

MURILO VARELLA BOMTEMPO

**A INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO DO GÁS DE
PROTEÇÃO NA SOLDAGEM PELO PROCESSO
ARAME TUBULAR (FCAW) DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S32205**

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

São Paulo

Maio/2014

MURILO VARELLA BOMTEMPO

(Engenheiro Mecânico, PUC-PR, 2005)

**A INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO DO GÁS DE
PROTEÇÃO NA SOLDAGEM PELO PROCESSO
ARAME TUBULAR (FCAW) DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S32205**

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

Área de Concentração: Engenharia da Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Maio/2014

*“Quanto mais um homem se aproxima de suas metas, tanto
mais crescem as dificuldades.”*

Goethe

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a minha família, meu filho Davi e
minha amada esposa Kathiane.
Aos meus pais Marco e Ana.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por me dar condições para concluir esse trabalho.

A minha esposa Kathiane pelo carinho, compreensão, paciência, incentivo e pelas horas de ausência, e ao meu filho Davi que é minha fonte de inspiração diária.

Ao meu orientador Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi pelo conhecimento transferido durante o curso e pelas horas dedicadas a esse trabalho, sem ele esse objetivo não teria sido alcançado.

Aos meus pais Marco e Ana, e aos meus irmãos Marco e Monica pelo apoio, incentivo e carinho, e por fazerem parte da minha vida.

A Jumbo Indústria Mecânica LTDA, empresa da qual tenho orgulho de fazer parte, pelo apoio financeiro, pelas horas de ausência, por abrir as portas para realização dos ensaios e principalmente pela confiança depositada no meu trabalho, em especial aos diretores Marco, Michel e Neusa.

Aos meus colegas de trabalho da Jumbo, Paula de Andrade, Lucimar Gusmão, Dionato Gonçalves e Marcio Zanin que me ajudaram a fazer os ensaios, Almir Galassi, Alex Fernando da Silva e Bruno Ferreira que me ajudaram com os ensaios, Edson Prado e Ivan Beltrão que me ajudaram com a usinagem e a todos os demais que também contribuíram para realização do trabalho.

A todos os meus amigos da Turma IV de Engenharia de Soldagem da POLI, que contribuíram para que as horas passadas juntas fossem mais agradáveis, pela troca de experiências, e foram decisivos para a conclusão desse trabalho, por toda ajuda que eu recebi.

A empresa ESAB pelo fornecimento do arame para realização dos testes, principalmente ao meu colega Renato Aguiar.

A empresa Arctest pela execução e digitalização dos ensaios de Raios-X, principalmente ao meu colega Roque Giacomassi.

A empresa Aperam pelo fornecimento dos materiais em duplex.

A todos os professores do curso por todo o conhecimento transmitido.

Aos colegas da Metalurgia da POLI, que me auxiliaram neste trabalho.

A UTFPr pelos ensaios de impacto.

A Labmat pelos ensaios de tração.

A professora Idalina Vieira Aoki e ao Thiago Sawczen pela preparação das amostras de corrosão.

Ao Dany A. Centeno pela preparação das micrografias.

CURRICULUM VITAE

Murilo Varella Bomtempo

Engenheiro Mecânico

Formação

- Escolaridade:

Engenharia Mecânica (PUC-PR e UTC - Université de Technologie de Compiègne-França) – 2005;

- Cursos Complementares:

Inspetor de Soldagem Nível 1 (FBTS - 2008);

Pós Graduação em Gerenciamento de Projetos (FGV - 2010);

Histórico Profissional

- Crown Food France – 2003 a 2004 (Brive-la-Gaillard, França):

Estágio em TPM – *Total Productive Maintenance*;

- Robert Bosch LTDA – 2005 (Curitiba-PR)

Estágio Controle da Produção na usinagem de Bombas Injetoras a Diesel.

- Jumbo Indústria Mecânica LTDA – 2005 a atual (Assaí-PR)

2005 a 2007 – Técnico Comercial;

2007 a 2009 – Gerente da Qualidade;

2009 a 2011 – Engenharia do Produto;

2011 a atual – Gerente de Engenharia;

RESUMO

O aço inoxidável UNS S32205 é pertencente ao grupo dos aços inoxidáveis duplex, que são caracterizados por conter menores quantidades de Ni e Mo, porém com resistência mecânica comparável aos aços carbono e resistência à corrosão comparáveis com os aços inox austeníticos convencionais. Estas propriedades são conseguidas através de um controle de composição química e tratamento termomecânico apropriado. Para manter as propriedades mecânicas e a resistência a corrosão após a soldagem, é necessário aplicar corretamente os parâmetros de soldagem.

Para avaliar a influência da variação de CO₂ no gás de proteção da soldagem pelo processo arame tubular, foram feitos testes em diferentes situações. Foram alteradas as misturas de proteção gasosa em 100% de argônio, 20% de CO₂ no balanço de Argônio e com 100% de CO₂.

Para cada tipo de mistura gasosa foi feito soldagem com alta e com baixa energia de soldagem, em junta chanfrada em V de espessura 9,5mm, soldagem em cordão sobre chapa, depósito de solda sobre chapa (pad).

O aumento da porcentagem de CO₂ aumenta a penetração e a diluição do cordão de solda, mas não altera significativamente a composição química do metal depositado.

A ausência do CO₂ na soldagem com argônio puro impede a oxidação do fluxo altera a formação de escória, deixando o arco elétrico instável. Ocorre um aumento na viscosidade da poça de fusão, causando uma exagerada inclusão de escória, impossibilitando a soldagem em juntas chanfradas.

ABSTRACT

The stainless steel UNS S32205 belonging to the group duplex stainless steels, which are characterized by containing lower amounts of Ni and Mo, but mechanical strength comparable with carbon steels and corrosion resistance comparable with conventional austenitic stainless steels. These properties are achieved through the control of chemical composition and appropriate thermo-mechanical treatment. To hold mechanical properties and corrosion resistance after welding, it is necessary to apply correctly the welding parameters.

To evaluate the influence of the variation of CO₂ shielding gas for FCAW welding process, the welds were done in different situations. Mixtures of shielding gas has changed from 100 % Argon, 20 % CO₂ in Argon balance and 100% CO₂.

For each type of shielding gas mixture was done welding with high and low heat input, at V beveled plate thickness 9.5 mm, bead on plate welding, a pad deposit.

Increasing the percentage of CO₂ increases the penetration and dilution of the weld, but does not change substantially the chemical composition of the deposited metal.

The absence of CO₂ in welding with pure argon impedes oxidation and changes the slag formation, creating unstable arc. Also increase the viscosity at welding pool with excessive slag inclusion, the welding bevel joints.

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

A – Ampère.

AE – Alta energia de soldagem.

AID – Aço inoxidável duplex.

AISI – American Iron and Steel Institute.

AI – Alongamento.

API - American Petroleum Institute.

ASTM – American Society for Testing and Materials.

AWS – American Welding Society.

BE – Baixa energia de soldagem.

CCC – Cúbico de corpo centrado.

CFC – Cúbico de face centrada.

ChV – Ensaio de impacto com entalhe em “V”.

CO₂ – Dióxido de carbono.

CP – Corpo de prova.

“e” – Expansão lateral em mm.

FCAW – Flux Cored Arc Welding – Processo de soldagem com arame tubular.

GMAW – Gas Metal Arc Welding – Processo de soldagem a arco com proteção gasosa.

h – Altura do cordão.

H – Energia de soldagem, em kJ/mm.

HRB – Dureza Rockwell B

I – Corrente, em Ampère.

IP – Índice de corrosão por pites.

J @ -40°C – Valor em Joules com ensaio realizado a -40°C.

KJ/mm – Quilo Joules por milímetros.

L – Largura do cordão.

L.E. – Limite de escoamento – 0,2%.

L.R. – Limite de resistência.

MAG – Metal Active Gas – Soldagem com gás ativo.

MB – Metal de base.

MIG – Metal Inert Gas – Soldagem com gás inerte.

MS – Metal de solda.

n1 – Eficiência da transferência de energia

p – Profundidade de penetração do cordão.

PRE – Pitting Resistance Equivalent Number - Índice de Resistência a Corrosão por Pites.

PRE_N – Pitting Resistance Equivalent Number - Índice de Resistência a Corrosão por Pites, quando há presença de Nitrogênio.

PRE_W – Pitting Resistance Equivalent Number - Índice de Resistência a Corrosão por Pites, quando há presença de Tungstênio.

UNS – Universal Numbering Sistem.

USA – United States of America – Estados Unidos da America.

V – Tensão, em Volts.

v – Velocidade de deslocamento, em mm/s.

ZAC – Zona Afetada pelo Calor.

°C – Graus Celsius

Δt_{12-8} – Tempo de resfriamento entre 1200°C e 800°C.

ϕ_{LV} – Tensão Superficial Líquido/Vapor.

ϕ_{SL} – Tensão Superficial Sólido/Líquido.

ϕ_{SV} – Tensão Superficial Sólido/Vapor.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Diagrama de Schaeffler mostrando os diferentes tipos de aços inoxidáveis [6, 7].....	5
Figura 2.2- Microestrutura das três direções da chapa do aço duplex DIN W. Nr. 1.4462. Polimento eletrolítico. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento: 500X [10].	7
Figura.2.3 – Diagrama pseudobinário em alta temperatura dos aços inoxidáveis duplex [2].....	12
Figura 2.4 – Esquema das fases mais importantes em um aço inoxidável duplex ferrítico-austenítico que podem fragilizá-lo [19, 21].....	14
Figura 2.5 – Diagrama de precipitados para o aço UNS S32205 [22, 23].....	15
Figura 2.6 – Ciclo térmico de soldagem, destacando-se as três regiões principais de temperatura [2].	17
Figura 2.7– Exemplo dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz (ponto A) de uma solda multipasse topo-a-topo [16, 25].	19
Figura.2.8 – Exemplo dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da superfície (ponto B) de uma solda multipasse topo-a-topo [16, 25].	20
Figura 2.9 – Esquema do processo FCAW [21].	22
Figura 2.10 – Esquema de fabricação do arame tubular [5].....	23
Figura 2.11– Diagrama esquemático mostrando os principais estágios do metal líquido durante o processo de soldagem GMAW. Adaptado de [29].....	27
Figura 2.12– Diagrama esquemático mostrando a absorção de elementos durante a parte quente e fria da poça de fusão [29].....	29
Figura 2.13– Gota metálica do processo FCAW, com a escória cobrindo a gota [30].	30

Figura 2.14– Diagrama esquemático mostrando a oxidação durante a parte quente e fria da poça de fusão em processos com geração de escória [29].....	31
Figura 2.15 – Balanço de Tensões superficiais no formato do cordão de solda [31, 32].	32
Figura 2.16 – Influência do Oxigênio no gás de proteção no formato do cordão de solda.....	33
Figura 4.1 – Esquema do Corpo de Prova de Junta em Chanfro.....	35
Figura 4.2 – Detalhe do chanfro do corpo de prova de junta em chanfro.....	36
Figura 4.3– Detalhe do travamento do corpo de prova da junta em chanfro.....	36
Figura 4.4 – Trator MIG utilizado nos testes [34].....	37
Figura 4.5 – Esquema de soldagem que destaca o metal de solda e as gotas de metal líquido.	41
Figura 4.6 – Passes de enchimento e acabamento na junta soldada.	42
Figura 4.7 – Goivagem da raiz da junta soldada.	43
Figura 4.8 – Passe de raiz da junta soldada.	43
Figura 4.9 – Dimensões do cordão sobre chapa.....	48
Figura 4.10 – Área do reforço e área diluída do cordão sobre chapa.	48
Figura 4.11 – Depósito de solda sobre chapa.....	49
Figura 5.1- Aspecto visual da soldagem da junta soldada com 100% Argônio.	54
Figura 5.2- Aspecto visual da soldagem da junta soldada com 100% CO ₂	54
Figura 5.3- Ensaio por Raios-X na soldagem na junta soldada com 100% CO ₂	55
Figura 5.4- Ensaio por Raios-X na soldagem na junta soldada com 100% Argônio.	56
Figura 5.5- Microestrutura da chapa do aço duplex UNS S32205. Ataque eletrolítico com NaOH (500x)	57

Figura 5.6 - Microestrutura do cordão de solda. Ataque eletrolítico com NaOH (200x).	58
Figura 5.7- Microestrutura da ZAC. Ataque eletrolítico com NaOH (200x).	59
Figura 5.8- Microestrutura da ZAC. Ataque eletrolítico com NaOH (500x).	60
Figura 5.9- Gráfico das porcentagens de austenita no metal de solda para cada tipo de gás.	62
Figura 5.10- Gráfico das porcentagens de austenita na ZAC para cada tipo de gás.	63
Figura 5.11- Macrografia da soldagem em chanfro. Ataque eletrolítico com NaOH (10x).	64
Figura 5.12- Aparência visual da amostra do metal de base após ensaio corrosão, conforme ASTM G48 método A, à 50°C por 72h.	65
Figura 5.13- Gráfico de perda percentual de massa do ensaio de corrosão por pites da junta soldada.	66
Figura 5.14- Aparência visual da amostra da junta soldada após ensaio corrosão, conforme ASTM G48 método A, à 50°C por 72h.	67
Figura 5.15- Detalhe da localização da fratura do corpo de prova após o ensaio de tração.	68
Figura 5.16- Resultado do limite de resistência do ensaio de tração na junta soldada.	69
Figura 5.17- Resultado de energia absorvido no ensaio de impacto na junta chanfrada.	71
Figura 5.18- Resultado de expansão lateral no ensaio de impacto na junta chanfrada.	72
Figura 5.19- Aspecto visual da fratura do ensaio de Impacto no metal de solda.	73

Figura 5.20- Aspecto visual da fratura do ensaio de Impacto na ZAC.	73
Figura 5.21- Ensaio de Dobramento lateral conforme ASME IX.	74
Figura 5.22- Aspecto visual do cordão sobre chapa utilizando 100% Argônio, com BE.	75
Figura 5.23- Aspecto visual do cordão sobre chapa utilizando 100% CO ₂ , com BE.	75
Figura 5.24- Macrografia do cordão sobre chapa com indicando as áreas do cordão.	76
Figura 5.25- Gráfico com resultados da diluição do cordão sobre chapa.	78
Figura 5.26- Gráfico com resultados da área diluída do cordão sobre chapa.	79
Figura 5.27- Gráfico com resultados da área do reforço do cordão sobre chapa.	80
Figura 5.28- Macrografia do cordão sobre chapa com indicando as dimensões e ângulos.	81
Figura 5.29- Gráfico com resultados da largura do cordão sobre chapa.	82
Figura 5.30- Gráfico com resultados da altura do cordão sobre chapa.	83
Figura 5.31- Gráfico com resultados da penetração do cordão sobre chapa.	84
Figura 5.32- Gráfico com resultados do ângulo “ α ” do cordão sobre chapa.	85
Figura 5.33- Macrografia do cordão sobre chapa na soldagem com 100% Argônio, com AE.	86
Figura 5.34- Macrografia do cordão sobre chapa na soldagem com Argônio, com BE.	87
Figura 5.35- Gráfico com resultados da análise do Carbono no depósito de solda.	90
Figura 5.36- Gráfico com resultados da análise do Manganês no depósito de solda.	91
Figura 5.37- Gráfico com resultados da análise do Silício no depósito de solda.	91

Figura 5.38- Gráfico com resultados da análise do Molibdênio no depósito de solda.	
.....	92
Figura 5.39- Gráfico com resultados da análise do Níquel no depósito de solda.	93
Figura 5.40- Gráfico com resultados da análise do Cromo no depósito de solda.	93
Figura 5.41- Gráfico com resultados do limite de ruptura do ensaio de tração no depósito de solda.	94
Figura 5.42- Gráfico com resultados do limite de escoamento do ensaio de tração no depósito de solda.	95
Figura 5.43- Gráfico com resultados do alongamento do ensaio de tração no depósito de solda.	95
Figura 5.44- Detalhe da fratura do CP do ensaio de tração no depósito de solda. ...	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1– Propriedades mecânicas mínimas de aços inoxidáveis duplex [12].	9
Tabela 2.2 – Propriedades físicas e químicas dos gases [28].	25
Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do AID UNS S32205.	38
Tabela 4.2 – Propriedades químicas do AID UNS S32205.	38
Tabela 4.3 – Tipos de gases utilizados nos testes.	39
Tabela 4.4 – Composição química do metal depositado do arame E2209 T1-1 / E2209 T1-4.	39
Tabela 4.5 – Propriedades Mecânicas do metal depositado do arame E2209 T1-1 / E2209 T1-4.	40
Tabela 4.6 – Energia de soldagem de cada teste.	50
Tabela 4.7 – Velocidade de soldagem.	51
Tabela 4.8 – Corrente e tensão.	51
Tabela 4.9 – Valores da energia de soldagem	52
Tabela 4.10 – Temperatura de interpasse	52
Tabela 5.1 – Soldabilidade para cada tipo de gás.	53
Tabela 5.2 – Resultados dos ensaios de Raios-X.	55
Tabela 5.3 – Resultados da porcentagem de austenita.	61
Tabela 5.4 – Resultados da perda percentual de massa do ensaio de corrosão por pites.	65
Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de Tração na junta chanfrada.	68
Tabela 5.6 – Resultados dos ensaios de impacto.	70
Tabela 5.7 – Resultados dos ensaios de Dobramento.	74
Tabela 5.8 – Resultados da diluição do cordão sobre chapa.	77
Tabela 5.9 – Resultados das dimensões e ângulos do cordão sobre chapa.	81

Tabela 5.10 – Análise química do metal de base.....	88
Tabela 5.11 – Análise química do depósito de solda para cada tipo de gás.	89
Tabela 5.12 – Resultados dos ensaios de tração do metal de solda.	94

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	v
AGRADECIMENTOS	vi
CURRICULUM VITAE	viii
RESUMO	ix
ABSTRACT	x
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xi
LISTA DE FIGURAS	xiv
LISTA DE TABELAS	xix
SUMÁRIO	xxi
1. JUSTIFICATIVA	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1. <i>Aços inoxidáveis</i>	3
2.1.1. <i>Histórico</i>	3
2.1.2. <i>Elementos de liga nos aços inoxidáveis</i>	4
2.1.3. <i>Classificação dos aços inoxidáveis</i>	5
2.2. <i>Aços inoxidáveis duplex</i>	6
2.2.1. <i>Descrição dos AID's</i>	6
2.2.2. <i>Propriedades mecânicas dos AID:</i>	8
2.2.3. <i>Resistência à corrosão dos AID:</i>	9
2.2.4. <i>Influência dos elementos de liga:</i>	11
2.3. <i>Características metalúrgicas dos AID's:</i>	11
2.3.1. <i>Solidificação:</i>	11
2.3.2. <i>Precipitados intermetálicos</i>	12

2.4. Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex:	15
2.4.1. Energia de soldagem	16
2.4.2. Ciclo Térmico	17
2.4.3. Soldagem multipasse	18
2.4.4. Análise do teor de ferrita	21
2.4.5. Processo de soldagem MIG/MAG e FCAW:	21
2.4.6. Consumível	22
2.4.7. Gás de proteção	24
2.4.7.1. Propriedades Físicas dos gases	24
2.4.7.2. Propriedades química dos gases	25
2.4.7.3. Reações Químicas no Arco Elétrico	26
2.4.7.4. Dissociação do CO ₂	30
2.4.8. Formato do Cordão	31
3. OBJETIVO	34
4. MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1. Materiais	35
4.1.1. Corpo de Prova da Junta em Chanfro	35
4.1.2. Travamento da Junta em Chanfro	36
4.1.3. Equipamentos de soldagem	37
4.1.4. Duplex UNS S32205	38
4.1.5. Gás de Proteção	38
4.1.6. Arame Consumível	39
4.2. Métodos	40
4.2.1. Testes realizados	40
4.2.2. Junta soldada	41

4.2.2.1. Execução do corpo de prova	41
4.2.2.1.1. Passe de raiz	41
4.2.2.1.2. Passes de enchimento e acabamento	42
4.2.2.1.3. Goivagem e passe de raiz	42
4.2.2.2. Ensaaios na junta soldada	44
4.2.2.2.1. Raios-X	44
4.2.2.2.2. Análise microestrutural	44
4.2.2.2.3. Determinação do teor de austenita	45
4.2.2.2.4. Análise macrográfica	45
4.2.2.2.5. Análise de Corrosão por Pites	46
4.2.2.2.6. Ensaio de tração	46
4.2.2.2.7. Ensaio de impacto	46
4.2.2.2.8. Dobramento	47
4.2.3. Cordão sobre Chapa	47
4.2.4. Depósito de solda sobre chapa	48
4.2.5. Parâmetros de soldagem	50
4.2.5.1. Velocidade de soldagem	50
4.2.5.2. Corrente e tensão	51
4.2.5.3. Energia de Soldagem	51
4.2.5.4. Temperatura de interpasse	52
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
5.1. Junta soldada	53
5.1.1. Ensaio por Raios-X	54
5.1.2. Análise microestrutural	56
5.1.2.1. Análise no metal de base	56

5.1.2.2. <i>Análise do metal de solda</i>	57
5.1.2.3. <i>Análise na ZAC</i>.....	58
5.1.2.4. <i>Determinação do teor de Austenita</i>.....	60
5.1.3. <i>Análise macrográfica</i>	63
5.1.4. <i>Análise de corrosão por pites</i>	64
5.1.5. <i>Ensaio de tração</i>	67
5.1.6. <i>Ensaio de Impacto</i>	70
5.1.7. <i>Ensaio de dobramento</i>.....	74
5.2. <i>Cordão sobre chapa</i>.....	75
5.2.1. <i>Áreas da seção transversal do cordão sobre chapa</i>	76
5.2.2. <i>Dimensões do formato do cordão sobre chapa</i>	80
5.3. <i>Depósito de Solda Sobre Chapa</i>	88
5.3.1. <i>Análise Química</i>	88
5.3.2. <i>Ensaio de Tração</i>	93
6. <i>CONCLUSÕES</i>	97
7. <i>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</i>.....	99
8. <i>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</i>	100

1. JUSTIFICATIVA

O estudo dos Aços Inox Duplex (AID) é justificado devido ao fato destes materiais aliarem custos relativamente mais baixos que os aços inoxidáveis austeníticos, e resistência mecânica melhor que os aços carbono, os AID's estão cada vez mais sendo utilizados pelas empresas de vários segmentos, principalmente Químico, Petroquímico, Papel e Celulose entre outros. Em quase todos os equipamentos fabricados por estas empresas, há utilização do processo de soldagem.

As características dos AID's, de excelentes propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão, devem ser mantidas também em uma junta soldada, para que o material possa ser selecionado de maneira a atender os requisitos do projeto. Neste aspecto os AID's apresentam uma boa soldabilidade e podem ser soldados por quase todos os processos de soldagem.

Para garantir a qualidade da junta soldada, é necessário selecionar corretamente os consumíveis e os parâmetros de soldagem para cada processo. No caso dos AID's, o controle das taxas de resfriamento e aquecimento é essencial para evitar a formação de precipitados intermetálicos que diminuem as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão.

A soldagem pelo processo arame tubular é altamente versátil, com custo relativamente baixo e uma boa produtividade, características que contribuem para que este processo seja largamente utilizado pelas empresas fabricantes de estruturas metálicas.

O estudo da soldagem dos AID's pelo processo FCAW é justificado pela grande aplicabilidade na indústria em geral, e pela importância que os estudos acadêmicos têm no desenvolvimento da área de soldagem.

A influência do CO_2 no gás de proteção no processo arame tubular é um importante fator a ser considerado na soldagem do Duplex UNS S32205 e esse trabalho justifica-se com a proposta de se compreender alguns dos fenômenos envolvidos nesta soldagem.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são uma classe importante de aços e são utilizados em muitos tipos de ambientes, principalmente nos casos em que há necessidade de resistência a corrosão.

Fundamentalmente, os aços inoxidáveis são aços baseados nas ligas Ferro-Cromo, Ferro-Cromo-Carbono e Ferro-Cromo-Níquel, porém podem ter vários outros elementos de liga que alteram suas propriedades e microestruturas [1] [2].

A principal característica de um aço inoxidável é a formação de uma película invisível e altamente aderente na superfície, formada por Óxido de Cromo e é chamada de camada passiva. Esta camada é formada instantaneamente na presença de Oxigênio, e ela impede a entrada de Oxigênio para o interior do aço.

Para um aço ser considerado aço inoxidável, ele deve possuir como elemento de liga no mínimo 10,5% de Cromo (em peso), pois esta porcentagem de Cromo garante que a camada passiva será formada na superfície. Entretanto, para aplicações em que não há agressividade do meio e que a temperatura de trabalho seja próxima a temperatura ambiente, é conhecida que uma porcentagem maior que 9% de Cromo já há garantia que não haverá corrosão [2].

2.1.1. Histórico

A adição de Cromo nos aços foi estudada inicialmente em 1821 por Frenchman Berthier, porém os aços inoxidáveis começaram a ser desenvolvidos por volta do ano de 1900 no Reino Unido e Alemanha, e a produção foi difundida para o resto do

mundo a partir de 1920. Desde então há aumento gradual de produção e utilização destes aços [2].

Em 2012 foram produzidos aproximadamente 35,4 milhões de toneladas de aço inoxidável, um crescimento de 5,2% em relação ao ano anterior. No mesmo período, a produção total de aço cresceu 1,2%, isto mostra a tendência de maior utilização do aço inoxidável [3] [4].

2.1.2. Elementos de liga nos aços inoxidáveis

Os principais elementos de liga que são adicionados ao sistema Ferro-Cromo-Níquel são Manganês, Silício, Molibdênio, Nióbio, Titânio, Tungstênio e Nitrogênio. Cada um destes elementos de liga alteram as propriedades dos aços inoxidáveis em vários aspectos como soldabilidade, resistência à corrosão, resistência mecânica [5].

Para descrever brevemente como estes elementos de liga afetam a microestrutura dos aços inoxidáveis, o diagrama de Schaeffler agrupou estes elementos levando em consideração os conceitos de Níquel Equivalente e Cromo Equivalente. Este conceito leva em consideração que os elementos Carbono e Manganês têm a mesma influência que o Níquel para formação de austenita, assim eles são agrupados como Níquel Equivalente. Os elementos Molibdênio, Silício e Nióbio tem a mesma influência do Cromo para formação da ferrita, assim são agrupados como Cromo Equivalente. A figura 2.1 abaixo mostra o Diagrama de Schaeffler, onde os aços inoxidáveis são agrupados pela sua microestrutura.

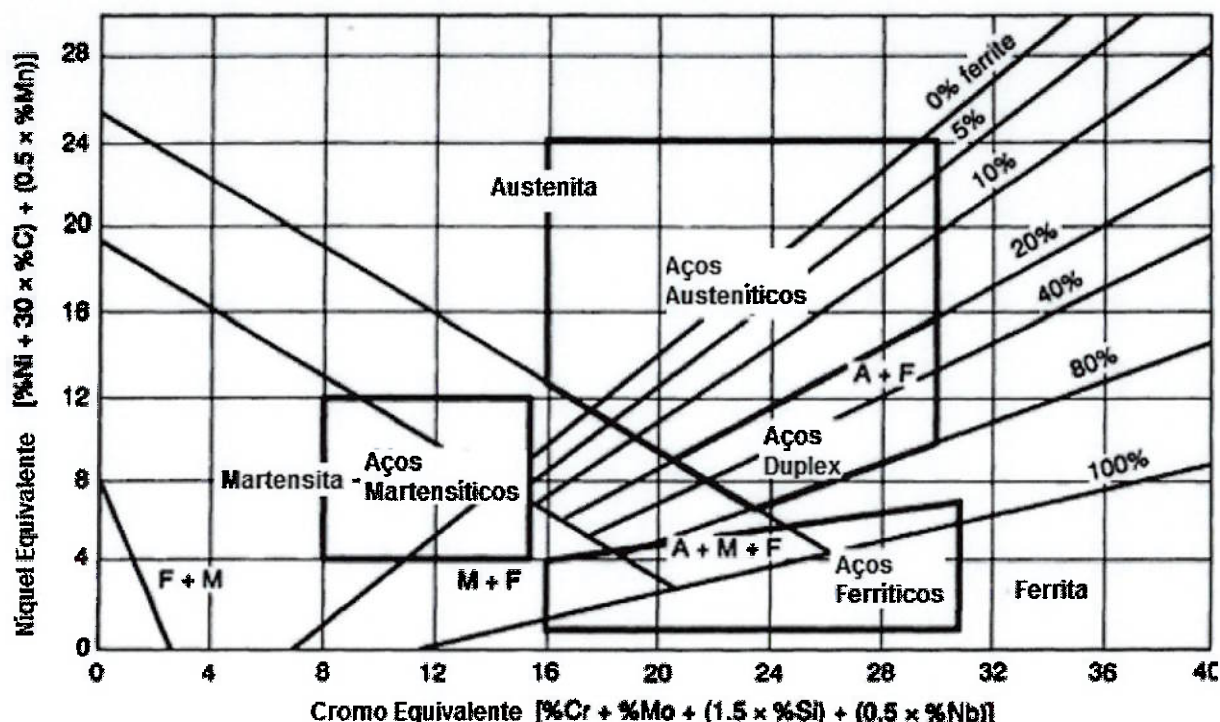


Figura 2.1- Diagrama de Schaeffler mostrando os diferentes tipos de aços inoxidáveis [6, 7].

2.1.3. Classificação dos aços inoxidáveis

Historicamente os aços inoxidáveis têm sido classificados pela microestrutura, que são descritos como Ferríticos, Martensíticos, Austeníticos, Endurecíveis por Precipitação e Duplex (austeno-ferríticos). A norma AISI (American Iron and Steel Institute) utiliza um sistema de três dígitos para classificar os aços inoxidáveis Ferríticos (série 4xx), Martensíticos (série 4xx) e Austeníticos (série 3xx e 2xx) [2].

Os aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas contendo cromo com estrutura cristalina CCC. Teor de cromo é normalmente na faixa entre 10,5 a 30%. Alguns tipos podem conter Molibdênio, Silício, Alumínio, Titânio, Nióbio que conferem características particulares.

Aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas de Cromo e Carbono que possuem uma estrutura cristalina tipo cúbico de corpo centrado (CCC) tipo martensítico, no estado endurecido. Eles são ferromagnéticos, endurecíveis por

tratamento térmico, e são geralmente resistentes à corrosão a apenas a ambientes relativamente suaves. Teor de Cromo é, geralmente, no intervalo de 10,5 a 18%, e o teor de Carbono pode ser superior a 1,2%. Os teores de Cromo e Carbono são balanceados para garantir uma estrutura martensítica após a têmpera. Elementos tais como Nióbio, Silício, Tungstênio, e Vanádio podem ser adicionados para modificar a resposta de endurecimento após a têmpera.

Aços inoxidáveis austeníticos têm uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). Esta estrutura é conseguida através do uso de elementos austenitizantes, tais como Níquel, Manganês e de Nitrogênio. Estes aços são essencialmente não magnéticos e só podem ser endurecidos por trabalho a frio. Eles geralmente possuem excelentes propriedades criogênicas e boa resistência à alta temperatura [8].

Aços inoxidáveis duplex (AID's) serão estudados mais profundamente no próximo capítulo.

2.2. Aços inoxidáveis duplex

2.2.1. Descrição dos AID's

Os AID's derivam seu nome a partir de sua microestrutura que é cerca de metade ferrita, que tem estrutura cristalina CCC, e austenita cuja estrutura é CFC. A quantidade exata de cada fase é uma função da composição química e tratamento térmico [9]. A figura 2.2 mostra a microestrutura básica de um AID em três direções.

