. São Paulo, 1990
26. HOLLOWAY, G.; FARRAR, J. Welding Consumables for Duplex and Superduplex Stainless Steels: Optimising Properties After Heat Treatment. Disponível em:
<http://www.nickelalloys.com.br/Metrode%20CD%202011/Technical%20Literature/Duplex%20and%20Superduplex/PWHT%20Optimising%20Properties.pdf>
- Acessado em: Fev/13
27. KIVINEA, E.; HANNEZ, N. The Properties of Gleeble Simulated Heat Affected Zone of SAF 2205 and SAF 2507 Duplex Stainless Steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'94. Glasgow-Scotland 1994. Proceeding. England, TWI, 1994. Paper 7
28. NOBLE, D.; GOOCH, T. Factors Controlling the Ferrite/Austenite Balance in Arc Welded 22Cr/5Ni/2,5Mo/N Duplex Stainless Steel. The Welding Institute, Cambridge, 1986
29. PORTER. D.; EASTERLING, K. Phase Transformation in Metals and Alloys, 2nd Edition. Chapman & Hall, London, 1996
30. ATAMERT, S.; KING, J. Super Duplex Stainless Steels – Part 1 Heat Affected Zone Microstructures. Materials Sc. And Tech. v.8, n.10, p. 896-911, 1992.
31. NILSSON, O.; CHAI, G. The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels. Sandvik Materials Technology, Sandviken. Disponível em:

<http://static.gest.unipd.it/esercizi/IIP_pmmi/Duplex_NilssonPaper.pdf>

Acessado em Jan/13

32. PADILHA, A. Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades.

Hemus Livraria, 2000

33. LILJAS, M. The Welding Metallurgy of Duplex Stainless Steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'94. Glasgow-Scotland 1994. Proceeding. England, TWI, 1994. Paper KV

34. DET NORSKE VERITAS (DNV). DNV-OS-F101- Submarine Pipeline Systems, Rev. 1. Disponível em:
<<https://exchange.dnv.com/publishing/Codes/download.asp?url=2013-10/os-f101.pdf>> Acesso em: Out/13

35. EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. 2nd Edition. Butterworth-Heinemann Ltd. Oxford, 1992

36. KOU, S. Welding Metallurgy, 2nd Edition. John Wiley & Sons, Inc. New York, 2003

37. Adman, C. AWS Welding Handbook, Volume I, 4th edition.

38. Grong, Ø. Metallurgical Modelling of Welding. Cambridge: H.K.D.H. Bhadeshia. Pp 1-103. 1994.

39. WAINER, E.; BRANDI, S.; MELO, F. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995. 494 p.

40. WB Alloys. What is GTAW Welding? Introduction. Disponível em :
<<http://www.wballoys.co.uk/GTAW/what-is-GTAW-welding.html>> Acessado em: Jun/13

41. SILVA, A.; MEI, P. Aços e Ligas Especiais. Editora Edgard Blücher Itda. São Paulo, 2006
42. Weld Reality. Flux Cored and Mig Pipe Welding: Weld Application, Info and the Usual Weld Process Myths. Disponível em: <http://www.weldreality.com/flux_cored_pipe_welding.htm> Acesso em Jun/13
43. KUKA Robotics, Robotics Cells: Customized Stand-Alone Solutions. Disponível em: <<http://www.kuka-systems.com/en/branches/aerospace/robotcells/>> Acessado em: Jun/13.
44. HENON, B. Advances in Automatic Hot Wire GTAW (GTAW) Welding. Disponível em: <<http://www.arcmachines.com/news/case-studies/advances-automatic-hot-wire-gtaw-GTAW-welding>> Acessado em: Mai/13
45. HORI, K.; WATANABE, H.; MYOGA, T. Development of Hot Wire GTAW Welding Methods Using Pulsed Current to Heat Filler Wire: Research on Pulse Heated Hot Wire GTAW Welding Processes. Welding International. pp 456-468, 2004
46. LINCOLN Electrics, Waveform Control Technology. Surface Tension Transfer (STT). Disponível em: <<http://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/NX220.pdf>> Acessado em: Jun/13
47. ESAB. QSet: Stable Short Arc In No Time. Disponível em: <esabsp.esab.net/templates/docOpen.asp?fileqset.html> Acessado em: Jun/13
48. MILLER. New Regulated Metal Deposition (RMD™) MIG Welding Process Improves Stainless Steel Pipe Fabrication. Disponível em:

<<http://www.millerwelds.com/resources/articles/RMD-Process-is-Easy-to-Learn>> Acessado em: Jun/13

49. SILVA, R. C. Aços Inox Duplex Para Exploração Offshore. ArcelorMittal, 2012.

Disponível

em:

<<http://ielged.fiemg.com.br/portalid100/Documentos%20Pblicos/06%20Apresenta%C3%A7%C3%A3o%20A%C3%A7o%20Duplex%20ARCELOR%20MITTAL.pdf>> Acessado em: Jun/13

50. Weld Reality. Tip GTAW and Weld Automation. Disponível em <<http://www.weldreality.com/tip-GTAW-welders-automated.htm>> Acesso em: Jun/13