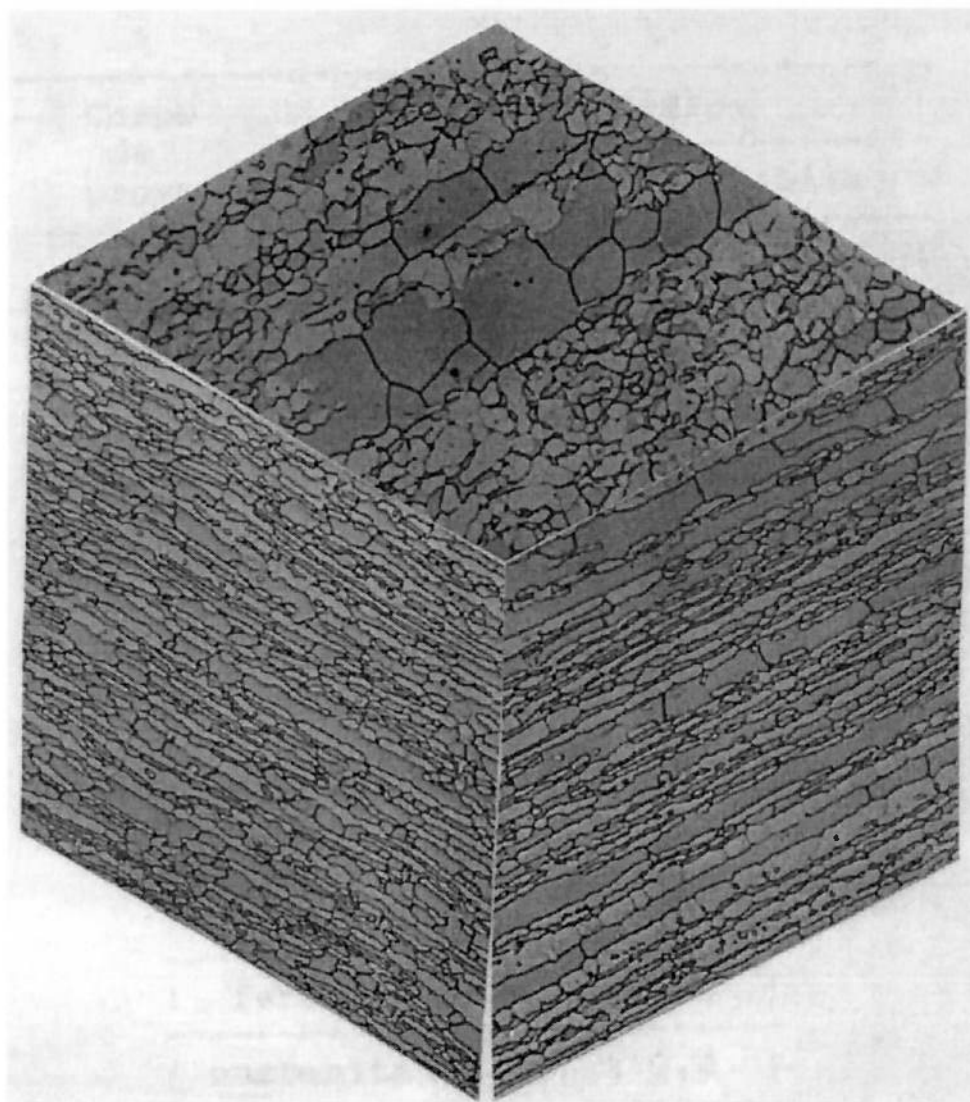


Figura 2.2- Microestrutura das três direções da chapa do aço duplex DIN W. Nr. 1.4462. Polimento eletrolítico. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento: 500X [10].

Estes aços inoxidáveis são conhecidos desde a década de 1930, mas inicialmente havia muitos problemas relacionados à soldagem. Seu estudo ganhou mais relevância com a crescente escassez do Níquel e evoluiu rapidamente desde o início da década de 1980, pois o Nitrogênio começou a ser utilizado como elemento de liga em substituição parcial do Níquel, reduzindo o custo de fabricação [5].

Os AID's tem resistência mecânica maior que os aços carbono comuns e tem resistência à corrosão relativamente equivalentes aos aços inoxidáveis austeníticos.

Devido à formação de fases intermetálicas deletérias em temperaturas relativamente baixas, os AID's são recomendados para trabalhar em temperatura de projeto até 280° C, e não são apropriados para produtos que exigem alívio de tensões [5].

A expansão térmica dos AID's é ligeiramente superior aos aços carbono, isto possibilita os dois materiais serem empregados em conjunto em algumas situações, e a expansão térmica é inferior aos aços inoxidáveis austeníticos, o que resulta um menor nível de tensões residuais [11].

Geralmente não há problemas de sensitização nos AID's pois possuem baixo teor de Carbono, deste modo evita a formação de carbonetos de Cromo na região do contorno de grão. Os nitretos de Cromo também podem promover zonas empobrecidas em Cromo em sua volta, em caso de resfriamento rápido. Estes aços também tem pouca tendência de ocorrer trinca a quente, pois na composição química existe controle Enxofre e Fósforo, e este controle está associado ao método de solidificação como Ferrita Primária

2.2.2. Propriedades mecânicas dos AID:

Ao optar utilizar aços inoxidáveis, normalmente a resistência a corrosão é a primeira característica a ser observada. Porém nos AID's as propriedades mecânicas se destacam como um diferencial competitivo para substituir inclusive aços carbono comuns.

As propriedades superiores são conseguidas através da composição química e do tratamento termomecânico durante a laminação das chapas [9]. Os grãos são menores que os austeníticos, causando um efeito endurecedor maior.

A fração volumétrica da ferrita influencia diretamente na propriedade a tração e na temperatura de transição dúctil/frágil dos AID's, enquanto o limite de resistência está ligada a quantidade de austenita [10].

A tabela 2.1 abaixo mostra as propriedades mecânicas mínimas, segundo API.

Tabela 2.1– Propriedades mecânicas mínimas de aços inoxidáveis duplex [12].

Número UNS	Tipo	Tensão de Ruptura, mín		Tensão de Escoamento, mín		Alongamento mín, %	Dureza, máx	
		Mpa	ksi	Mpa	ksi		Brinell	Rockwell C
S31803	-	620	90	450	65	25,0	293	31
S32205	2205	620	90	450	65	25,0	293	31
S32304	2304	600	87	400	58	25,0	290	32
S32550	255	760	110	550	80	15,0	302	32
S32750	2507	795	116	550	80	15,0	310	32
S32760	-	750	108	550	80	25,0	270	-
S31603	316L	485	70	170	25	40,0	217	-

2.2.3. Resistência à corrosão dos AID:

A resistência à corrosão é a capacidade da camada passiva se manter estável. Em alguns meios os AID's tem maior resistência à corrosão por pite e corrosão sob tensão que os aços inoxidáveis austeníticos.

Os AID's são classificados de acordo com a sua composição química e seu índice de resistência a corrosão por pites (IP), mas a nomenclatura mais comumente utilizada é em inglês PRE- *Pitting Resistance Equivalent*, que pode ser determinado por meio das formulas abaixo [13, 14]

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \quad (1)$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo + 0,5 \times \%W) + 16 \times (\%N) - \text{quando há adição de W} \quad (2)$$

A camada passiva tem melhor estabilidade quanto maior for a concentração de Cromo, Molibdênio, Nitrogênio e Tungstênio. Em um meio contendo cloretos, quanto maior a concentração de Cl e maior a temperatura, mais comprometida será a capacidade de passivação do aço [10, 15].

No caso de presença de fases intermetálicas deletérias (como fase sigma), as regiões mais pobres em Cromo (geralmente localizadas na ZAC) são as mais afetadas e são as maiores responsáveis pela queda de resistência a formação de pites. Os pites iniciam-se normalmente nas interfaces ferrita / austenita, e o ataque acontece preferencialmente na ferrita [10, 15].

Uma norma comumente utilizada para avaliar a corrosão por pites é a ASTM G48, mas há outras normas que também podem ser utilizadas.

A corrosão por frestas é um tipo de corrosão similar a corrosão por pites, e ocorre no contato da superfície entre duas peças em um meio corrosivo. Normalmente os AID's tem elevada resistência à corrosão por frestas quando não há a presença de pontos fracos na película passiva, como regiões empobrecidas de Cromo. Este problema pode ser evitado na fase de projeto, ao evitar formação de fendas [16, 17]

Corrosão sob tensão ocorre quando há tensões elevadas, que podem ser tensões residuais de tração (ou tensões de tração aplicadas), e a presença de meio corrosivo. Os AID's são mais resistentes a este tipo de corrosão que os aços inoxidáveis austeníticos, a resistência é proporcionalmente crescente com o aumento do balanço ferrita/austenita. A presença de H_2S aumenta muito a probabilidade de ocorrer corrosão sob tensão [16, 17].

2.2.4. Influência dos elementos de liga:

Os AID's são basicamente ligas do sistema Fe-Cr-Ni-Mo, mas Nitrogênio, Cobre, Silício e Tungstênio podem ser adicionados para controlar o equilíbrio microestrutural e para conferir características de resistência à corrosão.

Os elementos considerados ferritizantes são o Cromo, Molibdênio, Titânio, Silício, Alumínio, Nióbio, Vanádio, Tungstênio e Boro. Os elementos considerados austenitizantes são o Níquel, Cobre, Nitrogênio e Carbono [18].

O Molibdênio é adicionado aos AID's para melhorar a resistência à corrosão por pites, mas sua utilização deve ser controlada, pois há uma relação de aumento da formação de fase sigma com o aumento da concentração de molibdênio no aço.

O Nitrogênio é adicionado como elemento de liga como substituição parcial do Níquel. A porcentagem em peso do N é normalmente entre 0,08% e 0,35%. Estas porcentagens estão bem acima do limite de solubilidade do Nitrogênio na ferrita, mas estão dentro do limite de solubilidade do Nitrogênio na austenita [16, 8].

Quando ocorre resfriamento rápido, o Nitrogênio precipita como nitreto de Cromo, o que ocorre no processo de fabricação dos AID's. A solubilidade do Nitrogênio na ferrita é muito menor que na austenita, que implica na precipitação de nitretos de Cromo [16].

2.3. Características metalúrgicas dos AID's:

2.3.1. Solidificação:

A solidificação do AID pode ser prevista pela relação entre o Cromo equivalente e o Níquel equivalente. Essencialmente os AID's solidificam como ferrita Primária, e a austenita se precipita nos contornos de grão da ferrita primária por um processo de

nucleação e crescimento. A austenita também pode ser nucleada dentro do grão de ferrita [2]. A figura 2.3 abaixo mostra o diagrama pseudo binário para os AID's, e a faixa de utilização dos AID's mais comumente comercializados:

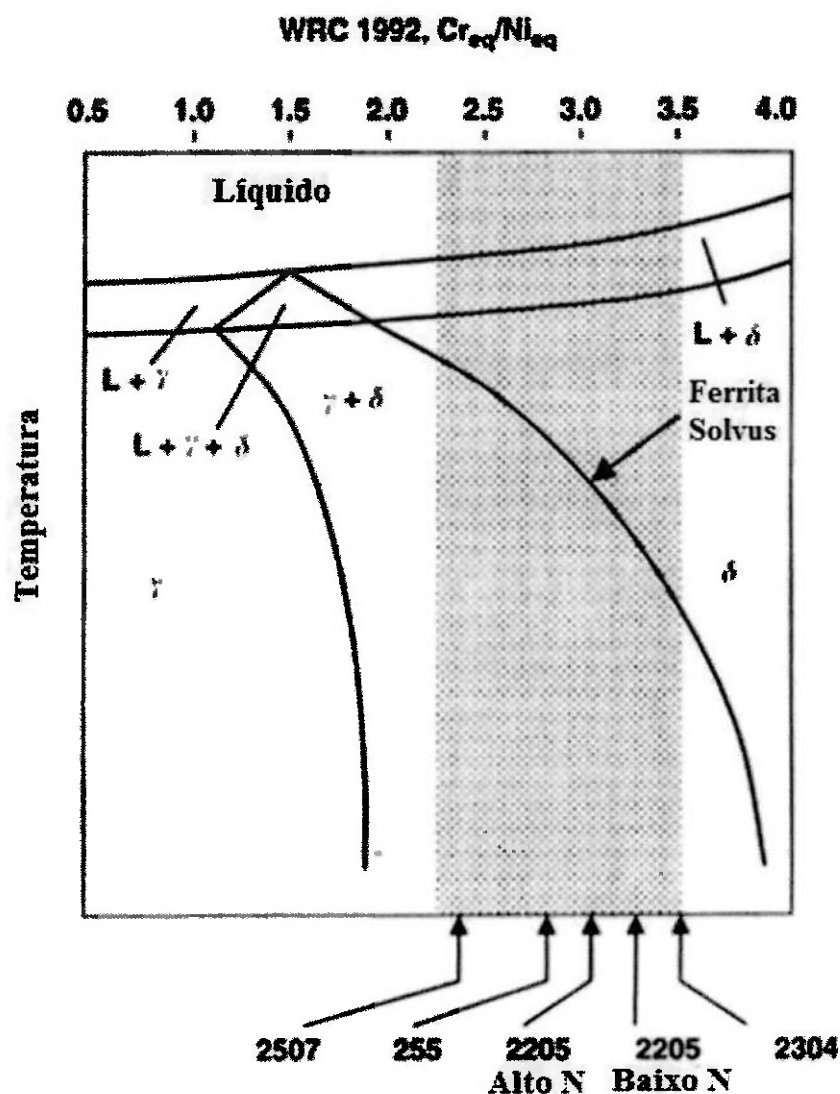


Figura.2.3 – Diagrama pseudobinário em alta temperatura dos aços inoxidáveis duplex [2].

2.3.2. Precipitados intermetálicos

Existem vários precipitados intermetálicos presentes nos AID's, que são formados abaixo da temperatura de 1100°. O principal deles é a fase sigma (σ), que é caracterizado pelo empobrecimento do Cromo na ferrita, e a temperatura crítica é entre 800° C e 850° C, pois nesta faixa aumenta a difusividade do Cromo. As zonas

empobrecidas de cromo se localizam preferencialmente nos contornos da ferrita e nas interfaces da ferrita, onde ocorre a formação de carbonetos de Cromo. A precipitação da fase sigma diminui a resistência a corrosão e também a tenacidade dos AID's [19, 20].

A fase chi é um composto formado basicamente por Ferro, Cromo, Molibdênio e é possível dissolver Níquel e Carbono. Sua precipitação nos AID's ocorre em temperaturas próximas da fase sigma a precipitação é bastante rápida. Para ocorrer a precipitação da fase chi, é necessário ao menos 3% de Molibdênio, e teores acima de 0,25% de Nitrogênio suprimem a precipitação da fase chi [10].

Os nitretos de Cromo (CrN e Cr_2N) são precipitados que ocorrem nos AID's abaixo de 1.100°C e ocorrem por nucleação e crescimento preferencialmente dentro do grão ferrítico, onde a solubilidade do Nitrogênio é menor nestas temperaturas. As regiões que apresentam estes precipitados ficam empobrecidas em Cromo, causando queda na resistência a corrosão e na tenacidade [13, 15].

A austenita secundária é formada quando há um resfriamento muito rápido na solidificação da ferrita, em que a austenita primária tem seu crescimento prejudicado. A partir do reaquecimento desta austenita metaestável, a ferrita se transforma em austenita secundária, com menor teor de Cromo, causando queda na resistência a corrosão e na tenacidade. A formação da austenita secundária também está relacionada com a redução na precipitação de nitretos de Cromo [16].

Nos AID's existe o problema de fragilização a 475°C , onde ocorre a queda de ductilidade do aço. Este problema é acentuado proporcionalmente ao tempo de exposição nesta temperatura, que ocorre efetivamente na faixa de 300°C a 550°C , quando pode ocorrer a decomposição espinoidal da ferrita, que é acelerada com o aumento da quantidade de Cromo no aço [10].

A figura 2.4 abaixo mostra a localização esquemática mais provável das fases descritas acima, sem relação de escala entre si.

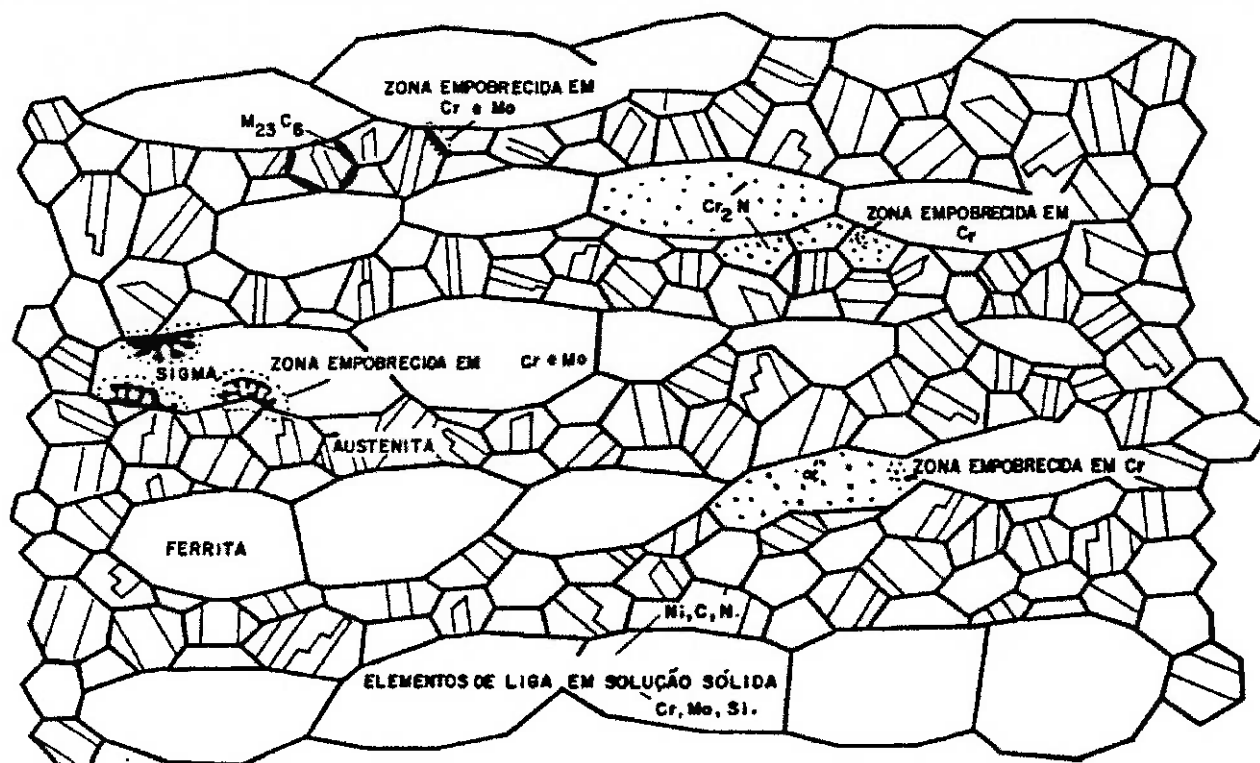


Figura 2.4 – Esquema das fases mais importantes em um aço inoxidável duplex ferrítico-austenítico que podem fragilizá-lo [19, 21].

A formação dos precipitados tem como variável o tempo de exposição a uma determinada temperatura, sendo que os elementos de liga do aço influenciam no deslocamento das curvas de início e fim de formação destas fases. A figura 2.5 mostra o diagrama de formação das fases deletérias em função da temperatura e do tempo, para o aço UNS S32205.

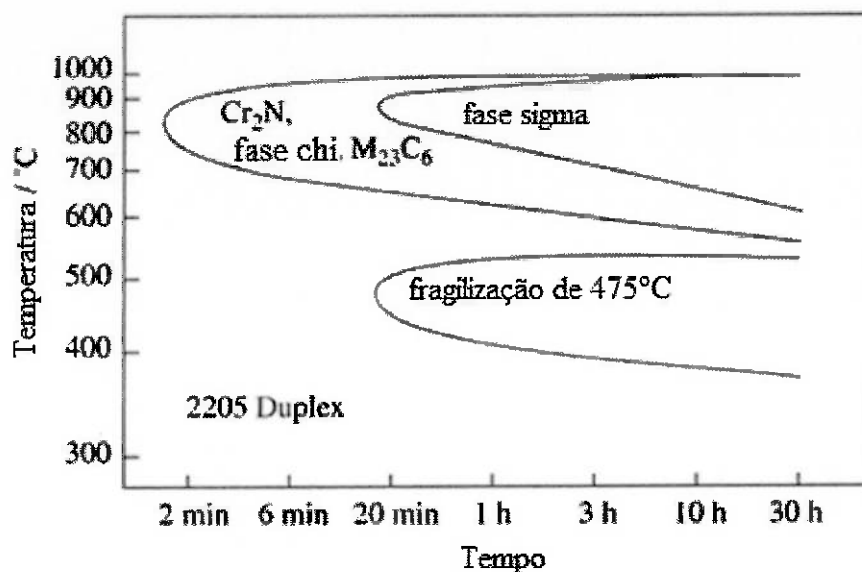


Figura 2.5 – Diagrama de precipitados para o aço UNS S32205 [22, 23].

2.4. Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex:

Geralmente os AID's apresentam boa soldabilidade e podem ser soldados por quase todos os processos. Alguns processos de soldagem com densidades de calor muito altas como o Laser tem sua utilização limitada, pois a velocidade de resfriamento é muito elevada e dificulta a formação da austenita [13].

A maior parte dos problemas relacionados à soldagem dos AID's está mais presente na zona afetada pelo calor do que no metal de solda propriamente dito, porém os problemas podem ocorrer nas duas áreas.

É necessário ter atenção durante a soldagem para evitar os precipitados indesejáveis descritos anteriormente. Os fatores que influenciam no aquecimento e resfriamento da junta soldada são os parâmetros de soldagem, a geometria da junta, o material, a sequência de soldagem e o processo de soldagem e sua respectiva eficiência térmica [10, 15].

Quando há utilização do metal de adição podem-se inserir elementos de liga no metal de solda, normalmente o Níquel é utilizado com aproximadamente 3% a mais de concentração do que o metal de base, para aumentar a formação de austenita [2]. Para soldas autógenas, o recomendado é inserir de 3% a 5% de Nitrogênio no gás de proteção para evitar a perda deste elemento e também contribuir para formação de austenita.

2.4.1. Energia de soldagem

A energia de soldagem, que também é conhecido pelo termo em inglês Heat Input, é a medição relativa da energia transferida durante a soldagem. É uma ferramenta usualmente utilizada para avaliar os parâmetros de soldagem de um determinado processo de soldagem.

Alterações na energia de soldagem influenciam na velocidade de resfriamento e também na geometria, nas propriedades mecânicas e na microestrutura da junta soldada, principalmente para aços com maiores concentrações de elementos de liga. Algumas normas fixam faixas para controle da energia de soldagem para determinadas ligas e processos de soldagem, para promover juntas com melhores propriedades [24].

Como a energia de soldagem não é a única variável que influencia no resfriamento da junta, fica difícil estabelecer um valor único para a soldagem, mas a faixa aconselhável para utilizar nos AID's, segundo a ISO/TR 17671-3, 2002, fica entre 0,5 kJ/mm a 2,5 kJ/mm. Não deve haver grandes diferenças de energia de soldagem entre o passe de raiz e os passes de enchimento e acabamento.

O cálculo da energia de soldagem nos processos a arco elétrico deve ser feito através da formula:

$$H = n_1 * \frac{V * I}{v} \quad (3)$$

Legenda:

- H = Aporte térmico, em kJ/mm
- n_1 = Eficiência da transferência de energia ($n_1 = 0,7 \sim 0,8$ para arco aberto, e $n_1 = 0,9 \sim 1$ para Arco Submerso)
- V = Tensão, em Volts
- I = Corrente, em Ampéres
- v = velocidade de deslocamento, em mm/s

2.4.2. Ciclo Térmico

A zona afetada pelo calor (ZAC) pode ser separada em 03 regiões distintas em relação ao ciclo térmico, em que formam microestruturas diferentes em cada uma delas. A figura 2.6 abaixo representa o ciclo térmico do UNS S32205 [2]:

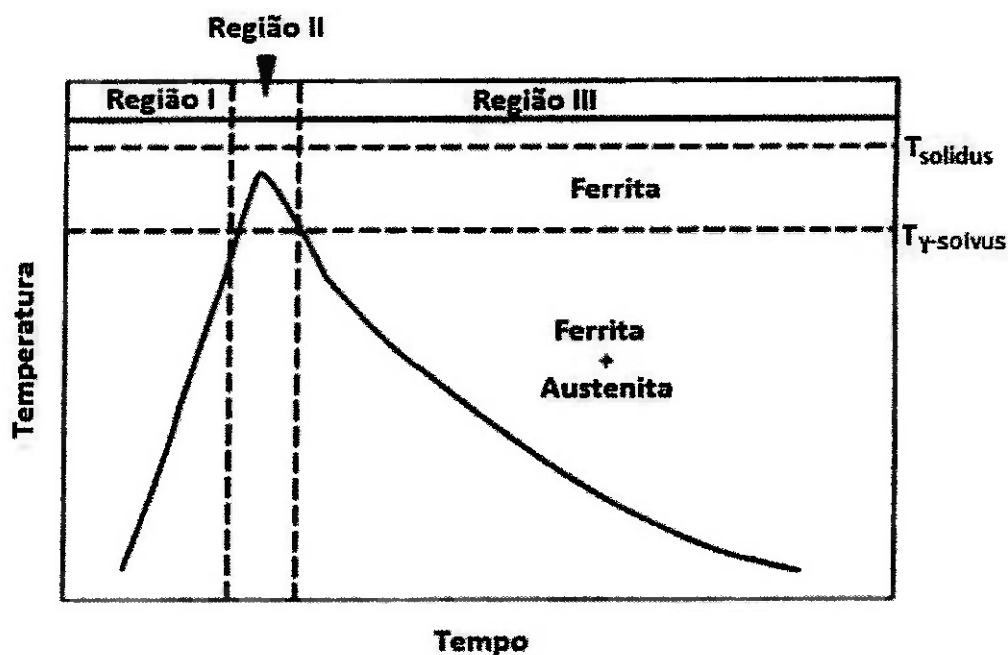


Figura 2.6 – Ciclo térmico de soldagem, destacando-se as três regiões principais de temperatura [2].

A primeira região é caracterizada pelo aquecimento até a temperatura próxima da linha *solvus* da austenita, e ocorre a difusão de parte da austenita em ferrita, e também carbonetos e nitretos começam a se dissolver.

Na segunda região toda a microestrutura já se encontra como ferrítica, ocorrendo o crescimento do grão proporcionalmente ao aumento de temperatura e tempo de exposição. O crescimento do grão ferrítico influencia muito na queda de tenacidade e ductilidade da liga. A energia de soldagem deve ser controlada para evitar expor por muito tempo a junta soldada na segunda região.

Na terceira região ocorre o resfriamento na ZAC, quando os precipitados intermetálicos e a austenita se formam novamente. A taxa de resfriamento elevada minimiza a transformação da ferrita em austenita, ocasionando uma maior quantidade de ferrita na ZAC e também uma intensidade maior de precipitados intermetálicos.

O Δt_{12-8} é a taxa de resfriamento entre 1200° C e 800° C, onde se encontra temperatura mais crítica para as transformações microestruturais explicadas anteriormente. Para verificar a taxa de resfriamento Δt_{12-8} deve-se levar em consideração o processo de soldagem, e também o escoamento de calor na espessura da chapa [10].

2.4.3. Soldagem multipasse

Existe uma complexidade maior em soldagem multipasse, pois o ciclo térmico é influenciado pelos passes subsequentes e há reaquecimento da região.

A figura 2.7 abaixo representa um ponto próximo a raiz da soldagem (ponto A). O passe de raiz é onde há maior temperatura, e nos demais passes a máxima temperatura é decrescente à medida que a soldagem se distancia do ponto. Para os

passes subsequentes, o passe anterior funciona como pré aquecimento da junta, que é determinada pela temperatura de interpasse, e ocorre uma menor taxa de resfriamento devido a este pré-aquecimento.

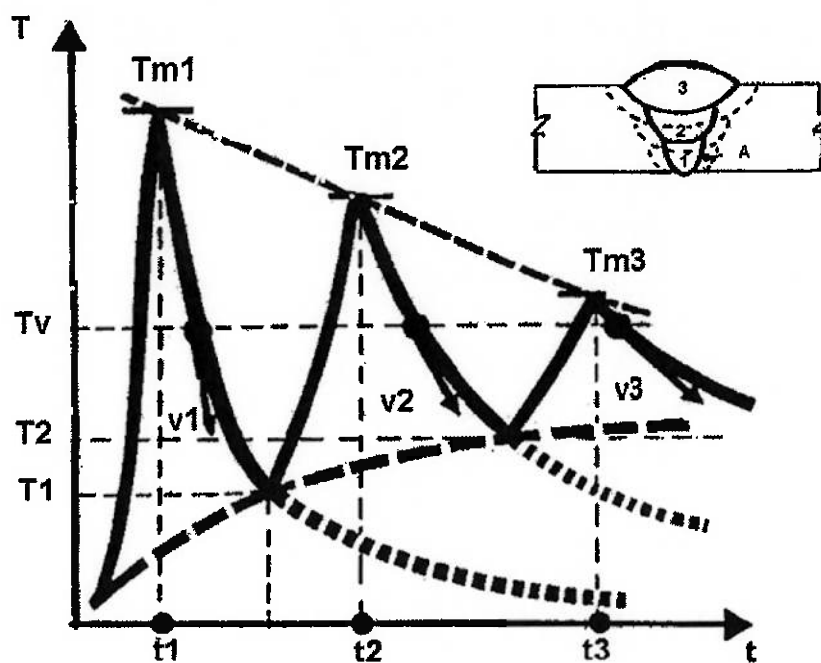


Figura 2.7– Exemplo dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz (ponto A) de uma solda multipasse topo-a-topo [16, 25].

Já a figura 2.8 mostra um experimento similar ao anterior, porém o ponto analisado está próximo ao passe de acabamento (ponto B). A máxima temperatura é atingida somente no último passe, e os passes anteriores funcionam como pré-aquecimento da soldagem, da mesma forma do experimento anterior.

resfriamento. Extrapolar a temperatura de interpasso é crítico, pois ocorre aumento da fase sigma e austenita secundária [10, 15].

2.4.4. Análise do teor de ferrita

Para estabelecer a quantidade de ferrita e austenita após soldagem em um corpo de prova, é possível utilizar microscopia ótica junto com análise de imagem, mas é preciso a retirada e preparação de amostras para fazer as análises.

Em condições reais de juntas soldadas de equipamentos, onde não é possível a retirada de corpos de prova, normalmente são usados métodos não destrutivos para a análise o balanço ferrita/austenita. O método mais utilizado é o Ferritoscópio, que revela de forma indireta a quantidade de ferrita utilizando-se a resposta magnética que ela produz a um campo aplicado. Como a austenita é paramagnética, o valor medido no aparelho é proporcional à quantidade de ferrita.

2.4.5. Processo de soldagem MIG/MAG e FCAW:

A soldagem GMAW - *Gas Metal Arc Welding* (ou MIG/MAG) é um processo a arco elétrico que tem alimentação contínua do eletrodo consumível, e é protegido por uma fonte externa de gás. O equipamento de soldagem faz a auto-regulação das características elétricas, desde que utilizado aparelho com tensão constante. A soldagem é usada com a corrente contínua polaridade reversa CCPR(+) [21].

O mesmo equipamento pode ser utilizado para o processo FCAW – *Flux Cored Arc Welding* (ou processo Arame Tubular). A figura 2.9 a seguir mostra o esquema do processo FCAW.

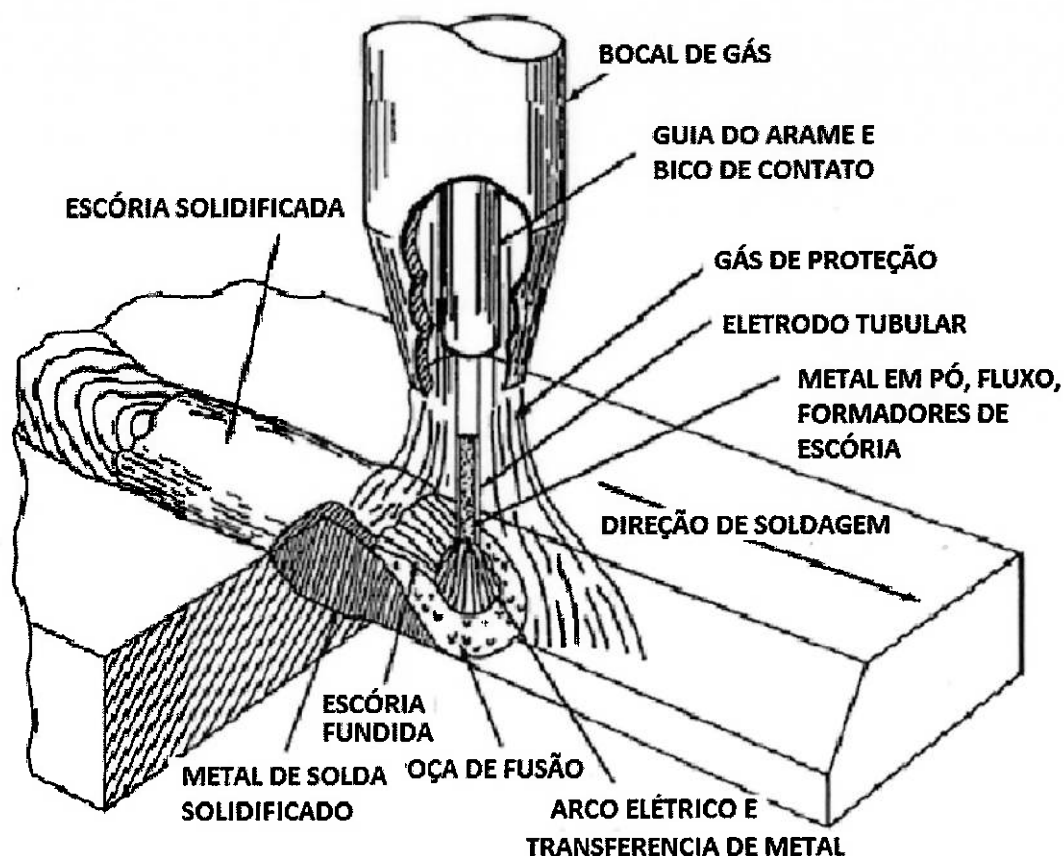


Figura 2.9 – Esquema do processo FCAW [21].

O processo pode ser considerado semi-automático, quando o soldador controla a velocidade de deslocamento e a posição da pistola, ou pode ser considerado automático, quando o operador de soldagem faz pequenas intervenções na soldagem, que é efetuada por equipamentos automatizados [26].

2.4.6. Consumível

No processo FCAW o consumível de soldagem é um arame com forma de tubo metálico preenchido internamente por um revestimento com misturas de compostos minerais, que são adicionados com aglomerantes. A figura 2.10 abaixo mostra o diagrama de fabricação do arame tubular.

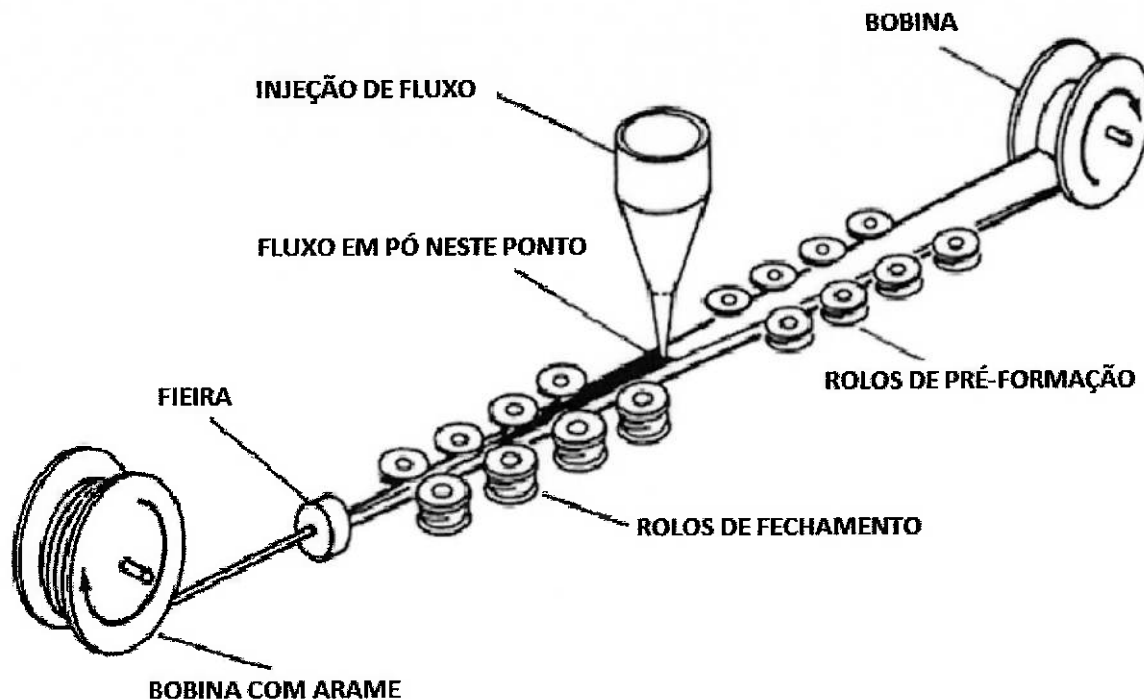


Figura 2.10 – Esquema de fabricação do arame tubular [5].

A função do revestimento no processo FCAW é similar ao processo Eletrodo Revestido que é promover a queima de gases para proteção da poça de fusão, formação de escória para atuar como agente fluxante, melhorar a estabilidade do arco, entre outros [26]. O processo FCAW pode ou não ter proteção gasosa auxiliar pela pistola de soldagem.

É necessária presença de Oxigênio para que o fluxo possa oxidar e formar a escória. O balanço correto de Oxigênio, seja do gás de proteção ou proveniente do arame auto protegido, deve ser apropriado para mistura do fluxo de cada arame tubular, garantindo assim que a escória exerça corretamente a função de desoxidação da poça de fusão.

Os revestimentos podem ter elementos de liga para prover propriedades metalúrgicas e mecânicas na junta soldada, e podem ter adição de pó de Ferro para aumentar a taxa de deposição [18].

Usualmente o consumível de soldagem deve apresentar composição química semelhante ao metal base, mas é necessário adicionar elementos de liga nos consumíveis para prever as perdas de elementos químicos, seja na reação a alta temperatura no arco elétrico ou nas transformações de solidificação [27].

Segundo a AWS A5.22/A5.22M, o consumível recomendado para soldagem do UNS S32205 é o E2209 T1-1 ou E2209 T1-4. Para compensar a perda de Nitrogênio durante a soldagem, o E2209 possui 4% a mais de Níquel do que o metal base (aproximadamente 9% contra 5% do MB). Como visto anteriormente o Níquel é um forte austenitizante, então o aumento deste favorece a formação da austenita e garante que haja um correto balanço ferrita/austenita na solda.

2.4.7. Gás de proteção

O fluxo de gás que sai do bocal na soldagem MIG/MAG e FCAW deve ser com característica laminar, pois fluxo turbulento irá introduzir contaminação atmosférica na poça de fusão. A velocidade do gás não deve passar de 8km/h, e a vazão em litros por minuto deve ser dimensionada a partir do diâmetro do bocal [21].

A estabilidade do arco é atingida ao manter a distancia entre o eletrodo consumível e a poça de fusão. No caso da soldagem MIG/MAG e FCAW, o gás de proteção influencia no tamanho e formato da coluna de plasma.

2.4.7.1. Propriedades Físicas dos gases

As propriedades físicas do gás que interferem no arco plasma são a condutividade térmica e a densidade.

Para produzir quantidades iguais de calor, os gases com maior condutividade térmica irão proporcionar um arco mais constrito, enquanto os de menor condutividade térmica haverá uma maior expansão do plasma.

O CO_2 e o Hélio possuem uma condutividade térmica relativamente alta comparada com o Argônio. Utilizando o Argônio como gás de proteção na soldagem MIG, o plasma será expandido para acima da ponta do arame fundido, criando uma maior superfície para condução do calor. Este processo de aquecimento, aliado ao potencial de ionização do Argônio, irá fundir mais rapidamente a ponta do arame produzindo uma pequena gota. Em conjunto com a força do jato de plasma, as gotículas são direcionadas para a poça em forma de Pulverização.

A medida que é adicionado CO_2 na mistura com Argônio, o modo de transferência é alterado de Pulverização para Globular, devido a alteração de condutividade térmica citada acima.

Tabela 2.2 – Propriedades físicas e químicas dos gases [28].

		Gás (a 101,325 kPa e 25°C)			
Descrição	Unidade	Argônio	Hélio	CO_2	Oxigênio
Potencial de Ionização	eV	15,8	24,6	14,4	13,2
Densidade	dm ³ / kg	603,7	6030,4	547	755,4
Condutividade Térmica	mW/ (m x K)	16,4	142,6	24,7	14,2

2.4.7.2. Propriedades química dos gases

As propriedades químicas dos gases tem igual importância na influencia do plasma formado pelo arco elétrico. A norma AWS 5.32 classifica os gases como inertes ou ativos. Os gases mais comuns considerados inertes são o Argônio e o Hélio, e os oxidantes são o CO_2 e o Oxigênio. Quando a soldagem é feita com gases ativos, é considerada soldagem MAG.

Nas misturas gasosas o potencial de oxidação do Oxigênio é aproximadamente o dobro do CO_2 , e o potencial de oxidação aumenta proporcionalmente a fração destes gases na mistura [29].

A reação de oxidação é exotérmica, produzindo maior calor comparado a uma soldagem com gás inerte. O aumento da quantidade de calor irá proporcionar uma geometria de junta com maior penetração.

Os elementos de liga Carbono, Silício e Molibdênio são mais reativos com o Oxigênio, e normalmente sofrem maiores perdas quanto mais ativo for o gás de proteção, durante a soldagem FCAW.

Utilizando Argônio puro para a soldagem dos AID's com, a poça de fusão será mais viscosa que comparado ao aço carbono, devido a maior presença de elementos de liga nestes aços, e a soldabilidade será prejudicada. É recomendado utilizar mistura com CO_2 para melhorar a fluidez da poça e proporcionar melhor soldabilidade.

2.4.7.3. Reações Químicas no Arco Elétrico

Segundo Grong [29] A composição química do metal de solda é controlada pelas reações químicas ocorridas na poça de fusão a elevadas temperaturas, e é influenciado pela escolha dos consumíveis de soldagem (metal de adição, fluxo, gás de proteção) e pelos parâmetros de soldagem.

Ao contrario do que ocorre na fabricação dos aços, onde as reações ocorrem em condições aproximadamente isotérmicas, no processo de soldagem as interações entre o metal líquido e seu entorno (escória, arco elétrico, ar atmosférico) ocorrem com elevados gradientes de temperatura (até $1.000^\circ\text{C}/\text{mm}$) e elevadas taxas de resfriamento (até $1.000^\circ\text{C}/\text{s}$). O ciclo térmico do metal líquido durante a transferência

desde a ponta do arame até a poça de fusão é mostrada esquematicamente na figura 2.11 a seguir:

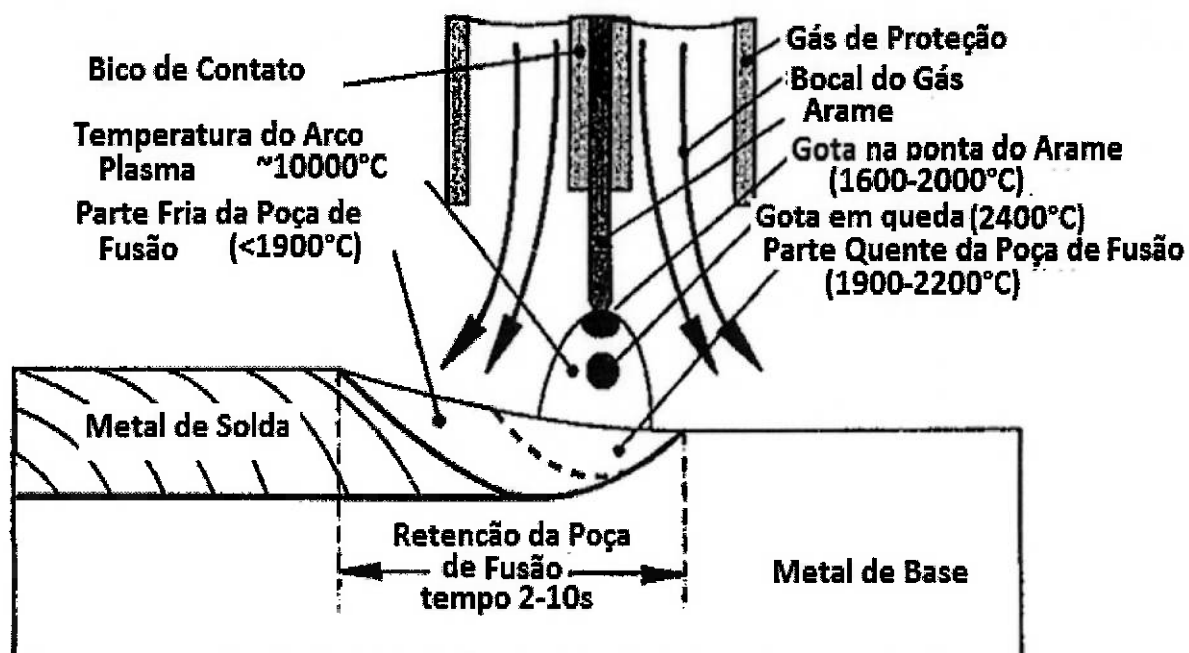


Figura 2.11– Diagrama esquemático mostrando os principais estágios do metal líquido durante o processo de soldagem GMAW. Adaptado de [29].

A figura 2.11 acima foi esquematicamente dividida em dois estágios do metal líquido. O estágio de alta temperatura abrange as seguintes partes:

- Plasma formado pelo arco elétrico – temperatura aproximada de 10.000°C;
- Ponta arame, no início da formação da gota de metal líquido – temperatura aproximada de 1.600~2.000°C;
- Gota de metal líquido transportado pelo plasma – temperatura aproximada de 2.400°C;
- Parte Quente da Poça de Fusão – temperatura aproximada de 1.900~2.200°C;

O estágio de baixa temperatura é a Parte Fria da Poça de Fusão – com temperatura aproximada menor que 1.900°C.

Ainda segundo Grong [29] durante a soldagem, o estágio de alta temperatura (acima de 1.900°C) é caracterizado pela incidência do arco elétrico e pela intensa absorção de elementos no metal líquido, tanto na gota que viaja pelo arco plasma quanto na parte quente da poça de fusão.

Na parte fria da poça de fusão ocorre o inverso, e após a passagem do arco elétrico há uma rejeição dos elementos que haviam se dissolvidos, que é um fenômeno chamado de dessorção. Isto acontece devido ao metal líquido estar supersaturado durante resfriamento, quando ocorre uma diminuição da solubilidade dos elementos na poça de fusão.

Existe uma faixa intermediária chamada de “zona cinzenta”— em que ocorrem algumas reações importantes, como a separação de inclusões não metálicas e a desoxidação da poça de fusão, onde os óxidos de metais (óxido de Silício, óxido de Cálcio, óxido de Manganês, etc.) irão se segregar e iniciar a formação de escória.

A figura 2.12 a seguir mostra um diagrama esquemático da absorção de elementos em função da temperatura.

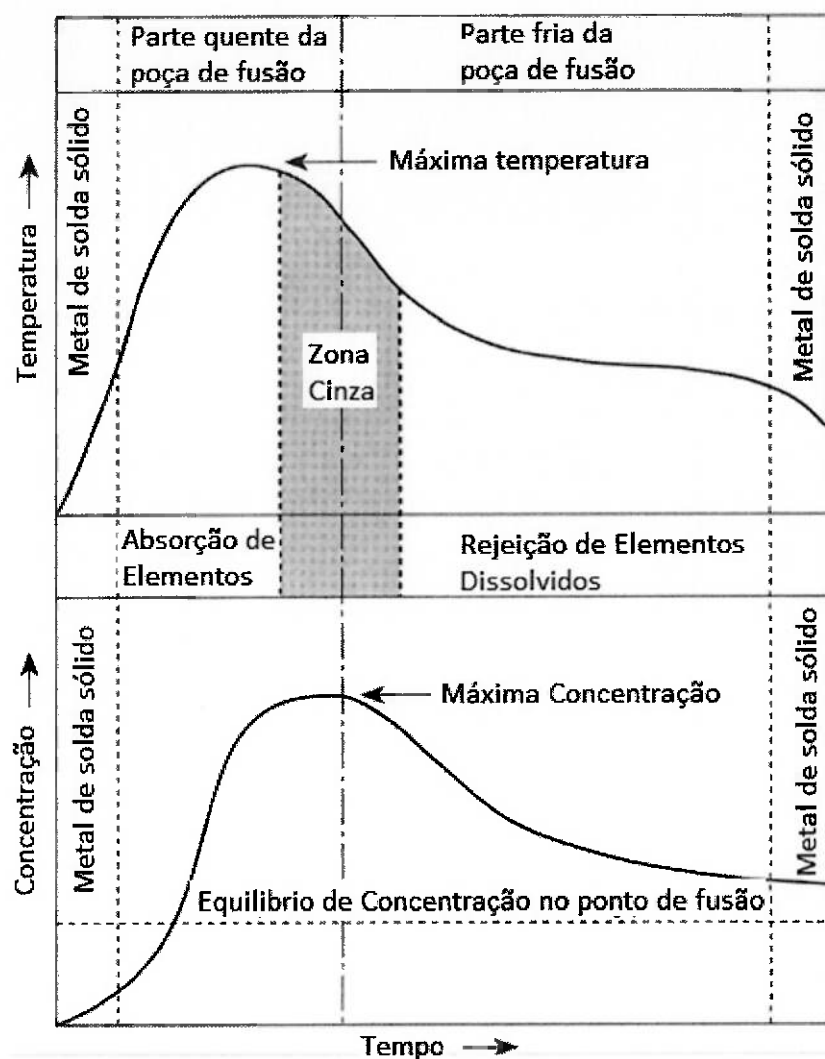


Figura 2.12– Diagrama esquemático mostrando a absorção de elementos durante a parte quente e fria da poça de fusão [29].

A figura 2.13 abaixo mostra uma gota de metal soldado com o processo FCAW, onde é possível visualizar a formação de escória durante o processo de resfriamento.

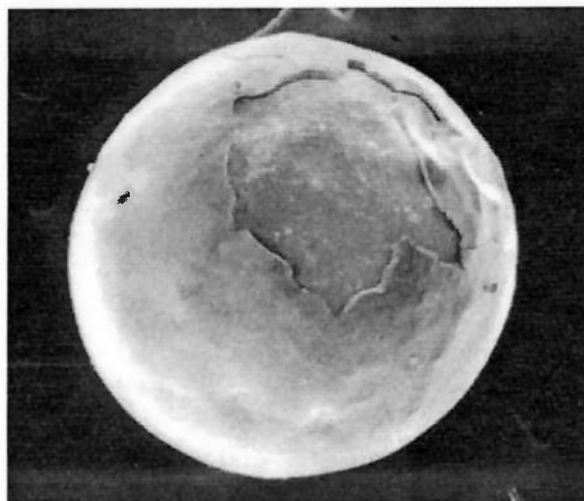


Figura 2.13— Gota metálica do processo FCAW, com a escória cobrindo a gota [30].

2.4.7.4. Dissociação do CO_2

No plasma do arco elétrico, devido a alta temperatura ocorrem outros fenômenos importantes na soldagem que é a dissociação e ionização dos gases de proteção. O CO_2 é dissociado a uma temperatura de aproximadamente 3.800K conforme a equação abaixo [29]:



O Oxigênio resultante da dissociação do CO_2 irá participar da oxidação da poça de fusão nos estágios de alta temperatura.

É importante conhecer que nos processos em que há formação de escória como o FCAW, uma boa parte da oxidação da poça de fusão também tem como fonte a própria escória, pois a presença de óxidos (de Ferro, de Manganês, de Silício) também contribuem na oxidação da poça. A figura 2.14 mostra a oxidação em processos com geração de escória.

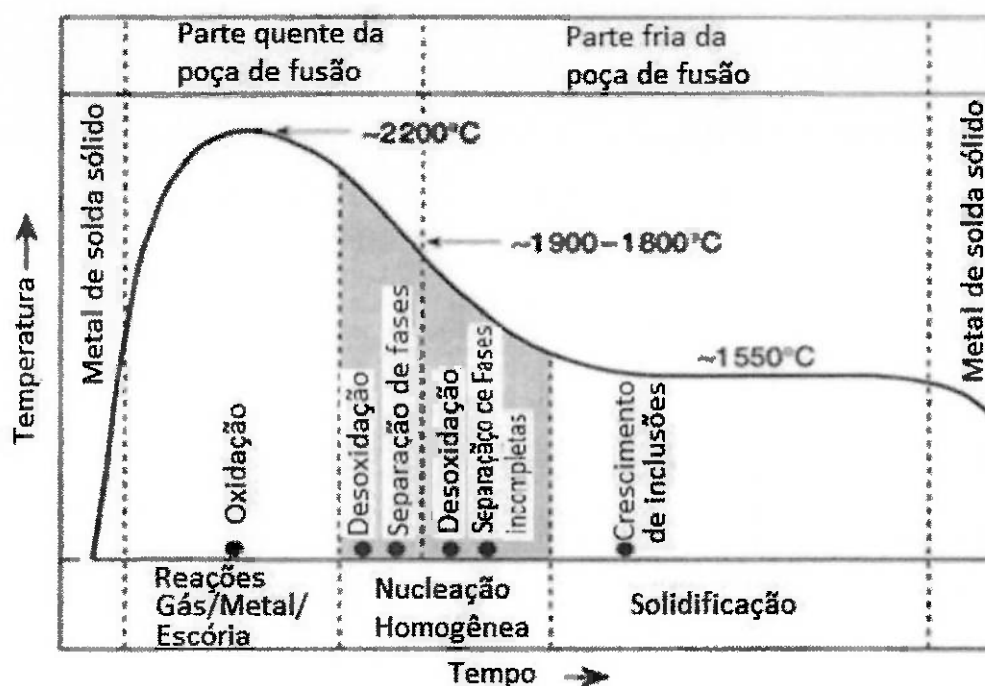


Figura 2.14– Diagrama esquemático mostrando a oxidação durante a parte quente e fria da poça de fusão em processos com geração de escória [29].

2.4.8. Formato do Cordão

A geometria do cordão de solda depende de diversos mecanismos que interagem simultaneamente durante a soldagem. Há envolvimento de fenômenos de origem elétrica, que são as partículas carregadas, os fatores físicos como o movimento de convecção forçada na poça de fusão, e por fenômenos relacionados com a variação da tensão superficial [31].

As tensões superficiais que agem na linha de interface influenciam no formato do cordão, pois estão relacionadas com as modificações na composição química introduzidas pela diluição do metal de solda, e pela composição química do metal de adição e do gás de proteção. Estas tensões podem ser representadas em forma de vetores, conforme mostrado na figura 2.15, onde é visualizado a situação “A” com maior penetração em relação a situação “B”.

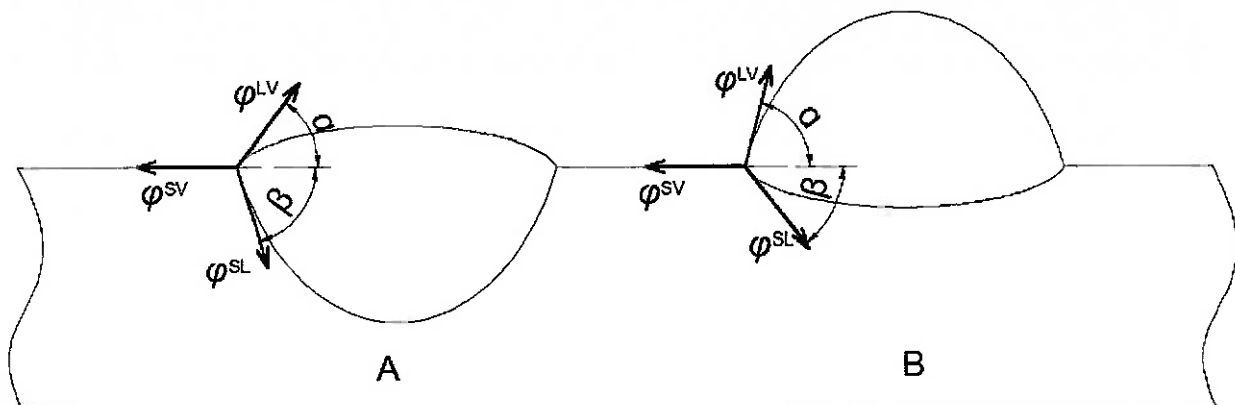


Figura 2.15 – Balanço de Tensões superficiais no formato do cordão de solda [31, 32].

Legenda:

φ^{SV} – Tensão Superficial Sólido/Vapor

φ^{LV} – Tensão Superficial Líquido/Vapor

φ^{SL} – Tensão Superficial Sólido/Líquido

A medida que cada tensão varia seu módulo e seu ângulo, a resultante dos vetores podem se deslocar no eixo horizontal, que irá influenciar na largura do cordão, ou no eixo vertical, que irá influenciar em maior penetração ou em maior reforço do cordão. As equações resultantes das tensões são as seguintes [31, 32]:

$$\frac{\varphi^{SV}}{\varphi^{LV}} = \frac{\text{sen}(\beta) \cos(\alpha)}{\text{sen}(\alpha)} + \cos(\beta) \quad (5)$$

$$\frac{\varphi^{LV}}{\varphi^{SL}} = \frac{\text{sen}(\beta)}{\text{sen}(\alpha)} \quad (6)$$

Outra forma de alteração da geometria do cordão é causada pela convecção forçada dentro da poça de fusão, e a variação tensão superficial líquido/vapor (φ^{LV}) com a temperatura é a principal responsável por determinar sentido de circulação do líquido na poça de fusão.

A variação da tensão líquido/vapor (φ^{LV}) é causada principalmente pelos elementos químicos presentes no gás de proteção e pela composição química dos

aços. Os chamados elementos tenso-ativos (que aumentam a tensão líquido/vapor) são Oxigênio no gás de proteção e Enxofre e Silício como elemento de liga no aço. Quando há presença de elementos tenso-ativos, a tensão líquido/vapor (ϕ^{LV}) aumenta com o aumento da temperatura, e na ausência destes elementos a tensão líquido/vapor (ϕ^{LV}) diminui com o aumento da temperatura [31, 33]. A figura 2.16 abaixo mostra a influência do Oxigênio no formato do cordão de solda, onde a situação "A" possui mais Oxigênio no gás de proteção que a situação "B", resultando em uma penetração maior do cordão de solda.

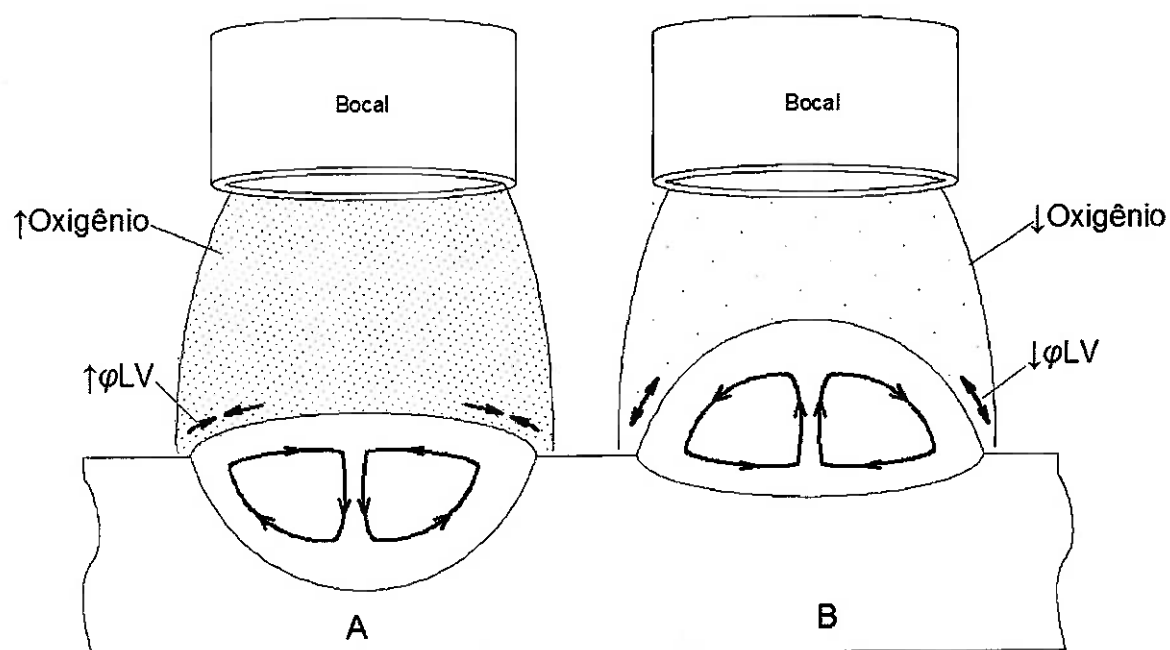


Figura 2.16 – Influência do Oxigênio no gás de proteção no formato do cordão de solda.

3. OBETIVO

O objetivo deste trabalho é estudar a influencia da variação do teor de CO_2 do gás de proteção na soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S32205 por meio do processo FCAW, utilizando metal de adição arame tubular AWS A5.22 E2209T1-1 / E2209 T1-4. Os gases de proteção serão Argônio puro, mistura Argônio- CO_2 com teor de 20% de CO_2 e CO_2 puro.

Esta influência será analisada através de caracterização metalográfica e ensaios mecânicos em junta soldada, análise do formato do cordão sobre chapa, análise e do depósito do consumível sem diluição.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Materiais

4.1.1. Corpo de Prova da Junta em Chanfro

Para os testes com junta em chanfro, foram utilizados corpos de prova de 300x300mm, com espessura de 9,5mm. Os corpos de prova foram cortados ao meio, assim cada corpo de prova foi formado por duas metades de 300x150mm, conforme figura 4.1 abaixo:

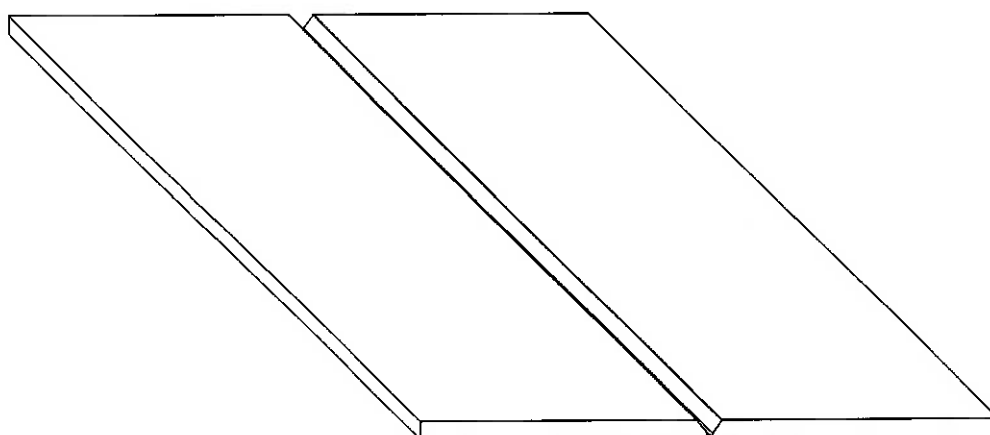


Figura 4.1 – Esquema do Corpo de Prova de Junta em Chanfro.

Os corpos de prova foram chanfrados por usinagem, para garantir a geometria final e também para evitar aquecimento da região. Foi utilizado chanfro em "V" com ângulo do bisel de 35°, o ângulo total do chanfro de 70°. A altura do chanfro (nariz) foi 2,5mm, e abertura do chanfro de 3mm, conforme figura 4.2.

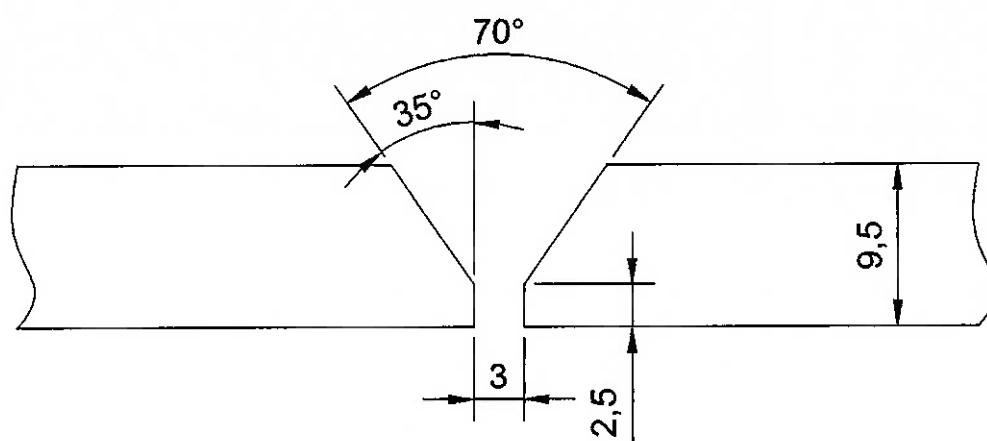


Figura 4.2 – Detalhe do chanfro do corpo de prova de junta em chanfro.

4.1.2. Travamento da Junta em Chanfro

Para evitar deformação durante a soldagem, foram utilizados travamentos de mesmo material e espessura, no lado de baixo dos corpos de prova. Estes travamentos foram soldados utilizando o mesmo consumível dos testes, e mantida uma distância mínima de 50mm até o centro do chanfro para que esta solda não influenciasse os resultados dos testes, como mostrado na figura 4.3.

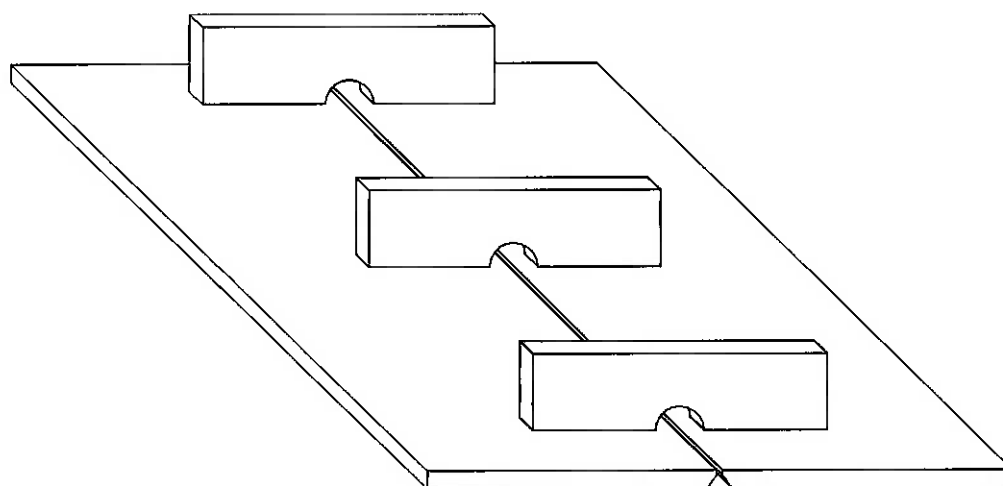


Figura 4.3– Detalhe do travamento do corpo de prova da junta em chanfro.

Para a goivagem da raiz os travamentos foram retirados por meio de lixadeira, para evitar aquecimento. Não houve utilização de travamentos para soldagem do último cordão da raiz após goivagem.

4.1.3. Equipamentos de soldagem

A fonte de soldagem utilizada tem alimentador de arame externo, tem capacidade para trabalhar com faixa corrente entre 30 a 400 A, faixa de tensão entre 16 a 34V, tem medidor eletrônico de corrente e tensão e trabalha com ajuste eletrônico contínuo dos parâmetros de soldagem, mantendo a tensão constante.

Para ter um maior controle nos parâmetros de soldagem, como velocidade de 1ª deslocamento e distância entre o bocal e a peça, foi utilizado um trator magnético para soldagem MIG/MAG mostrado na figura 4.4. Este trator tem regulagem da velocidade de avanço e de posicionamento da tocha (altura e ângulo em relação a peça). Os controles de corrente e tensão são feitos diretamente na máquina de soldagem.

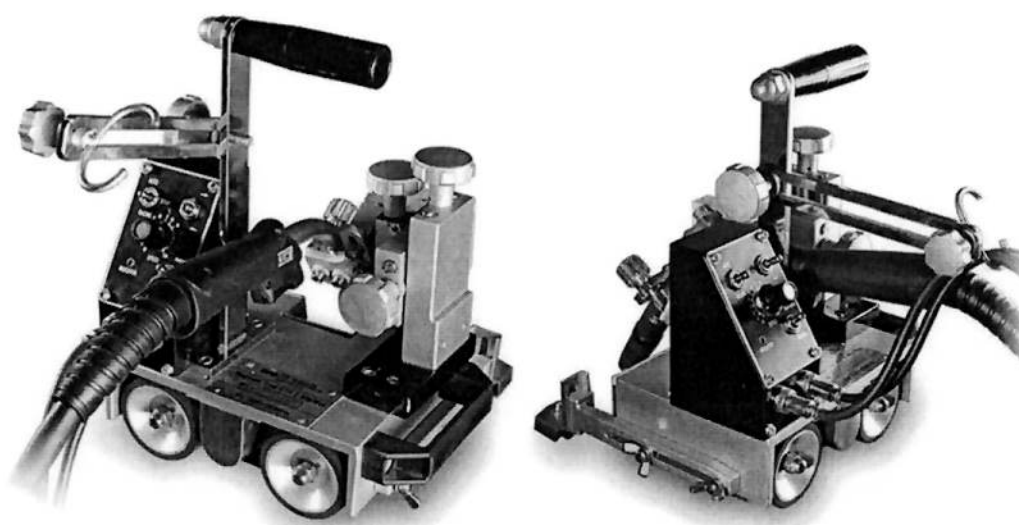


Figura 4.4 – Trator MIG utilizado nos testes [34].

4.1.4. Duplex UNS S32205

O material utilizado nos testes foi fabricado segundo a norma ASTM A240. O material apresenta as propriedades químicas e mecânicas conforme tabelas 4.1 e 4.2, respectivamente.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do AID UNS S32205.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
(%)	0,021	0,33	1,605	22,64	5,46	3,09

Tabela 4.2 – Propriedades químicas do AID UNS S32205.

L.R. (MPa)	L.E. (MPa)	Al (%)
759	537,8	34,3

Legenda:

L.R. – Limite de Resistência

L.E. – Limite de Escoamento – 0,2%

Al – Alongamento

4.1.5. Gás de Proteção

Os gases de proteção utilizados na soldagem dos corpos de prova foram o Argônio puro 99,99%, mistura de 20% de CO₂ em Argônio e CO₂ puro. Os testes foram realizados alterando a composição dos gases, e para cada tipo de gás de proteção foram realizados dois testes, alterando a energia de soldagem. Os testes foram realizados conforme tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Tipos de gases utilizados nos testes.

Tipo do gás	Testes
CO ₂	Teste 1
	Teste 2
Argônio + 20% CO ₂	Teste 3
	Teste 4
Argônio Puro	Teste 5
	Teste 6

4.1.6. Arame Consumível

Foi utilizado arame tubular do tipo rutílico, apropriado para soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 em todas as posições exceto vertical descendente. O arame é apropriado para utilizar gás de proteção tanto o CO₂ puro ou mistura entre 20% a 25% de CO₂, com balanço em Argônio. Sua classificação é ASME SFA-5.22, E2209 T1-1 / E2209 T1-4.

As faixas de tensão e corrente recomendadas para soldagem é entre 150A à 28V, e 250A à 30V.

A composição química e as propriedades mecânicas do metal depositado são conforme as tabelas 4.4 e 4.5, respectivamente.

Tabela 4.4 – Composição química do metal depositado do arame E2209 T1-1 / E2209 T1-4.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
(%)	0,026	0,77	0,8	22,85	9,08	2,93

Tabela 4.5 – Propriedades Mecânicas do metal depositado do arame E2209 T1-1 / E2209

T1-4.

L.R. (MPa)	L.E. (MPa)	Al (%)	ChV (J)
836	637	41	121 (a -40°C)

Legenda:

L.R. – Limite de resistencia

L.E. – Limite de escoamento – 0,2%

Al – Alongamento

ChV – Ensaio de impacto com entalhe em “V”

4.2. Métodos

4.2.1. Testes realizados

No metal de base foram feitos os ensaios de tração, impacto a -40°C micrografia para análise da fração de ferrita e análise química, que serviram de base para comparar com os demais testes de soldagem.

No total foram feitas 3 análises para avaliar de forma mais ampla a influência da variação de CO₂ no gás de proteção na soldagem pelo processo FCAW.

O primeiro teste foi em uma junta soldada com chanfro em “V”, para analisar o comportamento em soldagem multipasse. O segundo teste foi realizado um cordão sobre a chapa, para analisar o formato do cordão. No terceiro teste também foram feitos cordões sobre chapa, formando um deposito de metal de solda sem diluição com o metal de base para avaliar o comportamento do arame com a variação do gás de proteção. A figura 4.5 ilustra o esquema de soldagem.

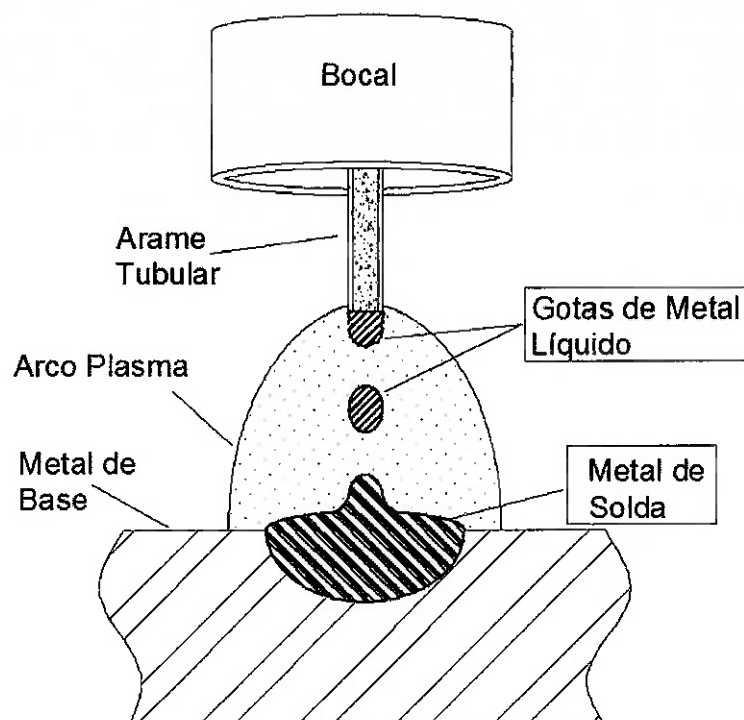


Figura 4.5 – Esquema de soldagem que destaca o metal de solda e as gotas de metal líquido.

4.2.2. Junta soldada

A soldagem foi feita somente na posição plana, como corpo de prova posicionado em um dispositivo de fixação. O dispositivo foi confeccionado para facilitar o manuseio e alinhamento dos corpos de prova e do trator magnético.

4.2.2.1. Execução do corpo de prova

4.2.2.1.1. Passe de raiz

Os primeiros passes dos corpos de prova foram feitos com soldagem semi-automatizada, com o soldador controlando a tocha. O controle manual para o primeiro passe foi necessário devido à dificuldade de controlar a poça de fusão utilizando o trator magnético. O soldador escolhido para realizar a soldagem possui

bastante experiência e habilidade manual, para minimizar as variações da velocidade de soldagem e distancia da tocha até a peça.

4.2.2.1.2. Passes de enchimento e acabamento

Os demais passes da segunda e terceira camadas foram feitos com o trator magnético, com controle da distancia da tocha até a peça e velocidade de soldagem constante, com a sequencia demonstrada na figura 4.6.

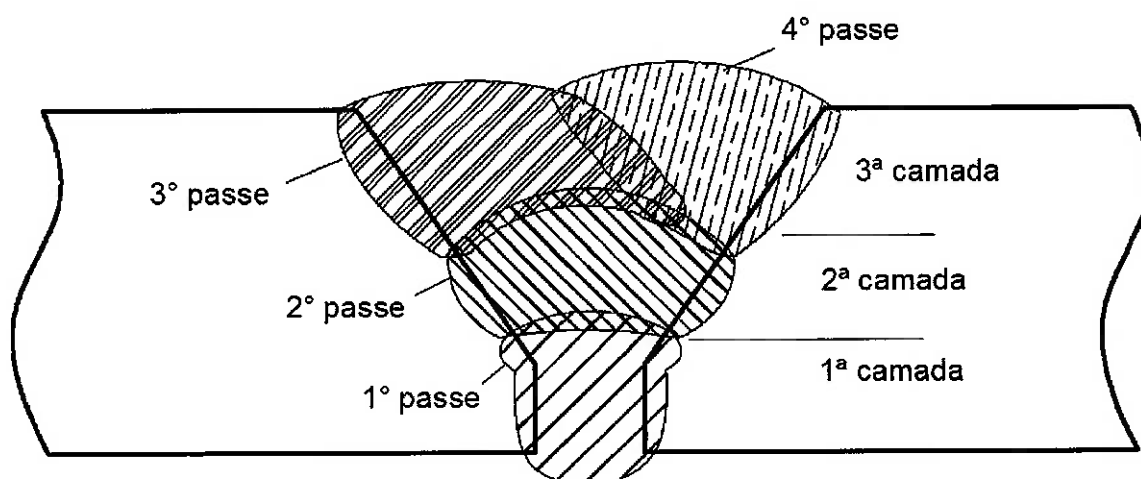


Figura 4.6 – Passes de enchimento e acabamento na junta soldada.

4.2.2.1.3. Goivagem e passe de raiz

Após o término dos passes de enchimento e acabamento pelo lado superior da peça, foram retirados os travamentos da parte de baixo com lixadeira, e também com lixadeira foi feita a goivagem do passe de raiz conforme a figura 4.7.

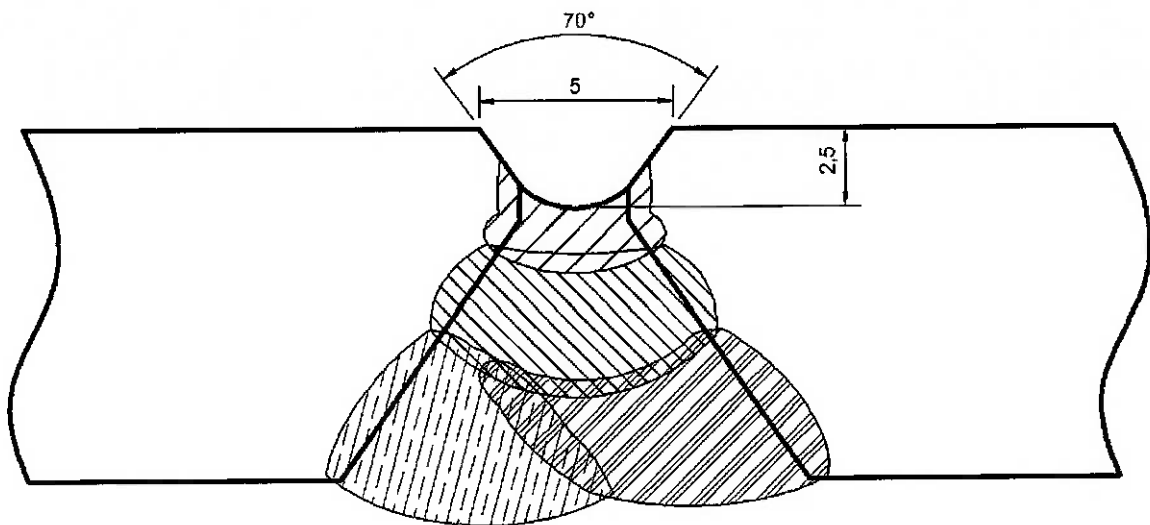


Figura 4.7 – Goivagem da raiz da junta soldada.

O último passe após a goivagem também foi feito utilizando o trator magnético sem utilizar travamentos para controle de deformação, também na posição plana, conforme mostrado na figura 4.8.

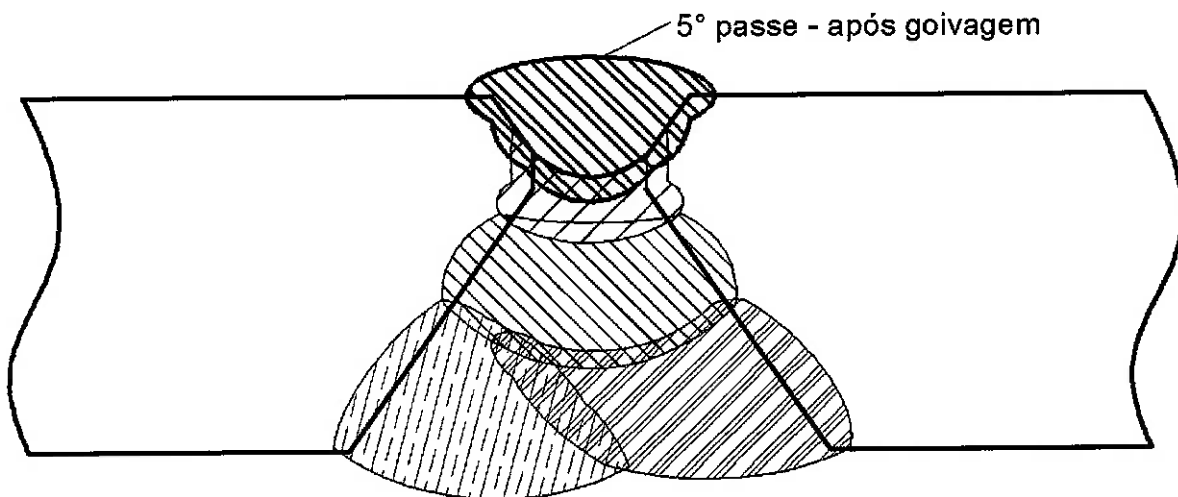


Figura 4.8 – Passe de raiz da junta soldada.

4.2.2.2. Ensaios na junta soldada

4.2.2.2.1. Inspeção Raios-X

Foi realizada inspeção de Raios-X de Potencial Constante com alta capacidade de I.Q.I. (Índice de Qualidade de Imagem) em todo o comprimento dos corpos de prova soldados, antes de realizar o corte dos mesmos. Os filmes foram digitalizados com Scanner modelo FS50 B, da GE.

As amostras foram avaliadas conforme o critério de aceitação da norma ASME QW-191.2.

4.2.2.2.2. Análise microestrutural

A realização da análise microestrutural dos cordões de solda dos diferentes corpos de prova foi feita na seção transversal dos cordões, seguidamente realizou-se a preparação na seção com lixas de diferentes granulometrias, a sequência de granulometria das lixas foi: 180, 220, 320, 400, 600 e 1000 “mesh” e polidas com pasta de diamante na sequência: 6, 3 e 1 μm de tamanho médio de partícula.

Uma vez obtida a superfície totalmente polida o material foi submetido a ataque eletrolítico utilizando hidróxido de Sódio (NaOH), com tempo aproximado de 100s e uma tensão de 2,5V. O equipamento utilizado para o ataque foi o POLECTROL da Struers.

Após a preparação da superfície, as amostras foram analisadas com microscópio óptico, de aumento de 200 vezes e 500 vezes, e foi feito registro fotográfico das microestruturas da seção transversal da solda.

4.2.2.2.3. *Determinação do teor de austenita*

Após o registro fotográfico da análise microestrutural da seção transversal da solda, as imagens foram analisadas para determinação do teor de austenita.

A metalografia quantitativa foi empregada para avaliar a fração volumétrica de austenita nos corpos de prova soldados. Estas medições foram realizadas utilizando o software de análise de imagem denominado "ImageJ" versão 1.42q desenvolvido no ano 2009, sendo este um software livre, o qual é um programa de processamento de imagem digital programado em Java e desenvolvido no National Institutes of Health (USA).

4.2.2.2.4. *Análise macrográfica*

A realização da análise macroestrutural dos cordões de solda dos diferentes corpos de prova foi feita na seção transversal dos cordões, em seguida realizou-se a preparação na seção com lixas de diferentes granulometrias, a sequência de granulometria das lixas foi: 180, 220, 320 e 400.

Uma vez obtida a superfície lixada o material foi submetido a ataque eletrolítico utilizando hidróxido de sódio (NaOH), com tempo aproximado de 200s e uma tensão de 2,5V. O equipamento utilizado para o ataque foi o POLECTROL da Struers.

Após a preparação da superfície, as amostras foram analisadas com um estereoscópio da marca Zeiss com aumento de 10 vezes, e foi feito registro fotográfico da seção transversal da solda com uma câmera AxioCam Cc3 da marca Zeiss, e as imagens foram formatadas com o software de aquisição de imagens AxioVision LE, da marca Zeiss.

4.2.2.2.5. *Análise de Corrosão por Pites*

A realização da análise de corrosão foi feita conforme a norma ASTM G48, método A. Os corpos de prova foram usinados com 25x50mm e 9mm de espessura, com a junta soldada localizada no meio do CP. Em seguida realizou-se a preparação em todas as superfícies, com lixas de diferentes granulometrias, a sequência de granulometria das lixas foi: 180, 220, 320 e 400.

Os CP's foram identificados por punção, e colocados dentro de um banho com agitação forçada contendo Cloreto Férrico (FeCl_3) com concentração de 6% em massa. O ensaio foi realizado a 50°C, por 72h. Os corpos de prova foram pesados antes e após o ensaio, utilizando uma balança de precisão de 0,1mg.

Foi feito registro fotográfico para análise qualitativa da corrosão por pites.

4.2.2.2.6. *Ensaio de tração*

Os corpos de prova de tração foram confeccionados conforme norma ASME IX – QW 462.1(a), com seção total da espessura da chapa, retirando-se apenas o reforço de solda. Os ensaios foram realizadas em uma máquina universal de tração/compressão, eletromecânica e microprocessada marca EMIC modelo DL60000, com capacidade de 600kN.

4.2.2.2.7. *Ensaio de impacto*

O ensaio de impacto foi o tipo Charpy, com entalhe em V. Os corpos de prova foram preparados conforme norma ASTM A370, com seção reduzida de formato 10mm x 7,5mm. As amostras foram imersas em Álcool Isopropílico a -40°C por 5

minutos, e ensaiados em uma máquina analógica com pêndulo de 300J, da Panantec modelo ATMI.

Após os ensaios de impacto, as fraturas dos corpos de prova foram fotografadas com auxílio de um estereoscópio da marca Zeiss com aumento de 10 vezes, com uma câmera AxioCam Cc3 da marca Zeiss, e as imagens foram formatadas com o software de aquisição de imagens AxioVision LE, da marca Zeiss.

4.2.2.2.8. Dobramento

Foi realizado ensaio de dobramento lateral conforme ASME IX – QW 462.2, sendo duas amostras para cada ensaio. As amostras foram usinadas e dobradas com auxílio de uma prensa hidráulica, utilizando um cutelo confeccionado conforme ASME IX – QW 466.1.

Após o dobramento, foi feito ensaio visual seguindo os critérios da ASME IX – QW 163, e foi feito registro fotográfico das amostras.

4.2.3. Cordão sobre Chapa

Foram feitos cordões de solda com os mesmos parâmetros de soldagem dos testes dos corpos de prova de junta soldada.

Foi feito o teste de macrografia da seção transversal em duas regiões do cordão de solda para medição da largura, altura e penetração do cordão, dos ângulos α e β , conforme indicado na figura 4.9, e foram feitas as medições das áreas do reforço e área diluída conforme figura 4.10, que possibilitaram a realização do cálculo da diluição do cordão de solda.

As seções transversais dos cordões de solda foram fotografadas com auxílio de um estereoscópio da marca Zeiss com aumento de 10 vezes, com uma câmera AxioCam Cc3 da marca Zeiss, e as imagens foram formatadas com o software de aquisição de imagens AxioVision LE, da marca Zeiss.

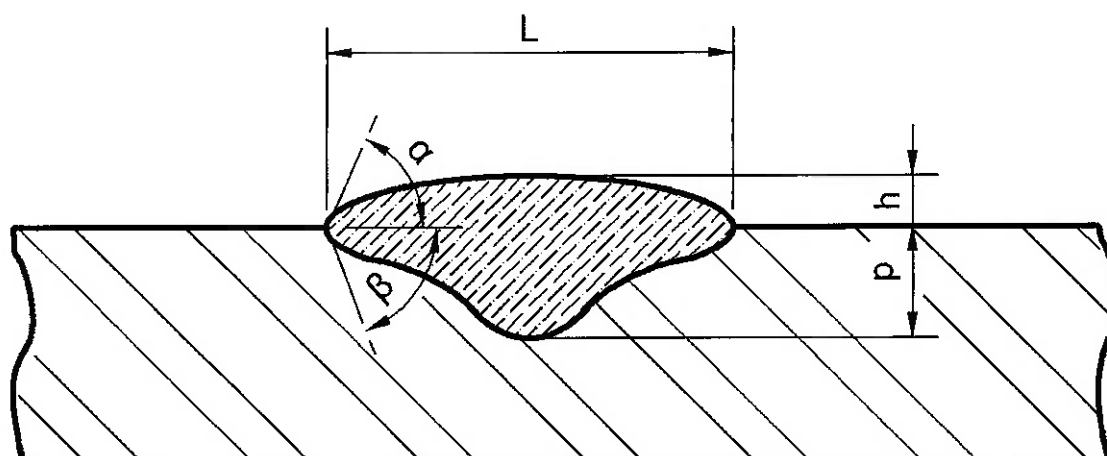


Figura 4.9 – Dimensões do cordão sobre chapa.

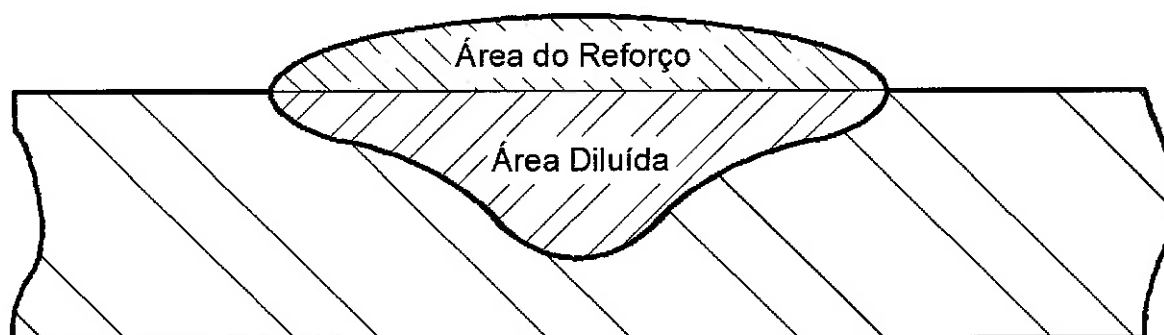


Figura 4.10 – Área do reforço e área diluída do cordão sobre chapa.

4.2.4. Depósito de solda sobre chapa

Para avaliar o metal de solda, foi utilizado como metal de base o próprio aço duplex UNS S32205, e foram aplicadas algumas camadas de solda para possibilitar a retirada de corpos de prova para ensaio de tração e análise química. A primeira

camada de solda foi descartada para evitar influência da diluição do metal de base, conforme mostrado na figura 4.11.

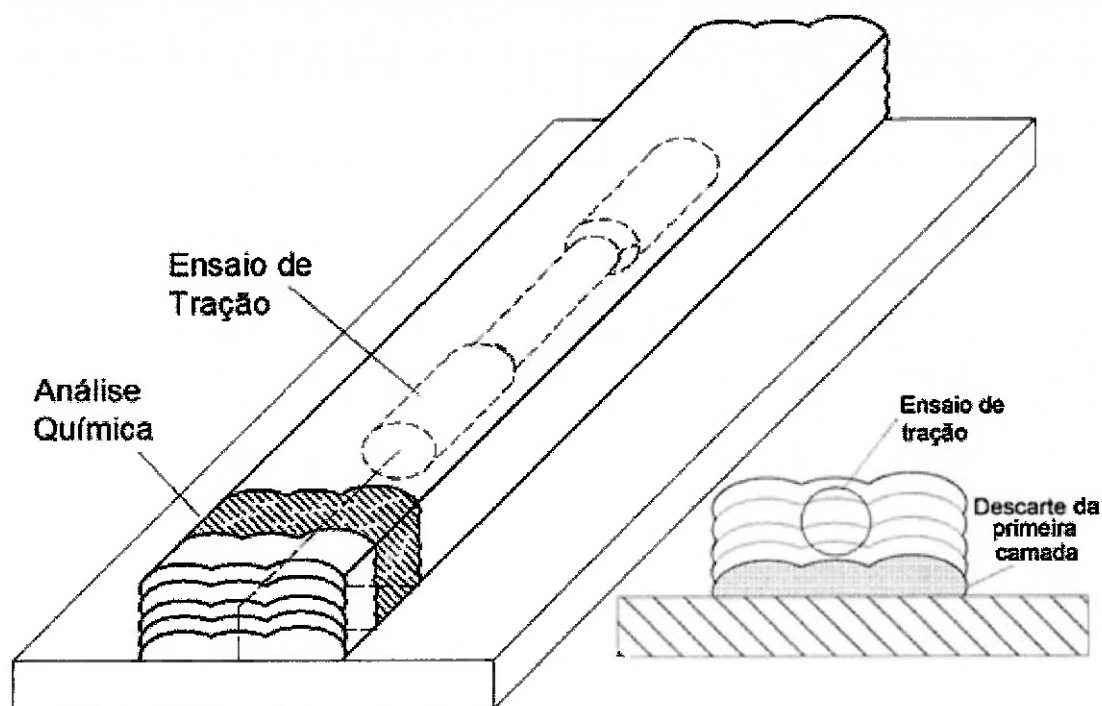


Figura 4.11 – Depósito de solda sobre chapa.

A análise química foi realizada no centro do depósito de solda em cortes transversais do depósito, em 3 locais diferentes, e em cada local foram feitas 3 medições da composição química. Os locais foram limpos com água corrente e secos com álcool etílico para remoção de impurezas, e posteriormente foram lixados.

O aparelho utilizado foi o espectrômetro de emissão ótica para análise de metais, da marca Spectro modelo Spectrolab.

Os corpos de prova de tração foram confeccionados conforme norma ASTM A370, com seção cilíndrica reduzida, com diâmetro de 7,5mm. Os ensaios foram realizadas em uma máquina universal de tração/compressão, eletromecânica e microprocessada marca EMIC modelo DL20000, com capacidade de 200kN.

4.2.5. Parâmetros de soldagem

Para cada tipo de gás foram feitos dois testes variando a energia de soldagem, assim será possível comparar o efeito do gás de proteção em duas situações distintas. A tabela 4.6 abaixo mostra o resumo dos testes feitos com cada gás de proteção e a intensidade da energia de soldagem.

Tabela 4.6 – Energia de soldagem de cada teste.

Tipo de Gás	Teste	Energia de Soldagem
CO ₂	Teste 1	Baixa Energia – BE
	Teste 2	Alta Energia – AE
Argônio + 20% CO ₂	Teste 3	Baixa Energia – BE
	Teste 4	Alta Energia – AE
Argônio Puro	Teste 5	Baixa Energia – BE
	Teste 6	Alta Energia – AE

4.2.5.1. Velocidade de soldagem

Para determinação da velocidade de soldagem foram feitas medições do tempo de soldagem utilizando um cronometro digital. Os tempos foram cronometrados a partir do início da soldagem na peça até o final

Todos os corpos de prova foram usinados para manter o comprimento de 300mm, assim a medição do tempo pode ser considerada como parâmetro para chegar à velocidade em mm/min, conforme tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Velocidade de soldagem.

Passe	Testes	Tempo		Velocidade (mm/min)
		(s)	(min)	
1º passe (raiz) e 5º passe (raiz após goivagem)	1, 3 e 5	46	0,77	391
	2, 4 e 6	55	0,92	327
2º até o 4º passe	1, 3 e 5	53	0,88	340
	2, 4 e 6	62	1,03	290

4.2.5.2. Corrente e tensão

A máquina de soldagem foi regulada antes de cada teste com alicate multímetro calibrado, e durante cada passe da soldagem os valores foram conferidos com o alicate multímetro. Os valores foram fixados para todos os testes conforme tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Corrente e tensão.

Passe	Testes	Corrente (A)	Tensão (V)
Todos	1, 3 e 5	164	28
	2, 4 e 6	250	32

4.2.5.3. Energia de Soldagem

Como visto anteriormente, a energia de soldagem é função da corrente e tensão dividido pela velocidade de soldagem, corrigida pela eficiência do processo utilizado. Utilizando os valores das tabelas 4.7 e 4.8 acima, e utilizando a eficiência da

soldagem FCAW como sendo 0,8, os valores da energia de soldagem estão indicadas na tabela 4.9.

Tabela 4.9 – Valores da energia de soldagem

Testes	Energia (KJ/mm)		Abreviação
	Raiz	Enchimento	
1, 3 e 5	0,56	0,65	Baixa energia – BE
2, 4 e 6	1,18	1,33	Alta energia – AE

4.2.5.4. Temperatura de interpasse

As temperaturas de interpasse foram medidas com um termômetro de infravermelho, imediatamente antes de iniciar o próximo passe. Não houve pré-aquecimento para soldagem dos passes de raiz (1º passe e 5º passe após goivagem da raiz). As temperaturas estão descritas na tabela 4.10:

Tabela 4.10 – Temperatura de interpasse

Passe	Testes	Temperatura
1º passe (raiz) e 5º passe (raiz após goivagem)	Todos	Ambiente 25° C
2º até o 4º passe		100°C ~110°C

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Junta soldada

Os testes feitos na junta chanfrada utilizando 100% de CO₂ e Argônio + 20% CO₂ tiveram boa soldabilidade, tanto utilizando baixa energia de soldagem como utilizando alta energia de soldagem.

Para a soldagem utilizando 100% Argônio, não foi possível soldar o corpo de prova no teste com baixa energia de soldagem. No teste com alta energia de soldagem, o corpo de prova ficou muito ruim e não foi possível fazer os ensaios mecânicos. A tabela 5.1 mostra a soldabilidade para cada tipo de gás.

Tabela 5.1 – Soldabilidade para cada tipo de gás.

Tipo de Gás	Teste	Energia	Soldabilidade
100% CO ₂	Testes 1 e 2	BE / AE	Boa
Argônio + 20% CO ₂	Testes 3 e 4	BE / AE	Boa
Argônio Puro	Teste 5	BE	Não Soldou
	Teste 6	AE	Muito Ruim

As figuras 5.1 e 5.2 mostram respectivamente o aspecto visual da solda utilizando 100% Argônio e 100% CO₂. Mesmo utilizando um mecanismo de automação para controle da velocidade e de distancia (Trator MIG/MAG), pode-se observar na figura 5.1 que na soldagem com 100% Argônio a poça de fusão apresentou grandes variações, resultado de uma péssima estabilidade do arco elétrico, com vários defeitos visuais e geométricos.

Este resultado pode estar associado à viscosidade da poça de fusão, que deve ser maior para o argônio puro. As composições do gás com CO₂ geram oxigênio, que reduz a viscosidade da poça, tornando a soldabilidade melhor.

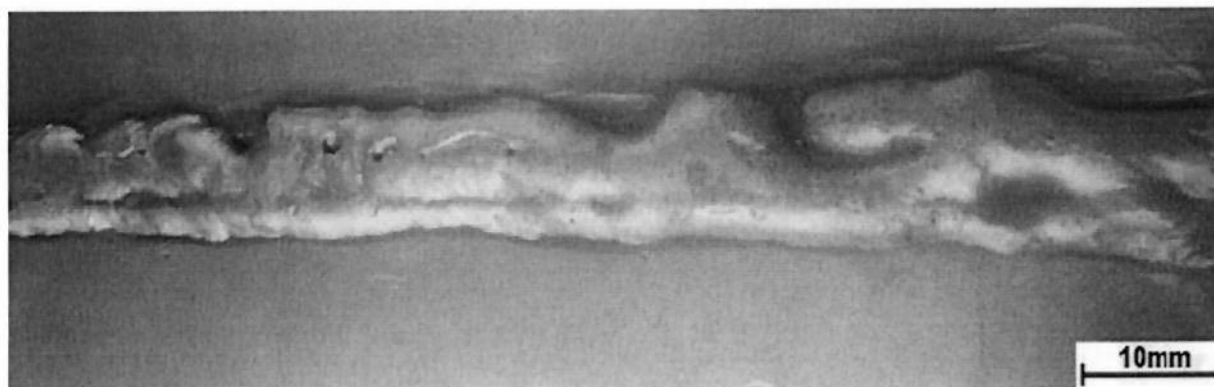


Figura 5.1- Aspecto visual da soldagem da junta soldada com 100% Argônio.



Figura 5.2- Aspecto visual da soldagem da junta soldada com 100% CO₂.

5.1.1. Inspeção por Raios-X

Foi realizado Inspeção de Raios-X nos corpos de prova logo após a soldagem. Os resultados foram satisfatórios para 100% de CO₂ e Argônio+20% CO₂, seguindo os critérios de aceitação da norma ASME IX – QW 191.2. Para a soldagem com 100% de Argônio, devido a grande quantidade de defeitos não foi possível continuar

com demais testes, pois a solda não apresentou condições. A tabela 5.2 indica os resultados do Raios-X, e as figuras 5.3 e 5.4 mostram a diferença entre a soldagem utilizando gás de proteção com 100% CO₂ e com 100% Argônio respectivamente.

Tabela 5.2 – Resultados dos testes de Raios-X.

Teste	Gás	Energia	Resultado
T1	100% CO ₂	BE	Aprovado - Isento de descontinuidades
T2	100% CO ₂	AE	Aprovado - Isento de descontinuidades
T3	Ar+20%CO ₂	BE	Aprovado - Isento de descontinuidades
T4	Ar+20%CO ₂	AE	Aprovado - Isento de descontinuidades
T5	100% Argônio	BE	Não realizado
T6	100% Argônio	AE	Reprovado - Falta de fusão, falta de penetração, mordedura, concavidade, poros, inclusões de escória.

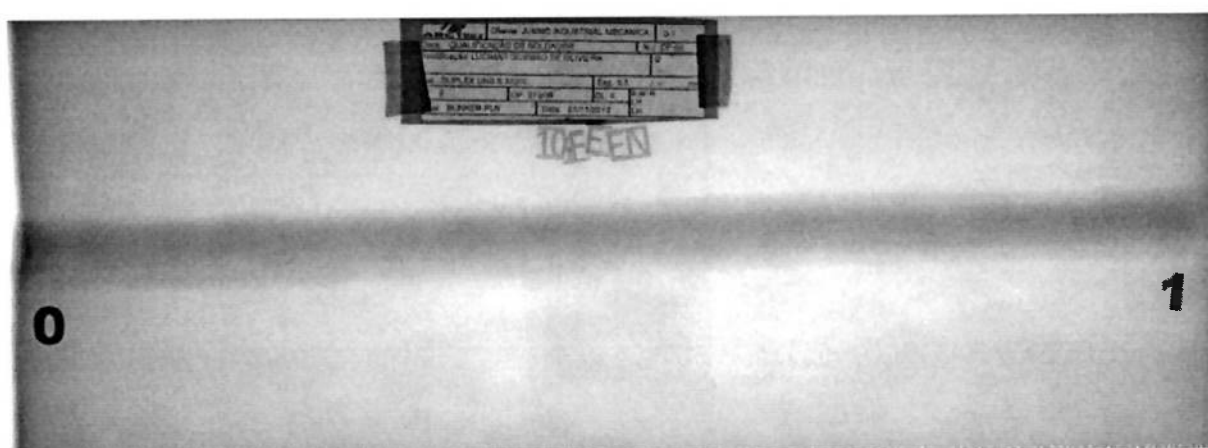


Figura 5.3- Ensaio por Raios-X na soldagem na junta soldada com 100% CO₂.

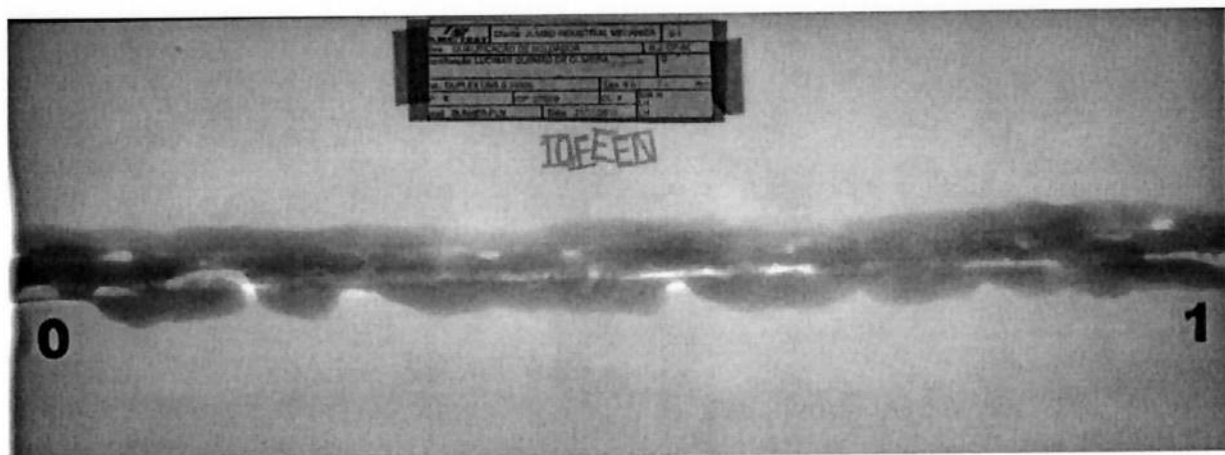


Figura 5.4- Ensaio por Raios-X na soldagem na junta soldada com 100% Argônio.

5.1.2. Análise microestrutural

5.1.2.1. Análise no metal de base

O metal de base foi analisado para verificar se o tipo de microestrutura é compatível com os padrões utilizados nos AID's. Pode-se observar na figura 5.5 que a amostra segue os padrões de microestrutura no sentido longitudinal de laminação da chapa dos AID's, com lamelas alongadas de austenita (parte clara) e ferrita (parte escura), em uma proporção balanceada e com aproximadamente de 50% austenita e 50% ferrita.

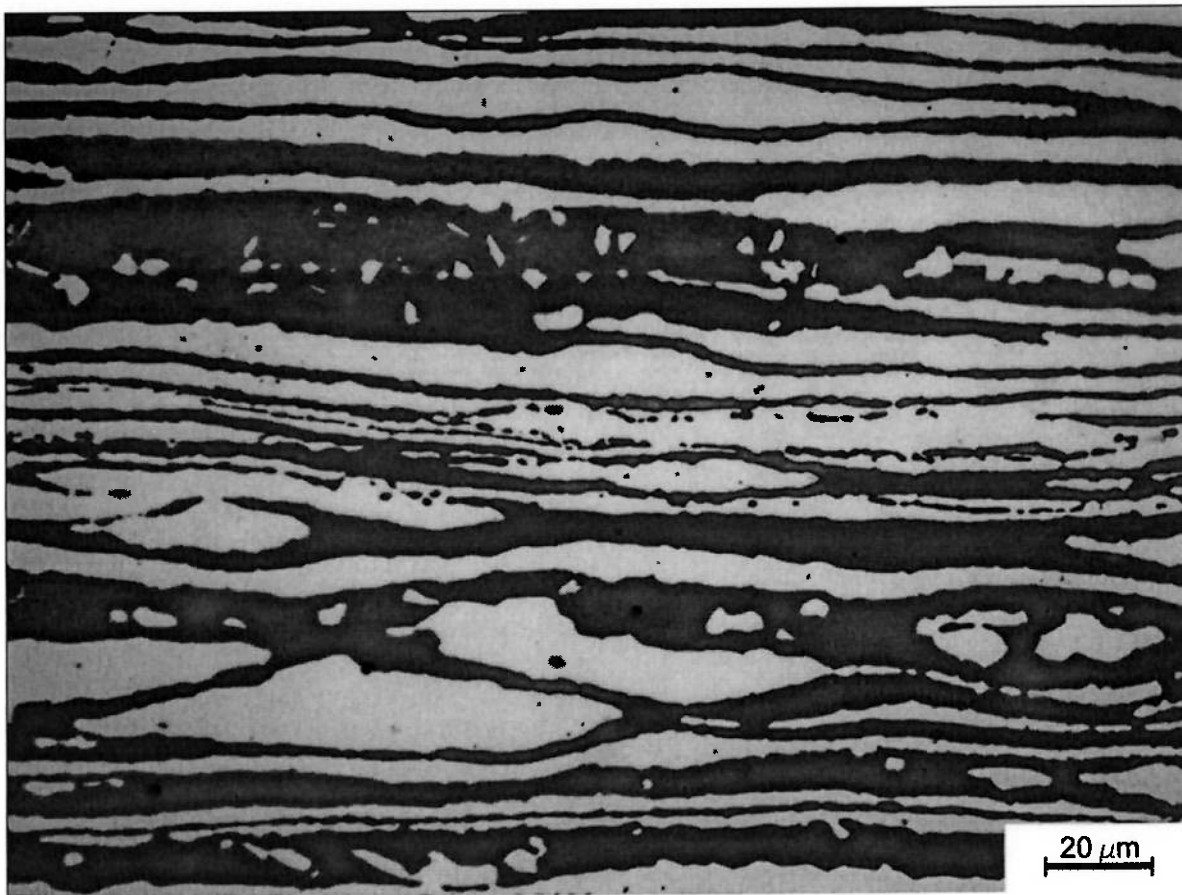


Figura 5.5- Microestrutura da chapa do aço duplex UNS S32205. Ataque eletrolítico com NaOH (500x)

5.1.2.2. Análise do metal de solda

O metal de solda apresentou microestrutura típica, com solidificação em ferrita primária (matriz em tom cinza) com posterior solidificação da austenita de morfologia acicular e de Widmanstatten, como pode ser visualizado na figura 5.6.

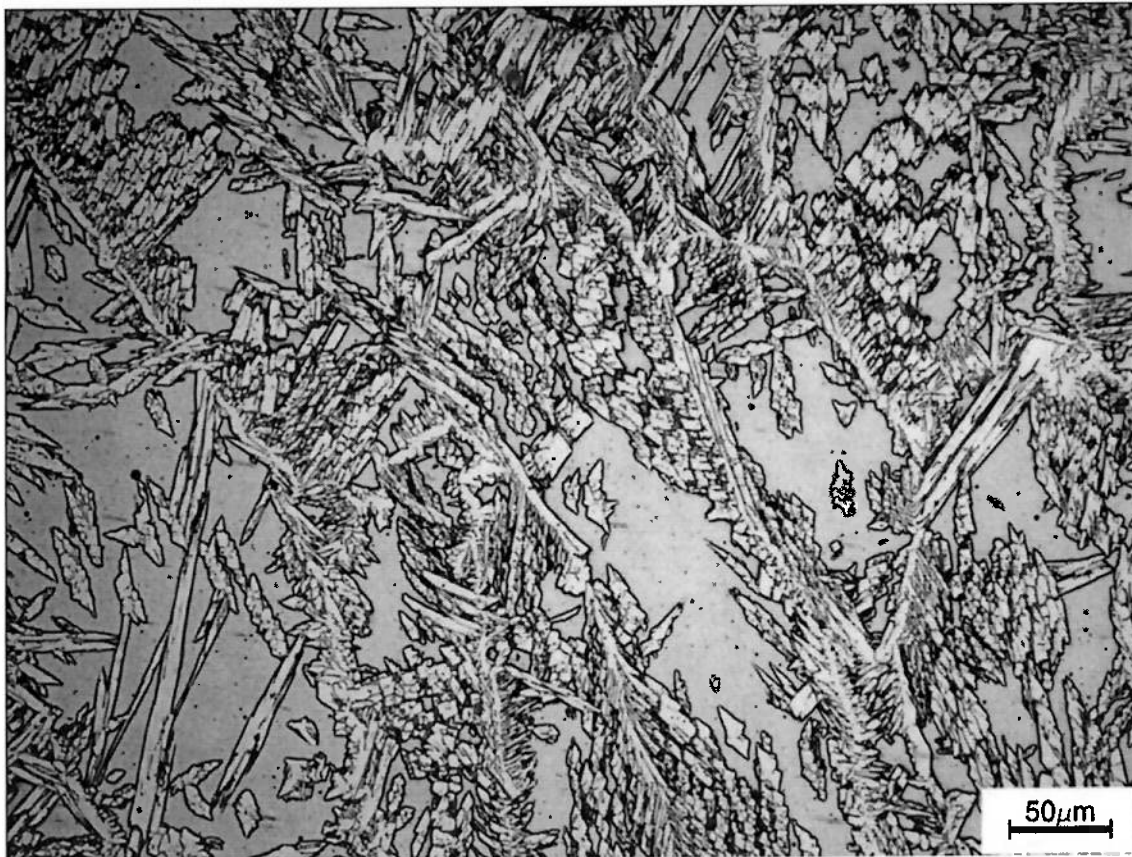


Figura 5.6 - Microestrutura do cordão de solda. Ataque eletrolítico com NaOH (200x).

5.1.2.3. Análise na ZAC

A análise microestrutural da ZAC mostrou uma quantidade menor de austenita em reação a ferrita na transição entre o metal de solda e o metal de base. A figura 5.7 mostra uma parte da ZAC, onde é possível visualizar a transição entre o metal de solda (austenita com morfologia acicular e de Widmanstätten) e o metal de base (austenita com grãos alongados), em uma matriz ferrítica.



Figura 5.7- Microestrutura da ZAC. Ataque eletrolítico com NaOH (200x).

Utilizando o ataque eletrolítico com NaOH não foi possível observar a formação da fase sigma em nenhum teste realizado, mesmo com a utilização de uma lente com aumento maior. Também não houve alteração das características microestruturais com a mudança de energia de soldagem ou do tipo de gás. A figura 5.8 mostra a ZAC com aumento de 500x.

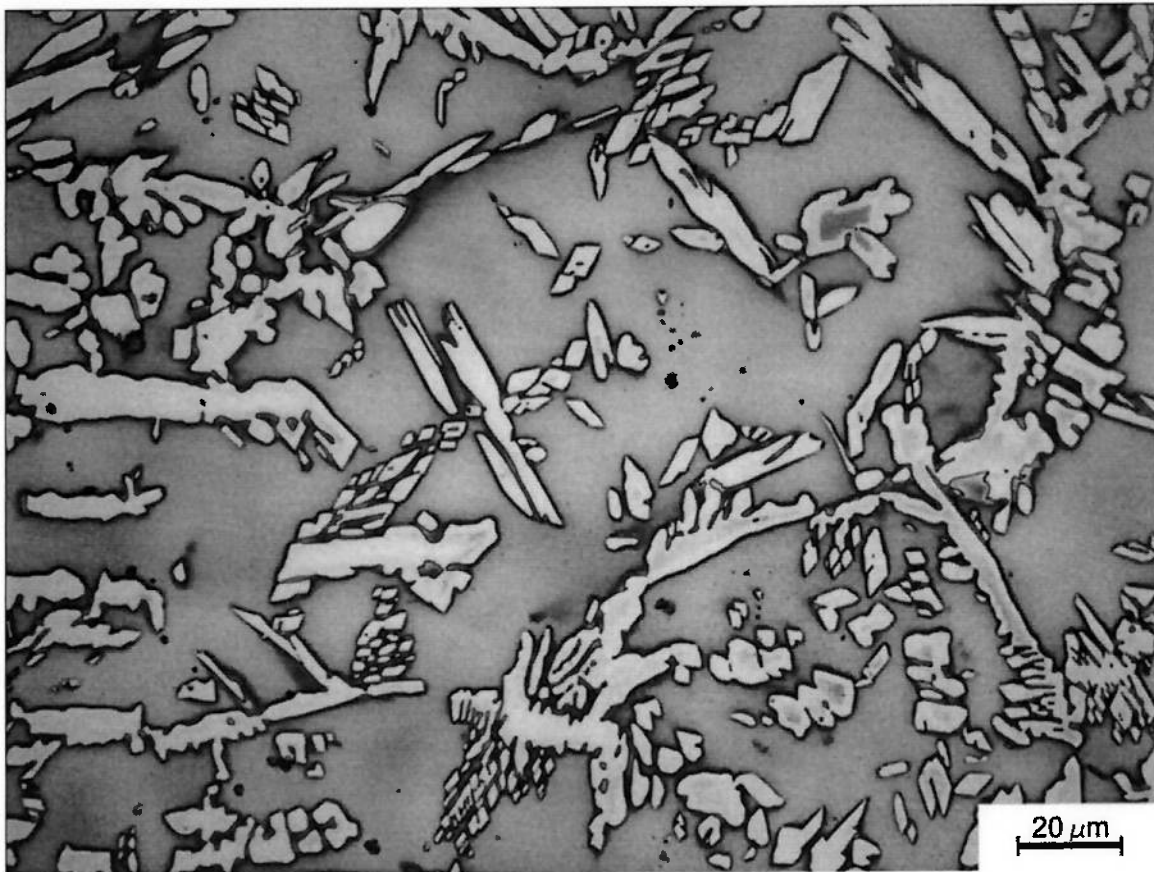


Figura 5.8- Microestrutura da ZAC. Ataque eletrolítico com NaOH (500x).

5.1.2.4. Determinação do teor de Austenita

As medidas foram realizadas na vista de topo da seção transversal da junta soldada. A tabela 5.3 mostra a quantidade de austenita para cada teste, no metal de base, no metal de solda e na ZAC. A norma Norsok M-601 especifica um valor de austenita entre 30% e 70%, tanto para a ZAC quanto para o metal de solda.

Tabela 5.3 – Resultados da porcentagem de austenita.

Teste	Gás	Energia	Local	(%) Austenita - Média
T1	100% CO ₂	BE	Metal de base	55,3
			Metal de solda	66,4
			ZAC	22,3
T2	100% CO ₂	AE	Metal de base	55,6
			Metal de solda	68,6
			ZAC	28,7
T3	Ar+20%CO ₂	BE	Metal de base	53,7
			Metal de solda	64,8
			ZAC	20,8
T4	Ar+20%CO ₂	AE	Metal de base	56,2
			Metal de solda	67,3
			ZAC	25,5

O gráfico da figura 5.9 a seguir mostra a porcentagem de austenita no metal de solda, onde todas as amostras ficaram com resultado satisfatório. Houve uma maior quantidade de austenita utilizando alta energia de soldagem, para ambos os gases de proteção. Este comportamento se deve ao fato da soldagem com alta energia ter uma velocidade de resfriamento menor, assim houve mais tempo para precipitação da austenita.

Para uma mesma energia de soldagem, a soldagem utilizando CO₂ apresentou maiores quantidades de austenita quando comparada com a mistura Argônio + 20%CO₂. Na soldagem com gás de proteção com 100% CO₂ há uma maior reação exotérmica de oxidação quando comparado com o gás com concentração de 20%

de CO_2 , proporcionando mais energia de soldagem, consequentemente menor taxa de resfriamento e maior quantidade de austenita.

A maior quantidade de austenita presente no metal de solda é devido ao fato do consumível utilizar 4% a mais de Níquel do que o metal de base, favorecendo a formação da austenita.

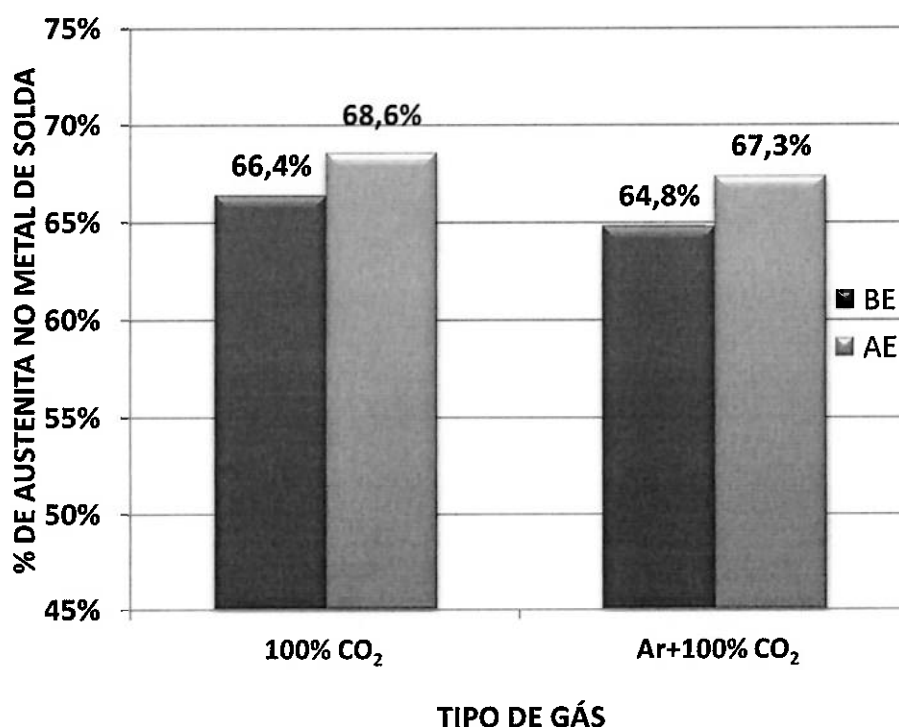


Figura 5.9- Gráfico das porcentagens de austenita no metal de solda para cada tipo de gás.

Na análise da ZAC, as amostras apresentam resultados piores, e saíram da faixa de qualificação da norma Norsok M-601. O comportamento da variação de porcentagem de austenita foi semelhante ao do metal de solda, pois houve uma maior quantidade de austenita utilizando alta energia de soldagem, para ambos os gases de proteção. Para uma mesma energia de soldagem, a soldagem utilizando CO_2 também apresentou maiores quantidades de austenita quando comparada com a mistura Argônio + 20% CO_2 . O gráfico da figura 5.10 mostra a porcentagem de austenita na ZAC.

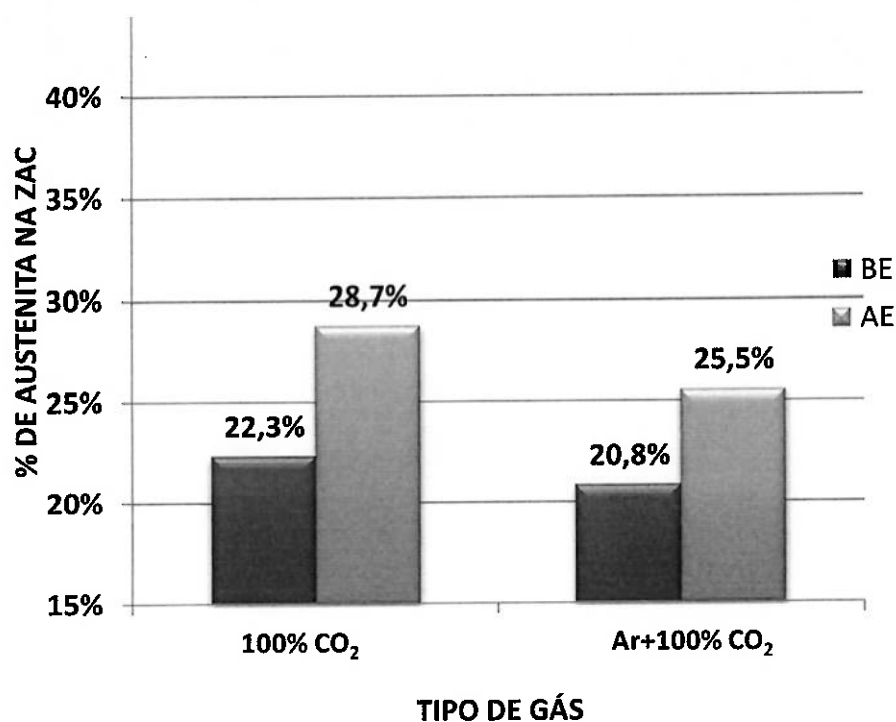


Figura 5.10- Gráfico das porcentagens de austenita na ZAC para cada tipo de gás.

A menor quantidade de austenita na ZAC é explicada a alta taxa de resfriamento nesta região, o que dificulta a formação de austenita, principalmente quando a soldagem é feita com baixa energia, onde as taxas de resfriamento são ainda maiores.

5.1.3. Análise macrográfica

As amostras tiveram resultados satisfatórios, pois não apresentaram defeitos nem indicações de trincas ou falta de penetração, conforme ASME IX QW-183. A figura 5.11 mostra a macrografia da seção transversal da junta soldada, após ataque eletrolítico com NaOH, onde também é possível visualizar a sequência dos passes de solda.

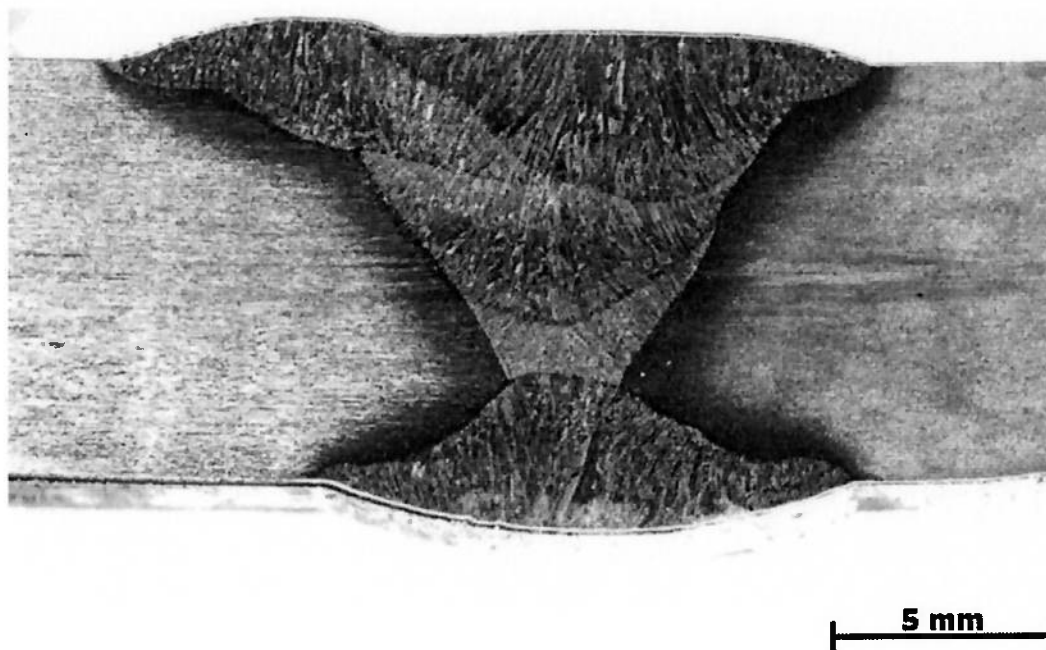


Figura 5.11- Macrografia da soldagem em chanfro. Ataque eletrolítico com NaOH (10x).

5.1.4. Análise de corrosão por pites

O ensaio de corrosão por pites foi feito no metal de base e nas amostras soldadas utilizando gás de proteção com 100% CO₂ e 20% CO₂ + Ar, seguindo a norma ASTM G48 método A, utilizando cloreto férrico 6%, por 72h a 50°C.

A norma Petrobras N-133 solicita que o ensaio de corrosão para aços inoxidáveis duplex seja feito pela mesma norma, mas por 24h a 20°C, ou seja, com uma condição mais branda do que o ensaio feito neste trabalho.

O ensaio de corrosão foi realizado em uma condição mais agressiva para observar mais claramente a influência da variação do CO₂ no gás de proteção. Caso o ensaio fosse realizado na condição mais branda conforme especificado pela norma Petrobras N-133, os resultados seriam menos visíveis.

O ensaio feito no metal de base apresentou uma corrosão acentuada em pontos isolados da superfície das amostras. A quantidade de pites nestas regiões foi grande, com aparência de corrosão generalizada, conforme mostrado na figura 5.12.



Figura 5.12- Aparência visual da amostra do metal de base após ensaio corrosão, conforme ASTM G48 método A, à 50°C por 72h.

A perda de massa percentual do metal de base foi utilizada como parâmetro de comparação em relação às amostras soldadas. O valor da perda de massa do metal de base foi de 1,36% em relação à massa inicial. Os valores da perda percentual de massa estão descritos na tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Resultados da perda percentual de massa do ensaio de corrosão por pites.

Teste	Gás	Energia	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Perda de massa (%)
Metal de base			87,1755	85,99005	1,1855	1,36%
T1	100% CO ₂	BE	90,8787	89,1812	1,6975	1,87%
T2	100% CO ₂	AE	82,4503	80,8159	1,6344	1,98%
T3	Ar+20%CO ₂	BE	85,2781	83,7251	1,5530	1,82%
T4	Ar+20%CO ₂	AE	82,9568	80,8602	2,0966	2,53%

A perda de massa percentual das amostras soldadas foram maiores do que a do metal de base. As amostras soldadas com alta energia apresentaram resultados piores do que as com baixa energia de soldagem, comparando com o mesmo tipo de gás.

Na soldagem com baixa energia, as amostras soldadas com gás de proteção utilizando a mistura 20% CO_2 + Ar tiveram perda de massa levemente menor das que foram soldadas com 100% CO_2 . Já na soldagem com alta energia, o resultado das amostras com 20% CO_2 + Ar tiveram uma perda de massa bem maior do que as que foram soldadas com 100% CO_2 .

O gráfico da figura 5.13 ilustra os resultados de perda percentual de massa após o ensaio de corrosão por pites, para cada tipo de gás de proteção utilizado.

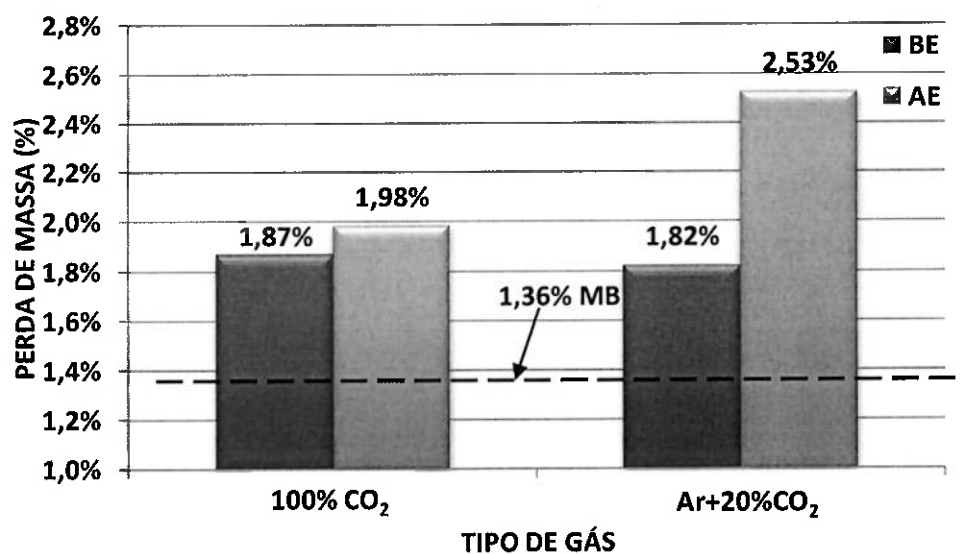


Figura 5.13- Gráfico de perda percentual de massa do ensaio de corrosão por pites da junta soldada.

Todas as amostras soldadas, independentemente do tipo de gás ou da energia de soldagem, tiveram maior ataque na região da ZAC, com propagação para o centro do cordão de solda, e o metal de base não sofreu ataque. A figura 5.14

mostra a aparência visual das amostras soldadas, e mostra duas linhas verticais que indicam as laterais do cordão de solda.

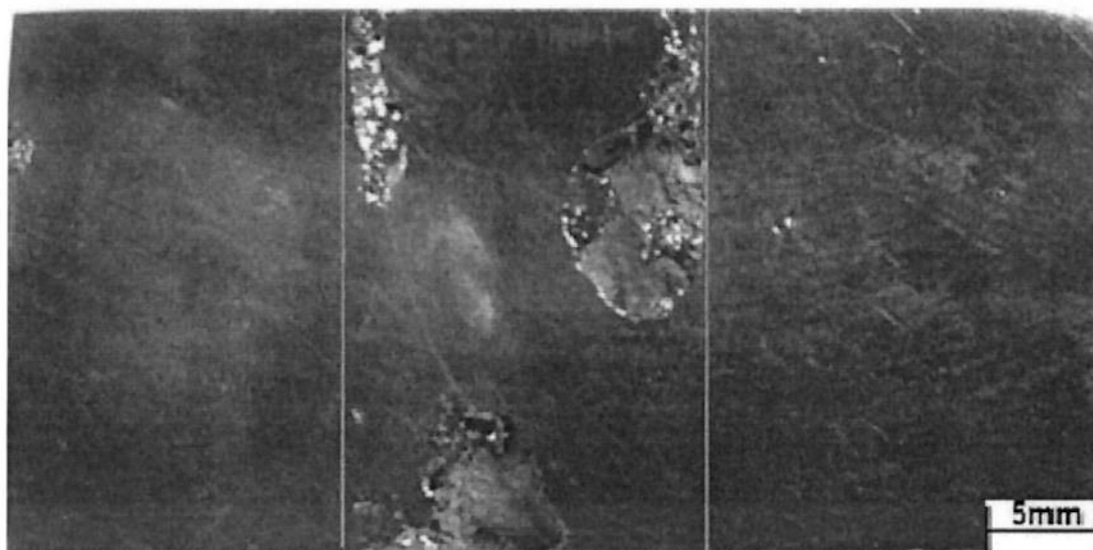


Figura 5.14- Aparência visual da amostra da junta soldada após ensaio corrosão, conforme ASTM G48 método A, à 50°C por 72h.

O ataque localizado na ZAC é decorrência da pouca quantidade de austenita nesta região, conforme visto anteriormente na análise microestrutural. Já a propagação do ataque para o metal de solda, e não para o metal base, é devido ao fato do metal de solda ter um potencial galvânico menor do que o metal de base, formando um par galvânico. Este par galvânico propiciou uma “passivação” do metal de base, e o metal de solda agiu como anodo de sacrifício protegendo o metal de base.

5.1.5. Ensaio de tração

Os corpos de prova de tração na junta chanfrada foram confeccionados conforme norma ASME IX – QW 462.1(a). Para juntas soldadas, a norma ASME IX – QW 152 indica que apenas é necessário analisar a tensão de ruptura, não sendo necessário

analisar a tensão de escoamento e o alongamento, porém estes resultados foram medidos a título de comparação entre os gases. O critério de aceitação da norma ASME QW 152 é que o resultado do limite de ruptura não seja menor que o especificado pelo metal de base.

Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de Tração na junta chanfrada

Teste	Gás	Energia	Local de ruptura	Limite de Resistência em MPa (média)
Metal de Base			-	759,0
T1	100% CO ₂	BE	Metal de Base	781,5
T2	100% CO ₂	AE	Metal de Base	777,5
T3	Ar+20%CO ₂	BE	Metal de Base	780,5
T4	Ar+20%CO ₂	AE	Metal de Base	776,0

Todas as amostras romperam no metal de base, devido a maior resistência do metal de solda conforme mostrado na tabela 5.5. A figura 5.15 mostra o detalhe do corpo de prova após o ensaio de tração, onde é possível verificar a localização da solda e a fratura ao lado.

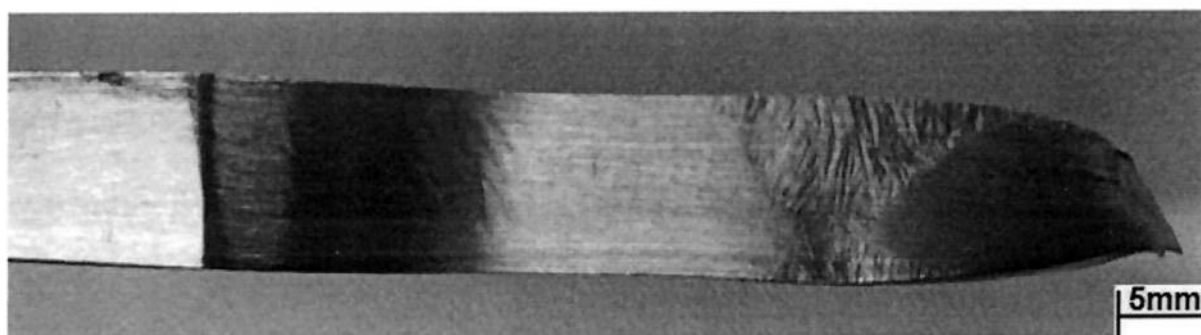


Figura 5.15- Detalhe da localização da fratura do corpo de prova após o ensaio de tração.

Os valores do limite de resistência e de ruptura do metal de base sem solda ficaram abaixo do especificado pela norma ASTM A240, sendo que o limite de resistência especificado era 840 MPa e o resultado foi de 759 MPa, e o limite de escoamento especificado 620 MPa e foi encontrado 537,5 MPa. Já o alongamento ficou acima do especificado (34,3%, sendo o valor especificado mínimo de 29%). Não foram analisados os motivos da baixa resistência do metal de base.

Os resultados do ensaio de tração da junta soldada apresentaram valores de limite de resistência maiores do que no metal de base.

O limite de resistência foi ligeiramente maior utilizando alta energia de soldagem quando comparado com a soldagem em baixa energia, para ambos os gases de proteção. Na comparação com uma mesma energia de soldagem, a soldagem utilizando CO₂ também apresentou valores ligeiramente maiores em relação à mistura Argônio + 20%CO₂. A figura 5.16 mostra os resultados do limite de resistência na junta soldada.

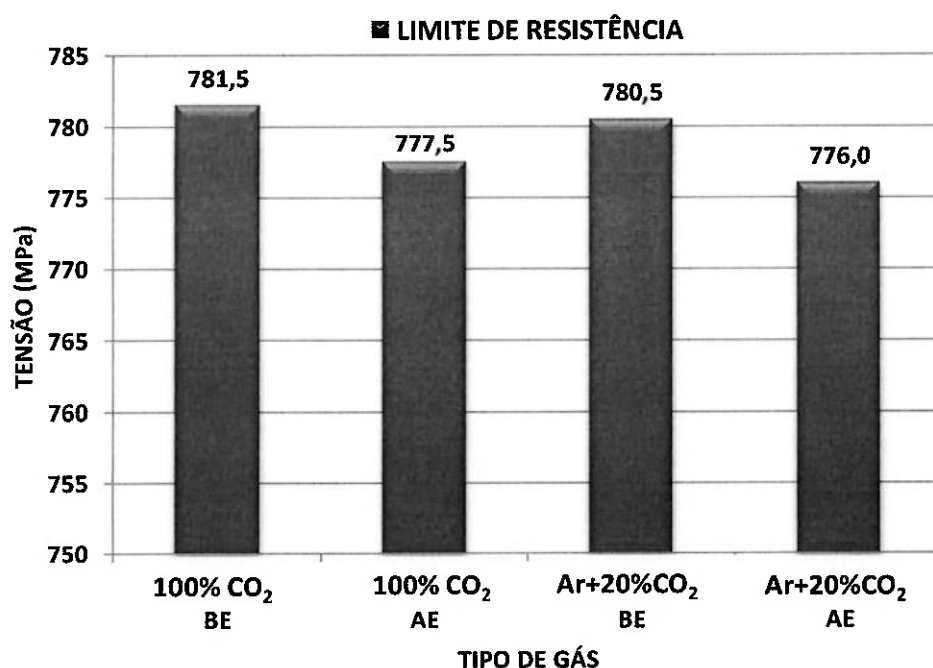


Figura 5.16- Resultado do limite de resistência do ensaio de tração na junta soldada.

5.1.6. Ensaio de Impacto

A norma ASTM A923 método B indica energia mínima de 54J para o metal de base e para a ZAC e 34J para o metal de solda, enquanto a norma ASME VIII seção UHA-51(a) indica uma expansão lateral mínima de 0,38mm (somando ambos os lados). A tabela 5.6 apresenta os resultados dos ensaios de impacto para os ensaios realizados.

Tabela 5.6 – Resultados dos ensaios de impacto.

Teste	Gás	Energia	Local	Energia Absorvida (J @ -40° C)	Expansão Lateral "e" (mm)
Metal de Base			-	121	0,75
T1	100% CO ₂	BE	Metal de solda	76	0,42
			ZAC	72	0,56
T2	100% CO ₂	AE	Metal de solda	81	0,31
			ZAC	75	0,35
T3	Ar+20%CO ₂	BE	Metal de solda	72	0,27
			ZAC	69	0,39
T4	Ar+20%CO ₂	AE	Metal de solda	78	0,30
			ZAC	74	0,45

Os resultados da energia absorvida foram satisfatórios para todos os ensaios, pois ficaram acima do estabelecido na norma ASTM A923. Os resultados apresentados no metal de solda foram melhores do que na ZAC, para uma mesma situação de gás de proteção e energia de soldagem.

A energia absorvida foi maior utilizando alta energia de soldagem quando comparado com a soldagem em baixa energia, para ambos os gases de proteção. Na comparação com uma mesma energia de soldagem, a soldagem utilizando CO_2 apresentou maior energia absorvida em relação à mistura Argônio + 20% CO_2 .

A energia absorvida está correlacionada com a porcentagem de austenita na microestrutura, e as amostras tiveram o mesmo comportamento correlacionando energia absorvida com a análise microestrutural. A figura 5.17 mostra o gráfico dos resultados de energia absorvida.

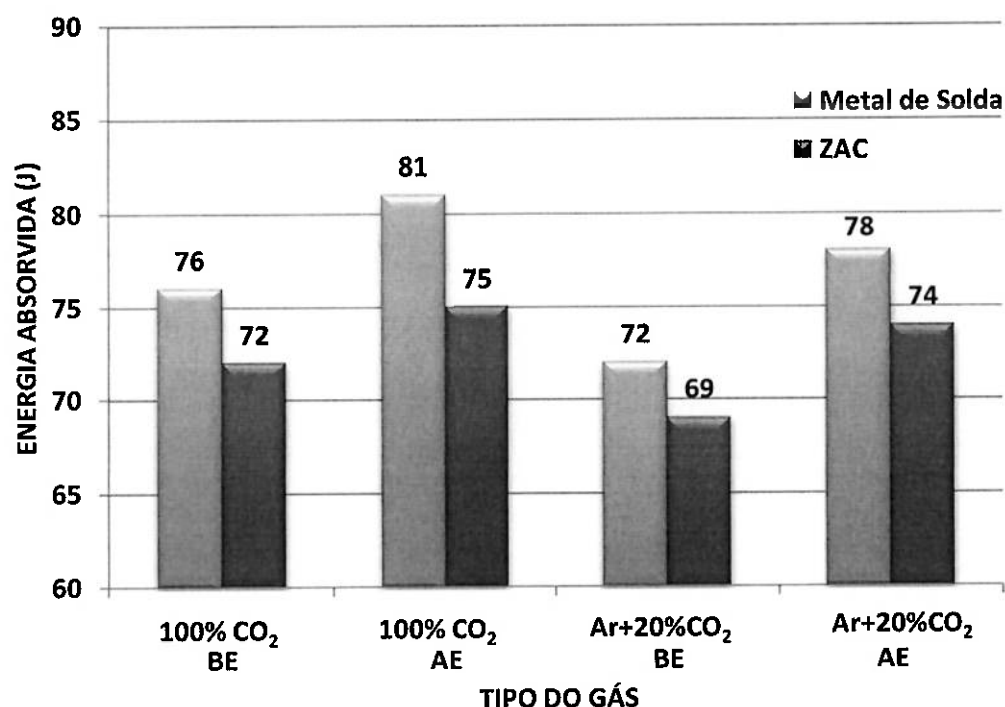


Figura 5.17- Resultado de energia absorvido no ensaio de impacto na junta chanfrada.

A expansão lateral é medida como mostrado na figura 5.19, onde a medição é a soma da expansão de ambos os lados, subtraindo largura do corpo de prova. O gráfico da figura 5.18 mostra os resultados da expansão lateral, onde apenas o resultado com 100% CO_2 utilizando baixa energia de soldagem que atingiu os resultados tanto na ZAC quanto no metal de solda. Pode-se observar que as medidas obtidas no metal de solda são menores que na ZAC. A menor expansão

lateral do metal de solda está diretamente relacionada com a grande quantidade de inclusões presentes no cordão, provenientes do próprio processo de soldagem utilizando arame tubular.

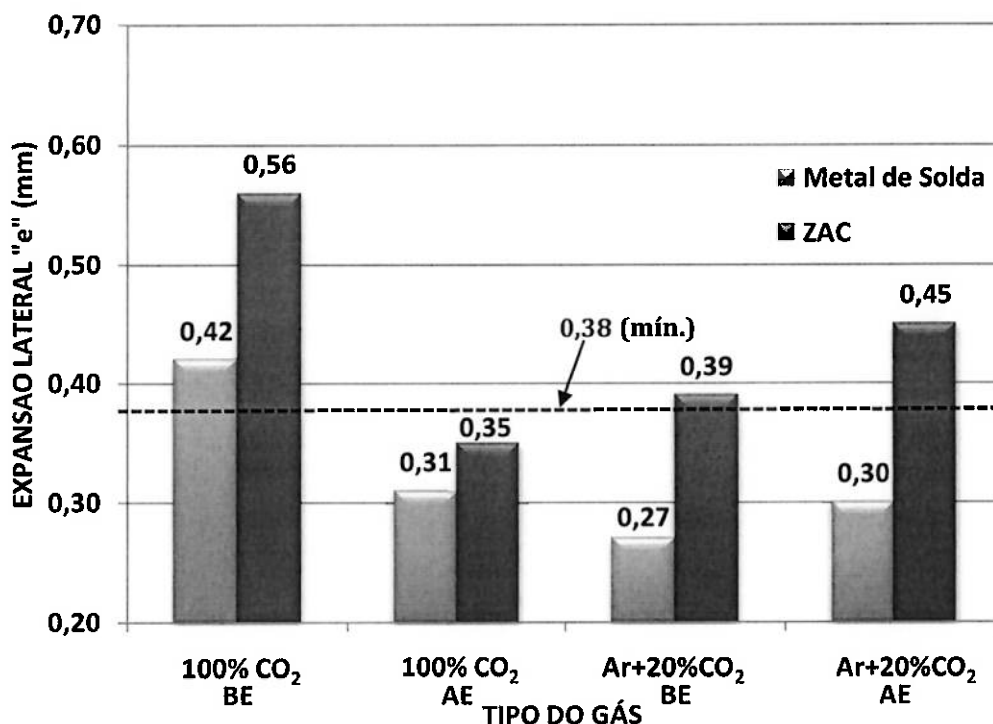


Figura 5.18- Resultado de expansão lateral no ensaio de impacto na junta chanfrada.

A figura 5.19 mostra o aspecto visual da fratura no metal de solda após o ensaio de impacto, e a figura 5.20 mostra o aspecto na ZAC. A face da fratura do metal de solda ficou aproximadamente perpendicular à superfície do entalhe, com aparência de uma fratura frágil de pouco alongamento. A face da fratura da ZAC apresentou algumas regiões alongamento alinhada com as lamelas de austenita e ferrita do metal de base, com aparência de fratura dúctil. A menor expansão lateral do metal de solda também está diretamente relacionada com menor alongamento e ductilidade da microestrutura.

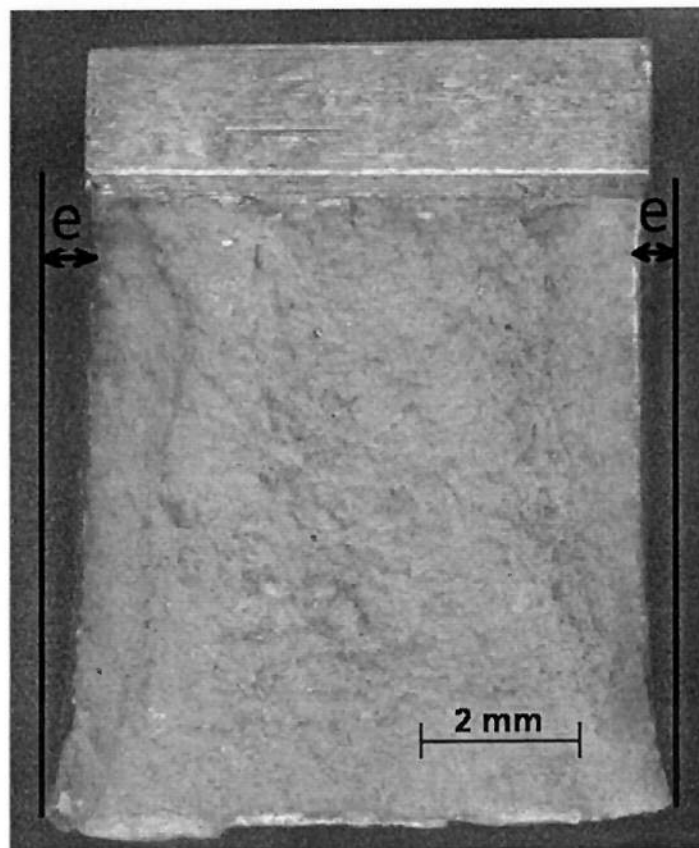


Figura 5.19- Aspecto visual da fratura do ensaio de Impacto no metal de solda.

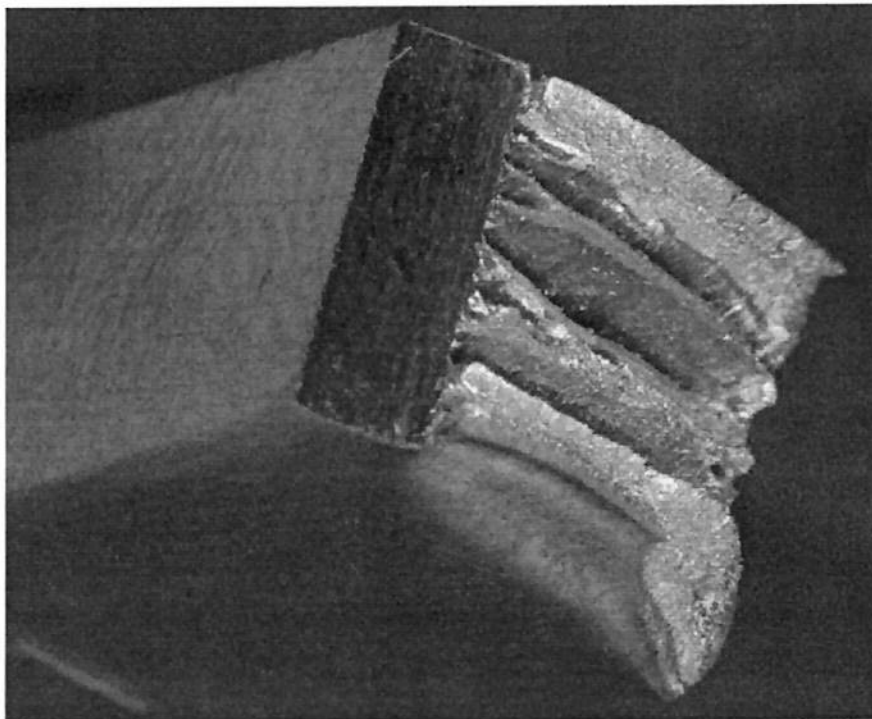


Figura 5.20- Aspecto visual da fratura do ensaio de Impacto na ZAC.

5.1.7. Ensaio de dobramento

Todos os ensaios com 100% CO₂ e 20% CO₂ + Ar foram satisfatórios, sem a presença de descontinuidades conforme descrito na tabela 5.7. A figura 5.21 mostra uma foto do ensaio de dobramento isento de descontinuidades.

Tabela 5.7 – Resultados dos ensaios de Dobramento.

Teste	Gás	Energia	Resultado
T1	100% CO ₂	BE	Isento de Descontinuidades
T2	100% CO ₂	AE	Isento de Descontinuidades
T3	Ar+20%CO ₂	BE	Isento de Descontinuidades
T4	Ar+20%CO ₂	AE	Isento de Descontinuidades

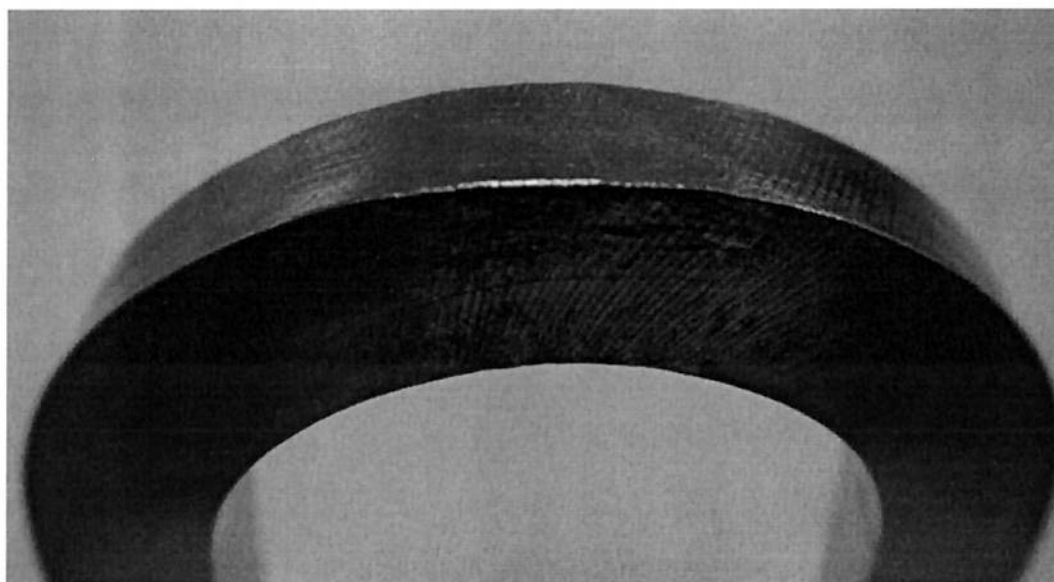


Figura 5.21- Ensaio de Dobramento lateral conforme ASME IX.

5.2. Cordão sobre chapa

Foi analisada a seção transversal do cordão sobre chapa, para os testes com o gás de proteção contendo 100% Argônio, 20% CO_2 + Argônio e 100% CO_2 , utilizando os mesmos parâmetros de soldagem (baixa energia e alta energia de soldagem) dos testes da junta soldada em chanfro.

Diferentemente dos testes da junta soldada, o gás de proteção com 100% de Argônio pode ser analisado, apesar do aspecto visual do cordão utilizando este gás de proteção apresentar uma geometria com variações de alinhamento em relação ao eixo transversal, e também variações na seção transversal do cordão, mesmo utilizando o trator automático com controle de velocidade e alinhamento durante a soldagem.

As figuras 5.22 e 5.23 mostram o aspecto visual do cordão com 100% Argônio e 100% CO_2 respectivamente, mostrando claramente a diferença dos cordões.

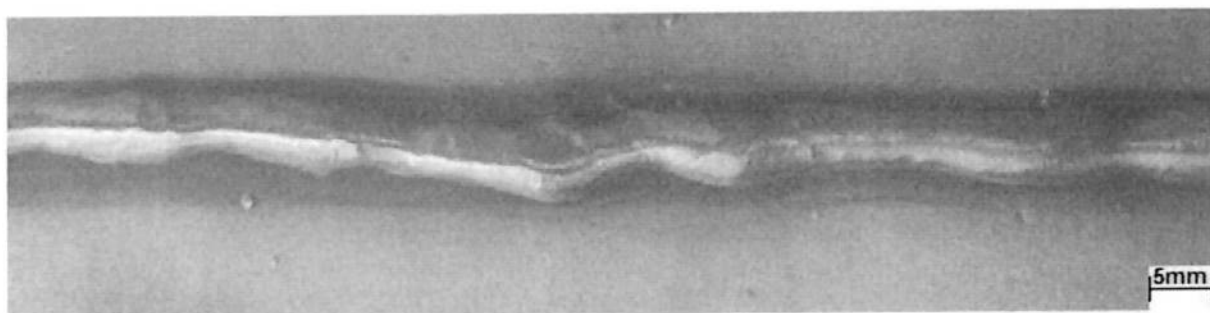


Figura 5.22- Aspecto visual do cordão sobre chapa utilizando 100% Argônio, com BE.

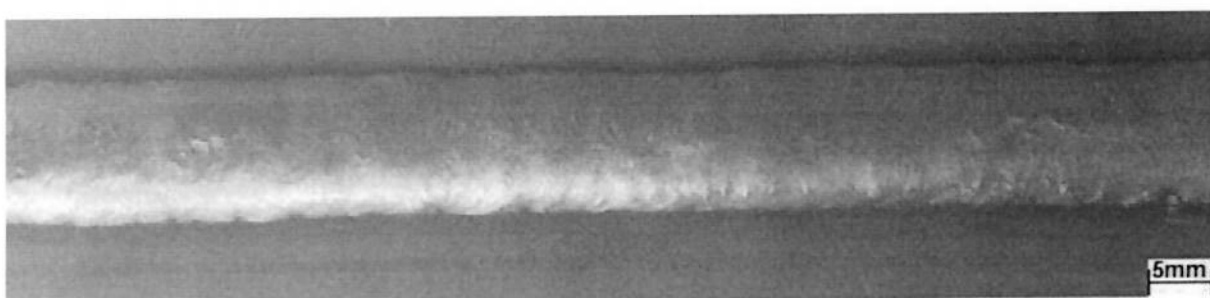


Figura 5.23- Aspecto visual do cordão sobre chapa utilizando 100% CO_2 , com BE

5.2.1. Áreas da seção transversal do cordão sobre chapa

Primeiramente foram medidas as áreas do reforço e as áreas diluídas da macrografia da seção transversal do cordão sobre chapa, conforme mostrado na figura 5.24.

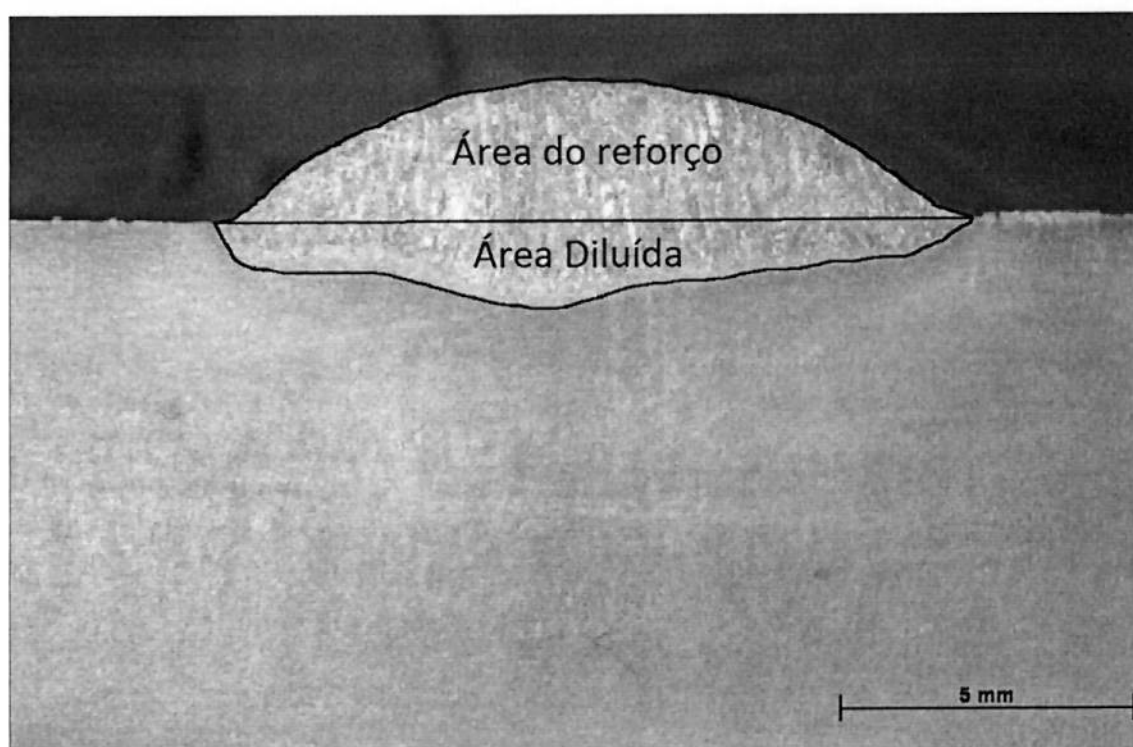


Figura 5.24- Macrografia do cordão sobre chapa com indicando as áreas do cordão.

Com os resultados da área do reforço e da área diluída, foi possível medir a área total do cordão, que é a soma destas duas áreas, e a porcentagem de diluição do cordão, que é a área total dividida pela área diluída. Os resultados da diluição estão na tabela 5.8.

Tabela 5.8 – Resultados da diluição do cordão sobre chapa.

Teste	Gás	Energia	Área (mm ²)			Diluição
			Diluída	Reforço	Total	
T1	100% CO ₂	BE	12,7	19,9	32,6	39%
T2	100% CO ₂	AE	16,9	35,0	52,9	33%
T3	Ar+20%CO ₂	BE	7,0	18,2	25,2	28%
T4	Ar+20%CO ₂	AE	12,3	34,5	46,8	26%
T5	100% Argônio	BE	3,4	24,6	28,0	12%
T6	100% Argônio	AE	9,2	39,8	49,0	19%

A diluição apresentou uma variação considerável na comparação entre os gases, obtendo uma maior diluição com aumento da concentração de CO₂ no gás de proteção.

Para soldagem utilizando gases com presença de CO₂, a diluição diminuiu quando aumentou a energia de soldagem, porém na soldagem utilizando 100% Argônio a diluição foi muito baixa na soldagem com baixa energia.

O aumento da diluição é um importante fator a ser considerado na soldabilidade do processo, está ligada com a quantidade de metal de base que se funde na soldagem.

O gráfico da figura 5.25 ilustra o decréscimo da diluição com a diminuição da concentração de CO₂.

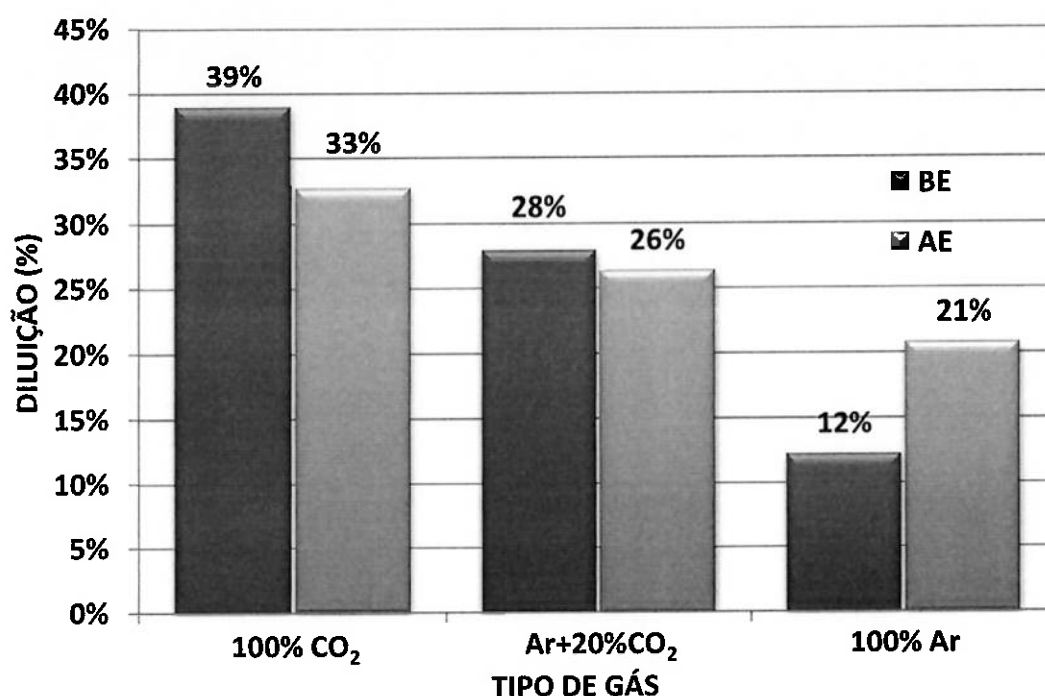


Figura 5.25- Gráfico com resultados da diluição do cordão sobre chapa.

A área diluída também aumenta com o aumento da concentração de CO₂ no gás de proteção, seguindo a mesma característica da porcentagem de diluição.

Como o volume depositado é maior utilizando maior energia de soldagem, conseqüentemente as áreas dos cordões com maior energia de soldagem possuem uma área maior quando comparadas a um mesmo gás de proteção.

Observando os resultados da área diluída do gráfico da figura 5.26 e comparando-se com a porcentagem de diluição do gráfico da figura 5.25, aparentemente há uma contradição dos resultados quando se compara a variação da energia de soldagem para um mesmo gás de proteção com presença de CO₂, pois a porcentagem diluição diminui com o aumento de energia de soldagem, mas a área diluída aumenta com o aumento da energia de soldagem. Esta característica é explicada devido ao fato da porcentagem de diluição levar em consideração também a área total do cordão.

O gráfico da figura 5.26 ilustra os resultados das áreas diluídas em mm^2 em função do tipo de gás e da energia de soldagem.

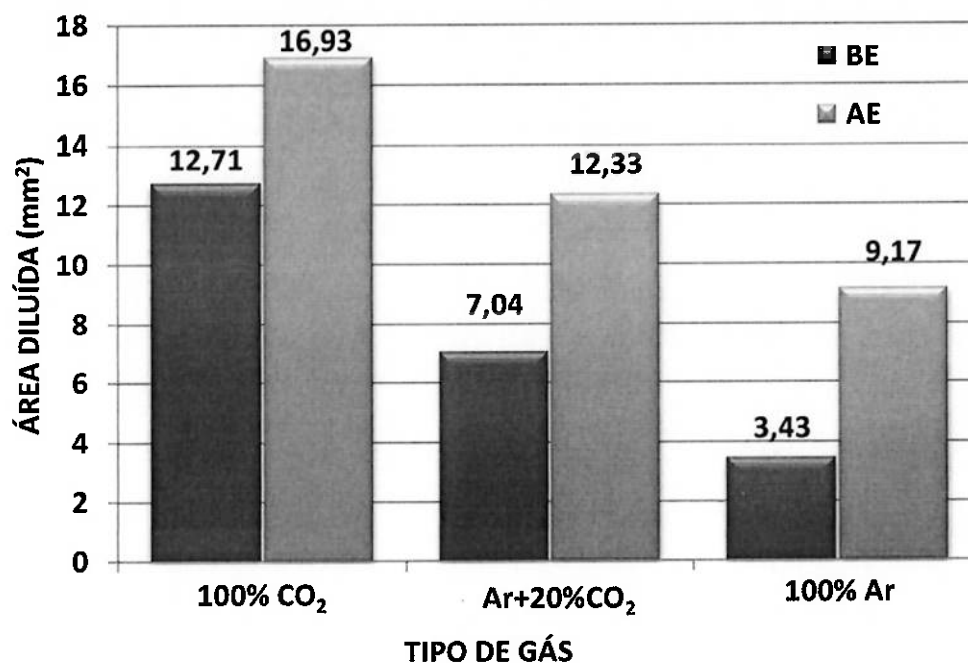


Figura 5.26- Gráfico com resultados da área diluída do cordão sobre chapa.

A mesma análise da área diluída pode ser feita para analisar a área do reforço em relação ao volume depositado, pois de forma análoga o volume é maior utilizando maior energia de soldagem, conseqüentemente as áreas dos cordões com maior energia de soldagem possuem uma área maior quando comparadas a um mesmo gás de proteção.

Porém na comparação com a mesma energia de soldagem, mas com gases de proteção diferentes, o comportamento é diferente da área diluída. Não houve grandes variações na comparação de área entre os gases com 100% CO_2 e 20% CO_2 + Ar, e o cordão com 100% Argônio apresentou uma área do reforço maior do que nos cordões com gás de proteção com presença de CO_2 , como mostrado no gráfico da figura 5.27.

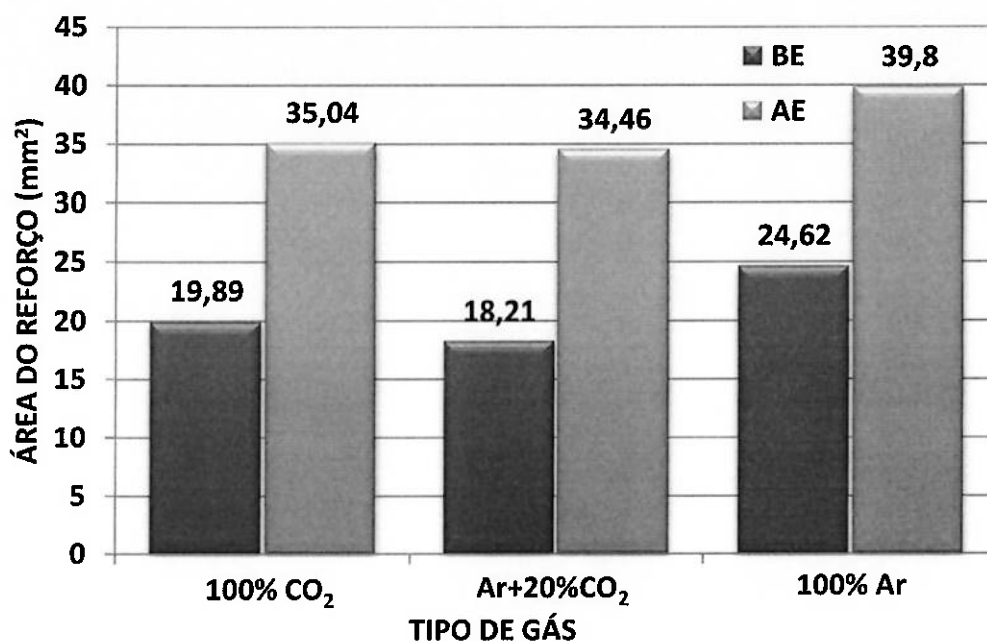


Figura 5.27- Gráfico com resultados da área do reforço do cordão sobre chapa.

A explicação para que o cordão com 100% Argônio apresente uma área do reforço maior, e também para que as áreas do reforço entre 100% CO₂ e 20% CO₂ + Ar não apresente grandes variações, não está na análise da área do cordão, mas sim na análise do formato do cordão. Quase não houve diluição do cordão soldado com 100% Argônio, e a maior parte da área ficou acima do metal de base.

5.2.2. Dimensões do formato do cordão sobre chapa

Nas macrografias da seção transversal do cordão sobre chapa foram analisadas as dimensões de largura do cordão (L), altura do cordão (h) e penetração do cordão (p). Também foram analisados os ângulos “ α ” e “ β ” que são formados na interface entre a aresta do início do cordão de solda e o metal de base, conforme indicado na figura 5.28. Os resultados das dimensões e ângulos do cordão sobre chapa estão indicados na tabela 5.9.

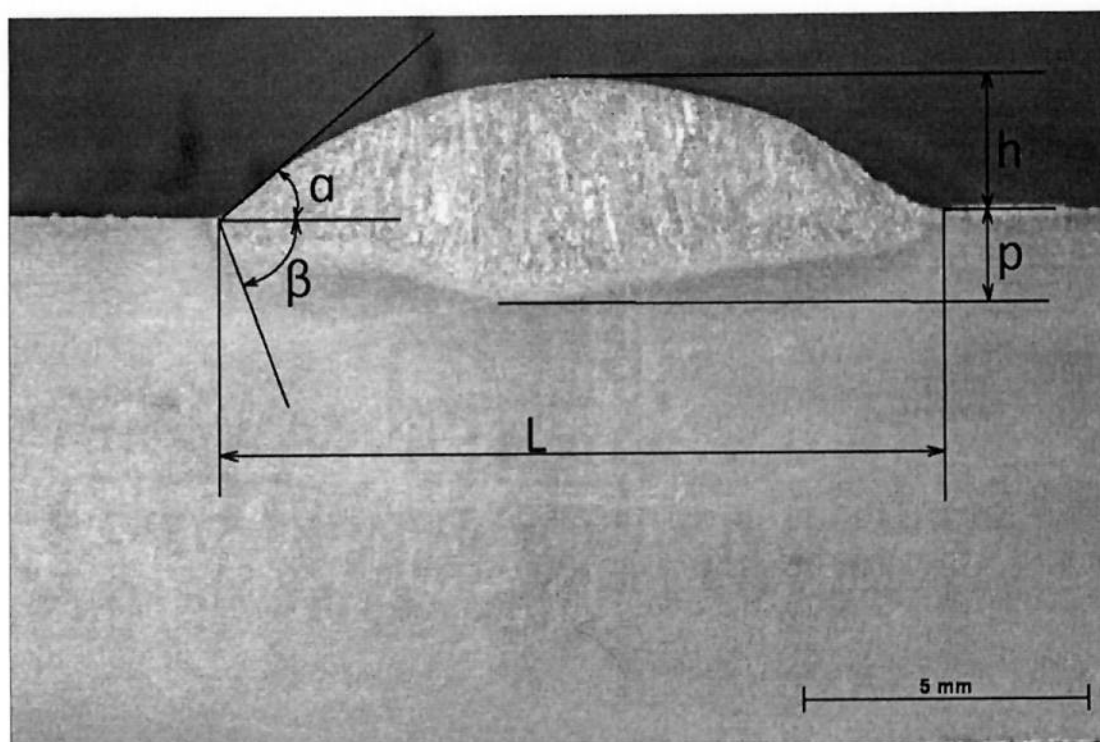


Figura 5.28- Macrografia do cordão sobre chapa com indicando as dimensões e ângulos.

Tabela 5.9 – Resultados das dimensões e ângulos do cordão sobre chapa.

Teste	Gás	Energia	Dimensões (mm)			Ângulos (°)		
			L	h	p	α	β	$\alpha + \beta$
T1	100% CO ₂	BE	12,39	2,35	1,49	42	63	105
T2	100% CO ₂	AE	13,74	3,86	2,53	52	64	116
T3	Ar+20%CO ₂	BE	11,68	2,16	0,81	50	57	107
T4	Ar+20%CO ₂	AE	14,09	3,47	1,63	58	59	117
T5	100% Argônio	BE	7,11	4,05	0,75	112	39	151
T6	100% Argônio	AE	14,09	3,66	1,57	82	61	143

A análise da largura “L” indica que na soldagem com baixa energia os valores são inferiores quando comparados com a largura do cordão utilizando alta energia de soldagem, para um mesmo gás de proteção.

No caso de baixa energia de soldagem há uma pequena diminuição da largura do cordão quando diminui a concentração de CO_2 no gás de proteção, e com 100% Argônio o valor sofre uma grande redução.

Para alta energia de soldagem, os valores de largura não tiveram grandes alterações na comparação com os diferentes tipos de gás de proteção.

A figura 5.29 mostra um gráfico com os resultados da largura do cordão sobre chapa.

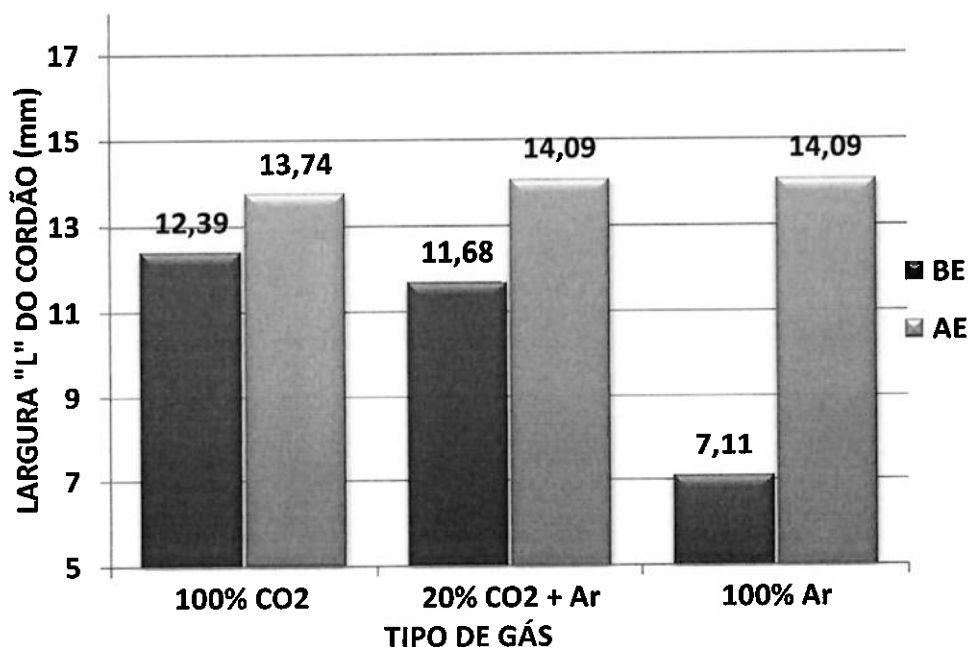


Figura 5.29- Gráfico com resultados da largura do cordão sobre chapa.

Na análise da altura do cordão, a altura do cordão de solda com alta energia de soldagem apresentou pouca variação na soldagem utilizando diferentes tipos de gases de proteção.

Já na análise da altura do cordão com soldagem com baixa energia, houve uma diminuição na altura do cordão quando o gás de proteção passou de 100% CO_2 para 20% CO_2 + Ar. Houve um grande aumento na altura na soldagem com 100% Argônio, devido ao formato do cordão ser em forma de gota, com altura muito grande.

O gráfico da figura 5.30 mostra os resultados da altura do cordão.

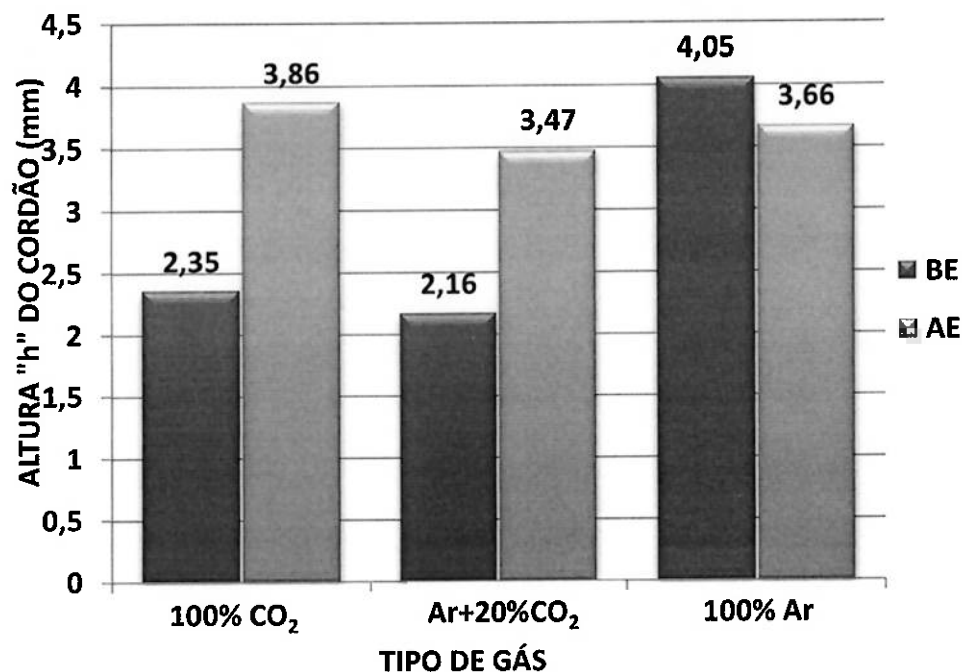


Figura 5.30- Gráfico com resultados da altura do cordão sobre chapa.

Os resultados da penetração do cordão apresentaram valores menores na soldagem com baixa energia em comparação alta energia de soldagem, para um mesmo gás de proteção.

Na soldagem com 100% CO₂ a penetração foi superior em relação aos gases de proteção contendo Argônio, quando comparados a uma mesma energia de soldagem.

A figura 5.31 mostra um gráfico com os resultados da penetração do cordão sobre chapa.

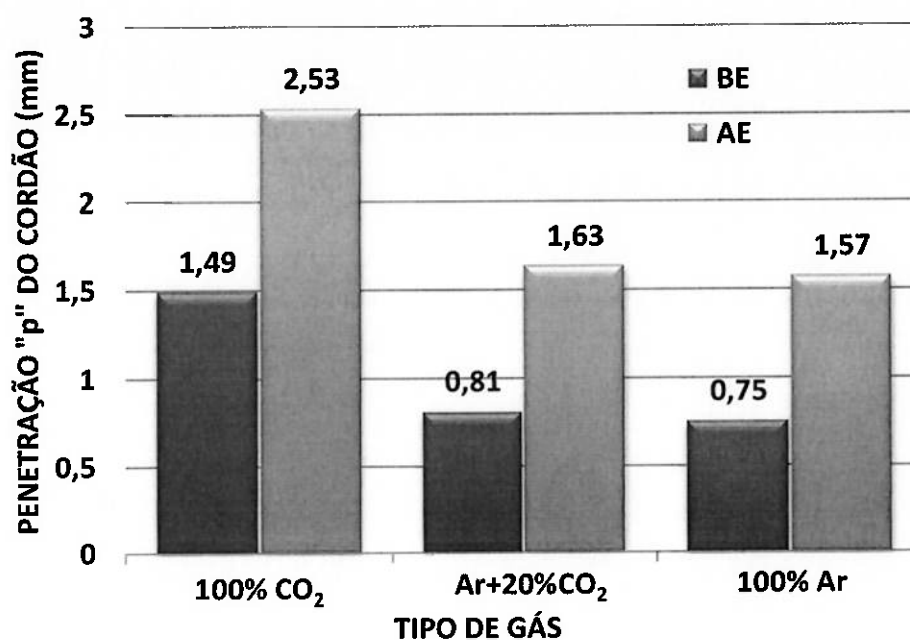


Figura 5.31- Gráfico com resultados da penetração do cordão sobre chapa.

A análise dos ângulos " α " e " β " do cordão de solda é igualmente necessária para complementar as demais dimensões, assim entender corretamente a geometria do cordão.

Como visto anteriormente, o ângulo " α " é correlacionado com a tensão líquido-vapor (ϕ^{LV}) do metal ainda líquido na poça de fusão antes da solidificação. Quando há presença de elementos tenso-ativos (como o Oxigênio) o ângulo " α " é menor, e a penetração é maior.

A soldagem com gás de proteção com 100% CO₂ apresentou ângulo " α " menor do que a soldagem com 20% CO₂+Ar, que por sua vez apresentou ângulo " α " menor do que a soldagem com 100% Argônio.

Os resultados do ângulo " α " apresentaram valores menores na soldagem com baixa energia em comparação alta energia de soldagem, para um mesmo gás de proteção. A figura do gráfico 5.32 indica os resultados do ângulo " α ".

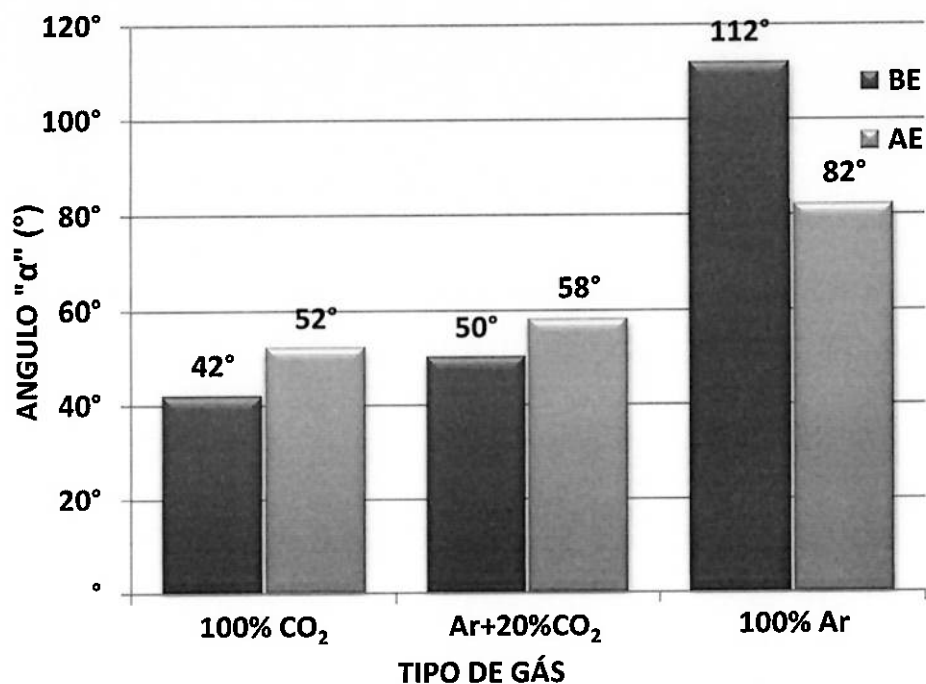


Figura 5.32- Gráfico com resultados do ângulo "α" do cordão sobre chapa.

Quando o ângulo "α" é muito grande e passa de 90°, a alta viscosidade da poça de fusão impede que haja uma boa soldabilidade. Na soldagem com processos que geram escória como o processo FCAW, há ainda a retenção de escória nas laterais do cordão.

Na soldagem com gás de proteção com 100% Argônio, o ângulo "α" ficou acima de 90°, tanto na soldagem com baixa energia quanto na soldagem com alta energia.

As figuras 5.33 e 5.34 a seguir mostram a macrografia da seção transversal do cordão sobre chapa na soldagem com 100% Argônio, com alta energia e baixa energia de soldagem, respectivamente.

Pode-se observar que na soldagem com alta energia da figura 5.33 o cordão de solda apresentou uma geometria desalinhada transversalmente, com o ângulo "α" do lado esquerdo maior do que no lado direito, ultrapassando os 90° no lado esquerdo. O desalinhamento do cordão foi causado pela instabilidade do arco elétrico na soldagem.

Houve também uma inclusão de escória na parte inferior, que se estendeu por todo o comprimento do cordão. Esta inclusão é um indício da alta viscosidade da poça de fusão do metal líquido antes de solidificar, que dificulta a saída da escória da parte interna do cordão.

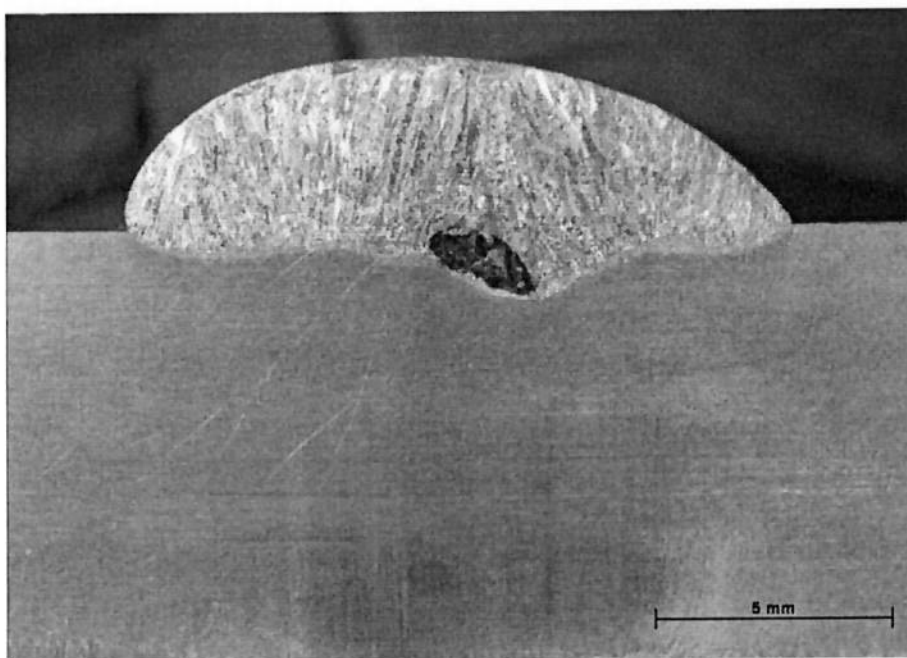


Figura 5.33- Macrografia do cordão sobre chapa na soldagem com 100% Argônio, com AE.

Na soldagem com 100% Argônio com baixa energia, o cordão ficou com formato arredondado em forma de gota, com ângulo " α " maior que 90° nos dois lados, com uma baixa diluição e todo o volume do cordão acima da superfície do metal de base, ocasionando em um cordão com altura do reforço muito grande e largura pequena, totalmente fora do padrão ideal de formato, como se pode observar a seguir na figura 5.34.

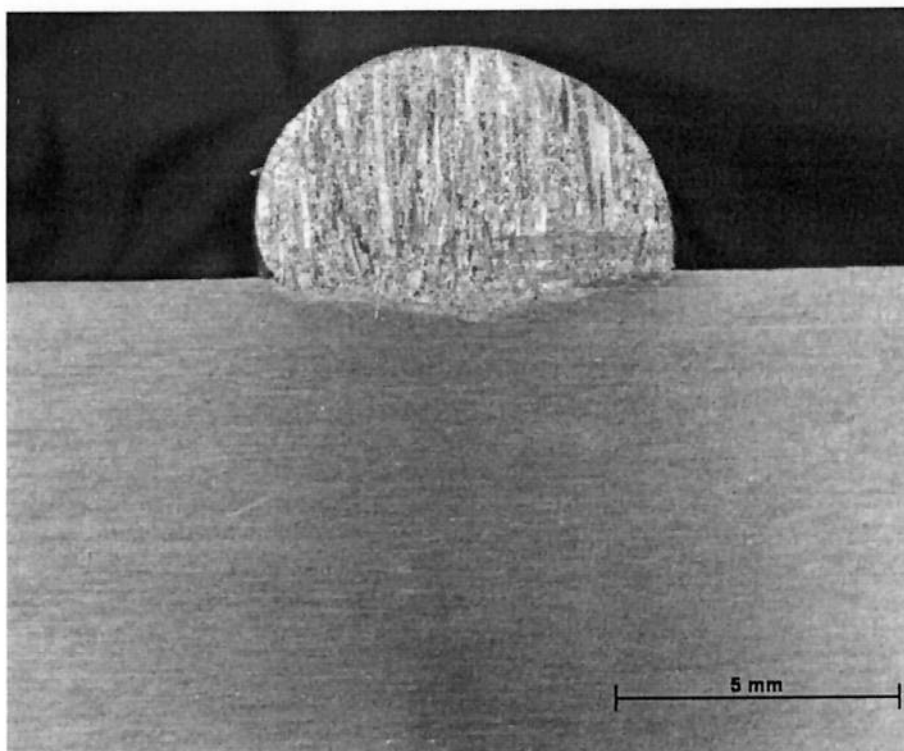


Figura 5.34- Macrografia do cordão sobre chapa na soldagem com Argônio, com BE.

Os testes do cordão sobre chapa serviram como uma importante contribuição para entender os resultados da junta soldada, principalmente com relação à utilização do gás de proteção com 100% Argônio, em que se observou os motivos da impossibilidade de continuar com os testes.

Os cordões sobre chapa utilizando os gases 100% CO_2 e 20% CO_2 + Ar obtiveram comportamentos parecidos, sendo que foi observado que o aumento da concentração de CO_2 no gás de proteção aumenta a penetração e a diluição do cordão de solda. Estas características influenciam no processo de soldagem, principalmente no passe de raiz, onde há uma maior facilidade para o soldador em conseguir uma melhor fusão utilizando o CO_2 .

As análises do formato do cordão da macrografia transversal do cordão sobre chapa da soldagem com 100% Argônio explicam o motivo da impossibilidade de se obter uma soldagem com qualidade na junta soldada, devido à alta viscosidade do metal líquido na poça de fusão durante a soldagem, antes de solidificar. O ângulo “ α ”

maior que 90° implica também a retenção de escória na lateral do cordão, o que foi observado tanto na soldagem com baixa energia quanto com alta energia.

5.3. Depósito de Solda Sobre Chapa

5.3.1. Análise Química

Primeiramente foram feitas análises químicas no metal de base, para servirem como parâmetro de comparação entre o especificado pela norma ASTM A240 e as propriedades químicas presentes no aço utilizado nos testes.

As porcentagens de Molibdênio, Níquel e Cromo ficaram dentro da faixa especificada pela norma, e as porcentagens de Carbono, Silício e Manganês ficaram abaixo da tolerância máxima.

A tabela 5.10 indica os valores de análise química encontrados no metal de base.

Tabela 5.10 – Análise química do metal de base.

Elemento Químico	Porcentagem em peso (%)	
	Especificado pela norma	Encontrado (média)
Carbono	0,03 (máx.)	0,021
Manganês	2,0 (máx.)	1,605
Molibdênio	3 a 3,5	3,09
Silício	1,0 (máx.)	0,33
Níquel	4,5 a 6,5	5,46
Cromo	22,0 a 23,0	22,64

Foram feitos ensaios de análise química no centro do depósito de solda utilizando os gases de proteção com 100% Argônio, 20%CO₂ + Ar e 100% CO₂, em

três pontos diferentes do centro do depósito, para avaliar a influência da alteração da concentração do CO₂ nas propriedades químicas do metal depositado.

A tabela 5.11 a seguir mostra os resultados da análise química no depósito de solda para cada tipo de gás.

Tabela 5.11 – Análise química do depósito de solda para cada tipo de gás.

Elemento Químico	Porcentagem em peso (%)			
	Especificado pelo fabricante	Encontrado (média)		
		100% Argônio	Argônio + 20% CO ₂	100% CO ₂
Carbono	0,028	0,0307	0,0266	0,0261
Manganês	1	0,884	0,843	0,747
Molibdênio	3	2,825	2,926	2,930
Silício	0,8	0,885	0,831	0,702
Níquel	8,9	9,008	9,045	9,110
Cromo	22,6	22,816	22,848	22,853

Os elementos químicos Carbono, Manganês e Silício diminuíram a porcentagem em peso com aumento da concentração do CO₂, enquanto o Molibdênio, Níquel e Cromo aumentaram a porcentagem em peso com aumento da concentração do CO₂.

O Carbono apresentou valores abaixo do valor máximo especificado de 0,028% quando utilizado na soldagem com 100% CO₂ e 20% CO₂ + Ar, porém na soldagem com 100% Argônio, o percentual em peso foi maior que o especificado.

A presença do CO₂ no gás de proteção auxilia na diminuição do Carbono na poça de fusão, pois o Carbono reage com o Oxigênio que foi dissociado do CO₂ a altas temperaturas no arco plasma, como visto anteriormente, porém existem outras variáveis que interferem na quantidade de Carbono presente no depósito de chapa.

Para ter uma melhor análise do resultado da quantidade de Carbono, o ideal seria fazer uma análise química mais abrangente, que mostrasse o resultado com

todos os elementos químicos presentes na amostra, inclusive o Ferro. O resultado da porcentagem em peso de um determinado elemento químico no ensaio de análise química se relaciona com o peso de todos os elementos presentes na amostra.

Como o peso específico do Carbono é pequeno em relação aos materiais metálicos, uma pequena porcentagem em peso tem grande influência nas propriedades do aço, pois o Carbono é altamente reativo com os materiais Cromo e Níquel.

O gráfico da figura 5.35 mostra os valores da análise do Carbono no depósito de solda.

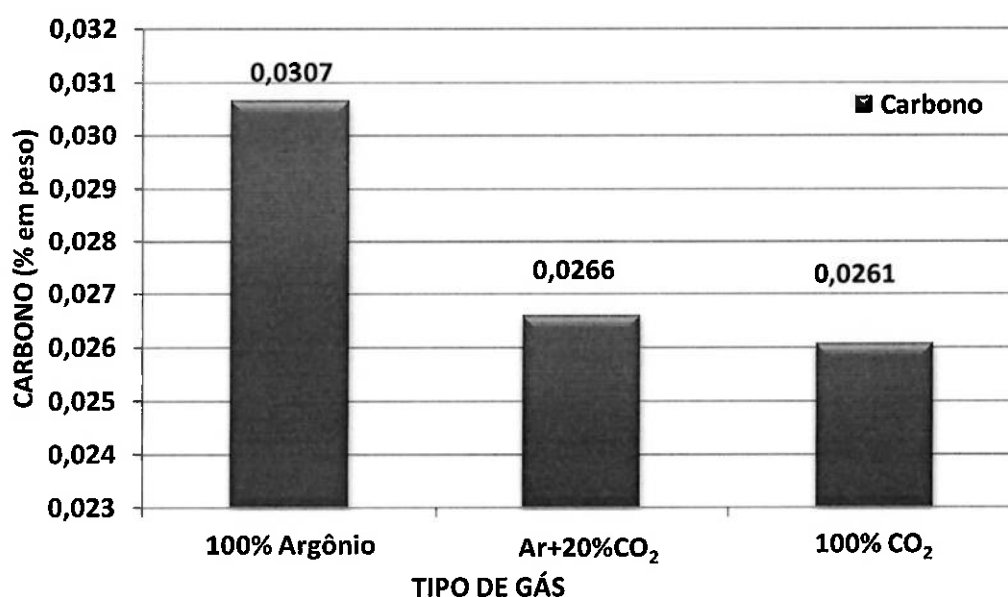


Figura 5.35- Gráfico com resultados da análise do Carbono no depósito de solda.

Os resultados das análises de Manganês e Silício apresentaram resultados semelhantes, pois ambos diminuíram a porcentagem em peso com valores parecidos entre si.

O Manganês e o Silício tem a tendência de reagir com o Oxigênio na poça de fusão, e formam óxidos e são menos densos que o metal líquido, estes óxidos fazem parte da formação da escória.

As figuras 5.36 e 5.37 mostram os gráficos com os resultados das análises do Manganês e Silício, respectivamente.

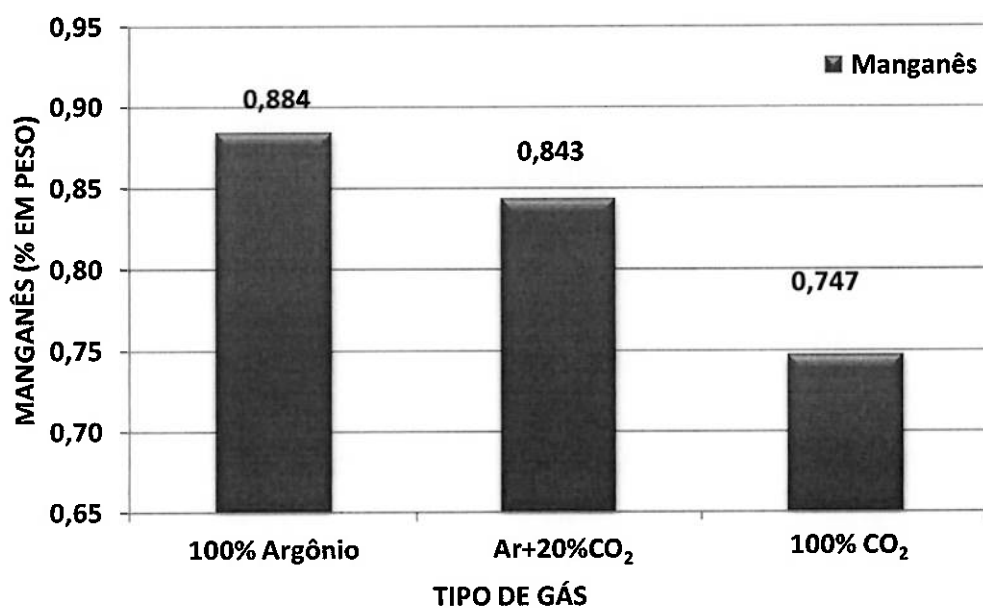


Figura 5.36- Gráfico com resultados da análise do Manganês no depósito de solda.

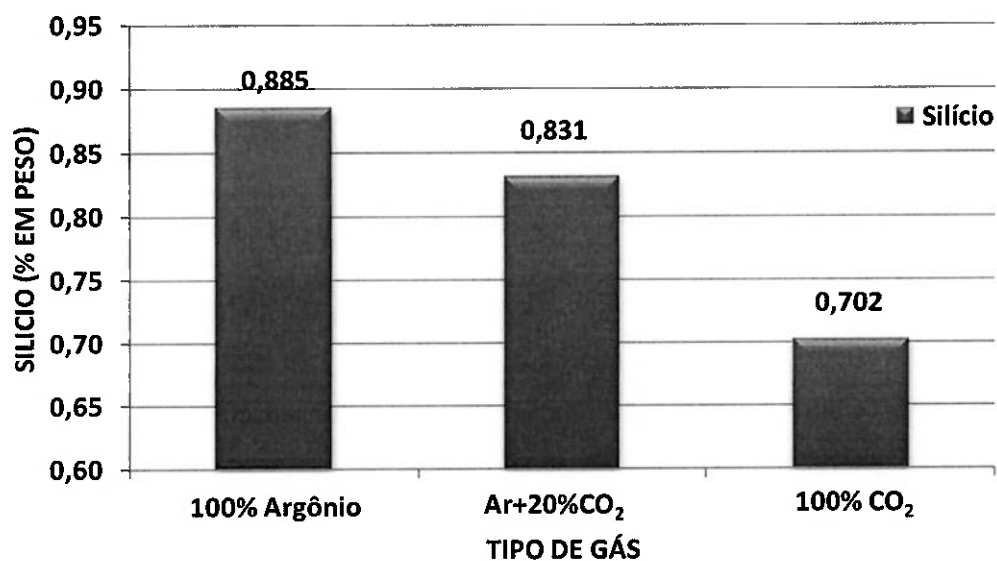


Figura 5.37- Gráfico com resultados da análise do Silício no depósito de solda.

O Manganês apresentou resultados muito parecidos nas soldagens com presença de CO_2 no gás de proteção. O resultado na soldagem com 100% Argônio apresentou valores mais baixos.

A figura 5.38 mostra o gráfico com os resultados das análises do Molibdênio.

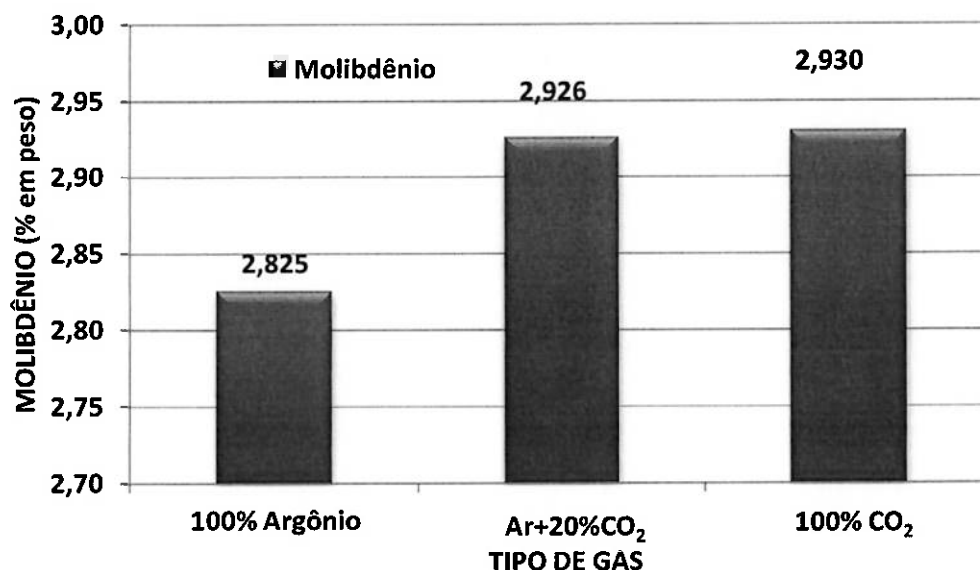


Figura 5.38- Gráfico com resultados da análise do Molibdênio no depósito de solda.

Os resultados das análises de Níquel e Cromo apresentaram resultados semelhantes, pois ambos tiveram um leve aumento na porcentagem em peso com aumento da concentração de CO_2 no gás de proteção.

O pequeno aumento na porcentagem em peso de Níquel e Cromo pode ter a influencia da menor quantidade de Carbono com aumento da concentração de CO_2 no gás de proteção, como visto na figura 5.35.

O Níquel e o Cromo têm a tendência de reagir com o Carbono na poça de fusão, e formam carbonetos que se precipitam, diminuindo a resistência à corrosão dos AID's.

As figuras 5.39 e 5.40 mostram os gráficos com os resultados das análises do Níquel e Cromo, respectivamente.

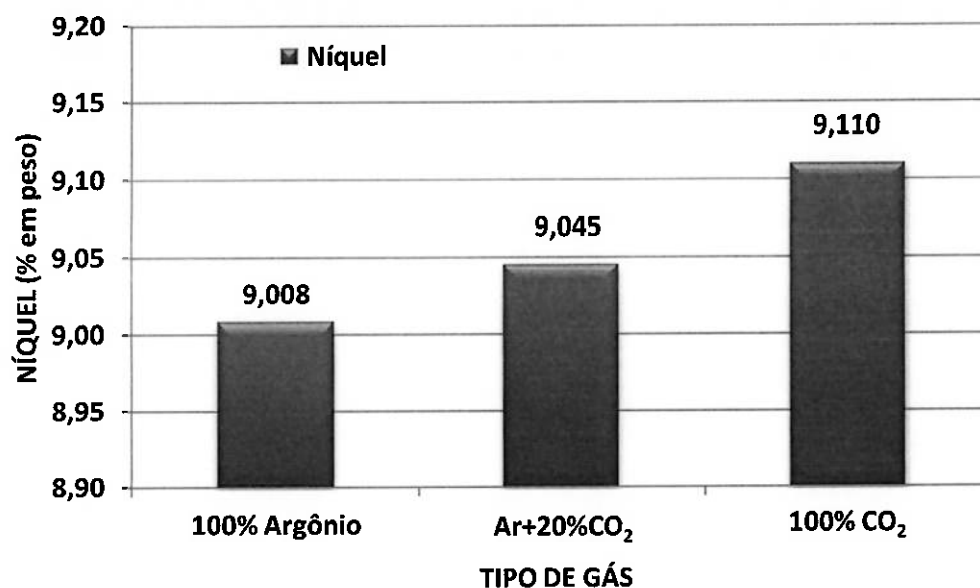


Figura 5.39- Gráfico com resultados da análise do Níquel no depósito de solda.

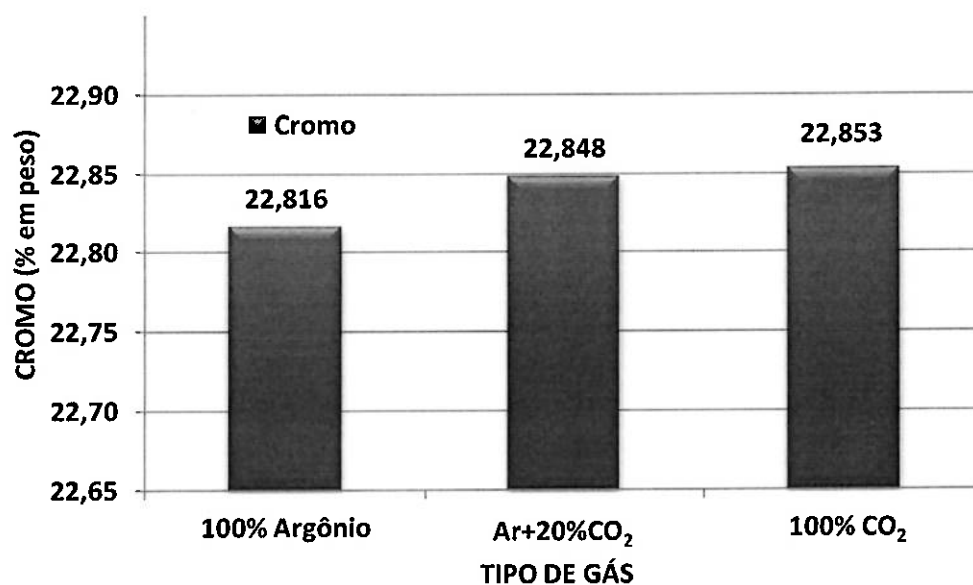


Figura 5.40- Gráfico com resultados da análise do Cromo no depósito de solda.

5.3.2. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração em corpos de prova retirados do centro do depósito de solda apresentaram valores próximos dos especificados pelo fabricante. Na soldagem utilizando gás de proteção com 100% CO₂, os limites de ruptura e

escoamento ficaram ligeiramente abaixo do especificado, e o alongamento ficou maior. Já na soldagem com a mistura Ar+20%CO₂, todos os valores ficaram acima do especificado.

A tabela 5.12 mostra os valores dos resultados do ensaio de tração no metal depositado, e as figuras 5.41, 5.42 e 5.43 mostram os gráficos com resultados do limite de ruptura, limite de escoamento e alongamento, respectivamente.

Tabela 5.12 – Resultados dos ensaios de tração do metal de solda.

Gás	Limite de Ruptura (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
Especificado pelo fabricante	828	637	26,0
100% CO ₂	827	630	34,0
Ar+20%CO ₂	845	645	49,0

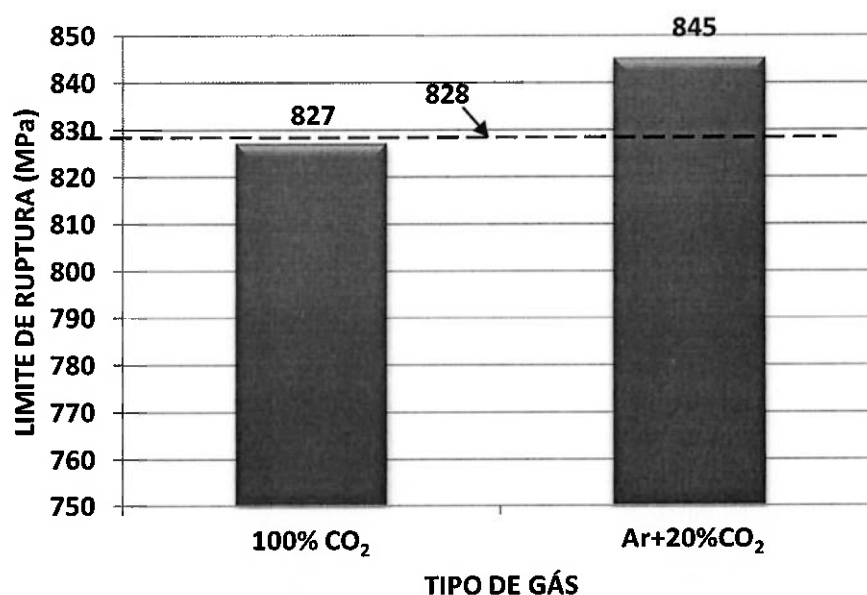


Figura 5.41- Gráfico com resultados do limite de ruptura do ensaio de tração no depósito de solda.

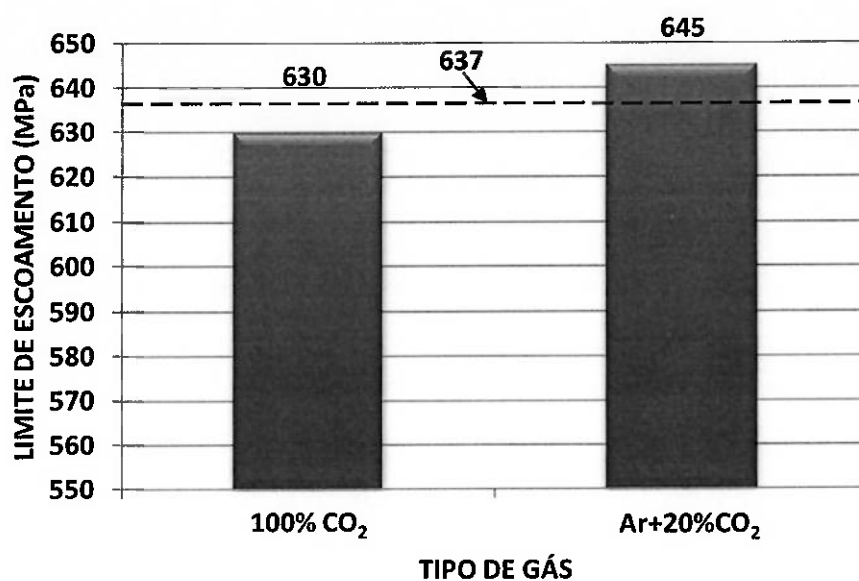


Figura 5.42- Gráfico com resultados do limite de escoamento do ensaio de tração no depósito de solda.

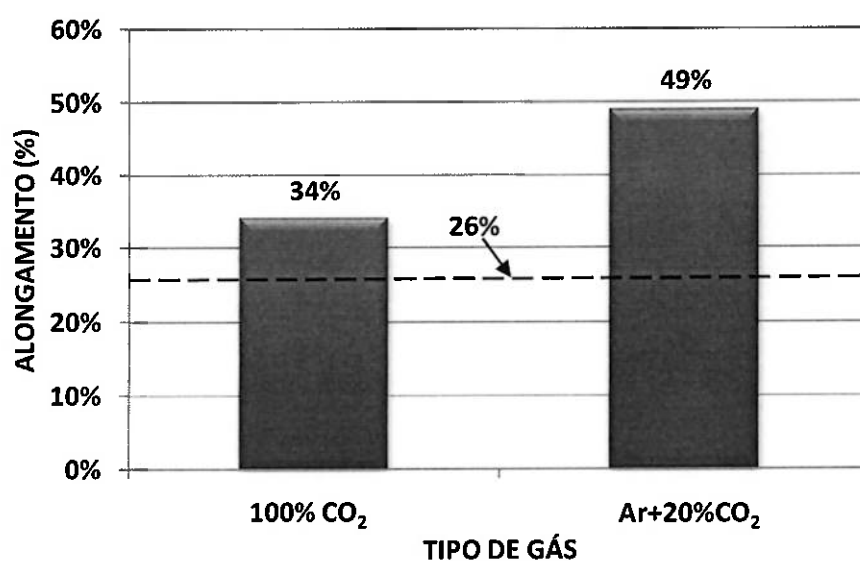


Figura 5.43- Gráfico com resultados do alongamento do ensaio de tração no depósito de solda.

A figura 5.44 mostra o detalhe da fratura do corpo de prova do ensaio de tração no depósito de solda, com aparência de fratura dúctil.

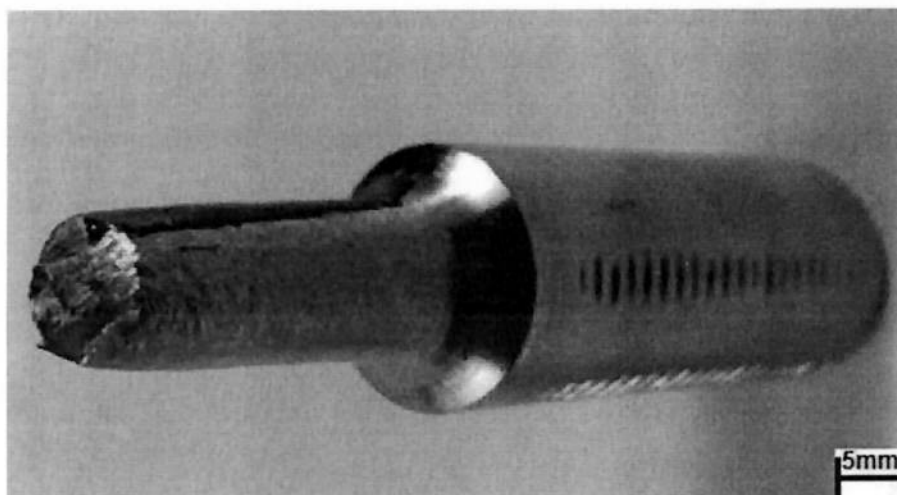


Figura 5.44- Detalhe da fratura do CP do ensaio de tração no depósito de solda.

6. CONCLUSÕES

- Não foi possível realizar a soldagem pelo processo FCAW na junta soldada utilizando gás de proteção com 100% Argônio, pois a ausência do Oxigênio no gás de proteção, resultante da dissociação do CO_2 , impede a formação de óxidos formadores de escória, com isto o arco plasma se torna instável e impossibilita a soldagem. Devido a este fato, somente foi possível continuar com os testes na junta soldada utilizando gases de proteção com presença de CO_2 .

- O aumento da concentração do CO_2 no gás de proteção durante a soldagem resulta em uma soldagem com maior quantidade de calor, pois a reação de oxidação é exotérmica, aumentando a penetração e a diluição do cordão de solda, e diminuindo a velocidade de resfriamento.

- O aumento da concentração do CO_2 no gás de proteção durante a soldagem da junta soldada não alterou a forma da microestrutura do material, mas promoveu um leve aumento do balanço austenita/ferrita, para todos os parâmetros de soldagem e locais da junta analisadas.

- O balanço austenita/ferrita do metal de solda foi satisfatório devido ao consumível apresentar uma porcentagem em peso de Níquel com 3,5% maior do que no metal de base. O balanço austenita/ferrita na ZAC não foi satisfatório devido à alta taxa de resfriamento na região.

- A corrosão por pites do metal de solda foi maior do que no metal de base, e os ataques ocorreram preferencialmente na ZAC, onde a quantidade de austenita é menor. O ataque na soldagem com maior concentração de CO_2 foi levemente menor, devido a maior quantidade de austenita. Houve a formação de "par

galvânico” com o metal de solda sendo o metal menos nobre, assim o metal de solda atuou como “anodo de sacrifício” e protegeu o metal de base dos ataques.

- Os ensaios mecânicos de impacto e tração da junta soldada apresentaram resultados satisfatórios. As amostras soldadas com maior concentração de CO_2 apresentaram uma resistência levemente maior. Porém a expansão lateral no ensaio de impacto não apresentou resultados satisfatórios, apresentando valores abaixo do especificado em norma, devido a grande quantidade de inclusões no metal de solda e a baixa quantidade de austenita na ZAC.

- A soldagem do cordão sobre chapa foi essencial para compreender a influência da variação do CO_2 no gás de proteção no formato do cordão. A maior quantidade de Oxigênio, resultante da dissociação do CO_2 no arco plasma, aumenta a tensão líquido-vapor (ϕ_{LV}) no metal líquido na poça de fusão, ocasionando em uma maior diluição e maior penetração.

- A soldagem do cordão sobre chapa com 100% Argônio apresentou um formato de cordão com ângulo “ α ” maior que 90° , resultado de uma alta viscosidade do metal líquido na poça de fusão, implicando em uma baixa penetração, baixa diluição e retenção de escória na lateral do cordão. Estes fatores também explicam a impossibilidade de realizar a soldagem na junta soldada com 100% Argônio.

- A análise química do metal depositado não apresentou grandes variações, e todas as amostras ficaram dentro dos valores estabelecidos pela norma, mesmo na soldagem com 100% Argônio. Os valores do ensaio de tração apresentaram resultados próximos do especificado.

7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a influência da variação do CO_2 no gás de proteção utilizando uma gama maior de misturas, para verificar se há outros tipos de comportamento durante a soldagem.

- Avaliar a análise química também do metal de solda da junta soldada, para analisar a influencia da alteração dos elementos químicos nas diferentes diluições.

- Avaliar a análise química de materiais não metálicos, como o Nitrogênio e Oxigênio, tanto no metal de base quanto no metal de solda e no depósito de solda sobre chapa.

- Avaliar a análise química completa, com todos os elementos químicos, para avaliar de forma mais ampla a porcentagem em peso.

- Estudar o comportamento da resistência ao impacto em outras temperaturas, para verificar a transição dúctil-frágil.

- Fazer a análise de corrosão por pites conforme a norma ASTM G48 método A, mas no tempo de 24h e temperatura de 20°C , para poder avaliar também se a soldagem atende aos requisitos da norma Petrobrás N-133.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] F. JAMES, The Procedure Handbook, 13 ed., T. L. E. Company, Ed., Cleveland, Ohio: Lincoln Arc Welding Foundation, 1994, p. 800.
- [2] J. C. LIPPOLD e D. J. KOTECKI, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2005, p. 357.
- [3] ISSF, International Stainless Steel Forum, [Online]. Available: <http://www.worldstainless.org/news/show/524>. [Acesso em 14 Novembro 2013].
- [4] WSA, World Steel Association, [Online]. Available: <http://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2012/12-2012-crude-steel.html>. [Acesso em 14 Novembro 2013].
- [5] ASM, Handbook: Welding, Brazing and Soldering, United States of America: ASM International Organization, 1993.
- [6] P. N. CHAVES, "Influência do Nitrogênio e do Hidrogênio no Gás de Proteção Argônio na Soldagem TIG Autógena de Aço Inoxidável Duplex," Rio de Janeiro, 2004.
- [7] A. SHAEFFLER, "Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal," *Metal Progress*, vol. 56, pp. 680-680, 1949.
- [8] E. FOLKHARD, Welding Metallurgy of Stainless Steel, New York: Springer-Verlag, 1984.
- [9] S. D. BRANDI e J. C. LIPPOLD, "Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex," *Metalurgia & Materiais*, vol. 53, pp. 141-146, Março 1997.
- [10] S. D. BRANDI, "Estudo da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W. Nr.

1.4462 (UNS S31803)," São Paulo, 1992.

- [11] W. D. J. CALLISTER, *Materials Science and Engineering*, 7a ed., John Wiley & Sons Inc, 2007.
- [12] API, "Use of Duplex Stainless Steels in the Oil Refining Industry," *API Technical Report 938-C*, 2005.
- [13] A. J. RAMIREZ-LODOÑO, "Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada Pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex," São Paulo, 1997.
- [14] J. M. NICHOLLS, "Corrosion properties of duplex stainless steels: General corrosion, pitting and crevice corrosion.," *TWI, Conference Duplex Stainless Steels*, 1994.
- [15] T. G. GOOCH, "Weldability of duplex ferritic-austenitic stainless steels," *Conference Duplex Stainless Steels'82*, pp. 573-602, 1982.
- [16] A. J. RAMÍREZ-LODOÑO, "Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex," São Paulo, 2001.
- [17] H. D. SOLOMON e T. M. DEVINE, "A Tale of two phases," *Conference Duplex Stainless Steels'82*, pp. 693-756, 1982.
- [18] ASM, *Metals Handbook - Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*, United States of America: American Society of Metals, 1990.
- [19] S. D. BRANDI e A. F. PADILHA, "Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex," *II Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável - Inox 90*, pp. 135-152, 1990.

- [20] L. A. NORSTROM, S. PETTERSSON e S. NORDIN, "Sigma-Phase embrittlement in some ferritic-austenitic stainless steels," vol. 12, pp. 229-234, 1981.
- [21] AWS, Welding Handbook: Welding Technology, Eight ed., vol. 1, Miami: American Welding Society Inc, 1998.
- [22] I. ZUCATO, M. MOREIRA, I. MACHADO e S. M. G. LEBRÃO, "Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C," *Materials Research*, vol. 5, pp. 385-389, September 2002.
- [23] A. J. SEDRIKS, Corrosion of Stainless Steel, 2nd ed., John Wiley & Sons, Inc, 1996, p. 464.
- [24] R. S. FUNDERBURK, "Key Concepts in Welding Engineering - A Look at Heat Input," *Welding Innovation*, vol. XVI, n. 1, p. 4, 1999.
- [25] H. GRANJON, Fundamentals of Welding Metallurgy, England: Abinton Publishing, 1991.
- [26] E. WAINER, S. D. BRANDI e F. D. H. MELO, "Soldagem: Processos e Metalurgia," Edgard Blucher LTDA, São Paulo, 1995.
- [27] AWS, Welding Handbook: Materials and Applications, 9 ed., vol. 4, Miami: American Welding Society, 2011.
- [28] A. SCOTTI e V. PONOMAREV, "Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho," Artliber, São Paulo, 2008.
- [29] O. GRONG, "Metallurgical Modeling of Welding," London, The Institute of Materials, 1994, pp. 117-220.
- [30] OUTOKUMPU, Welding Handbook, 1st ed., Espoo, 2010, p. 138.

- [31] P. E. A. FERNANDES, "Redes neurais artificiais aplicadas ao processo de soldagem a arco com proteção gasosa: Modelamento do formato do cordão," São Paulo, 2004.
- [32] W. G. ESSERS e R. WALTER, "Some aspects of the penetration mechanisms in metal inert gas (MIG) welding," em *Arc Physics and Weld Pool Behaviour International Conference*, 1979, Londres, 1980.
- [33] C. R. HEIPLE e J. R. ROPER, "Mechanism for Minor Element Effect on Gta Fusion Zone Geometry," *Welding Journal*, vol. 61, pp. 97-102, 1982.
- [34] ESAB, ESAB Soldagem e Corte Brasil, [Online]. Available: <http://www.esab.com.br/br/por/Produtos/automatizacao/tratores/magnetictrac.cfm>. [Acesso em 14 Novembro 2013].
- [35] ASTM, ASTM G48 - Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution, ASTM International, 2003.
- [36] PETROBRAS, N-133 - *SOLDAGEM*, CONTEC, 2012, p. 100.
- [37] NORSOK, M-001 - *Materials Selection*, 2004, p. 34.
- [38] S. D. BRANDI, "Análise da Transferência Metálica a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido," São Paulo, 1988.