

FACULDADES INTEGRADAS DE ARACRUZ

CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**CARLOS HENRIQUE D'OLIVEIRA NEGRI
CAROLINE GONÇALVES PASSOS
HÉRICLES RIBEIRO DE OLIVEIRA
LEONARDO CARRARA CARLESSO**

**INFLUÊNCIA DAS COMPOSIÇÕES GASOSAS COM 100% ARGÔNIO (AR) E A
VARIAÇÃO COM 25% DIÓXIDO DE CARBONO (CO₂) E 75% ARGÔNIO (AR) NA
QUALIDADE DO CORDÃO DE SOLDA, UTILIZANDO O MÉTODO DE SOLDAGEM
MIG PULSADA EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803.**

ARACRUZ

2020

**CARLOS HENRIQUE D'OLIVEIRA NEGRI
CAROLINE GONÇALVES PASSOS
HÉRICLES RIBEIRO DE OLIVEIRA
LEONARDO CARRARA CARLESSO**

**INFLUÊNCIA DAS COMPOSIÇÕES GASOSAS COM 100% ARGÔNIO (AR) E A
VARIAÇÃO COM 25% DIÓXIDO DE CARBONO (CO₂) E 75% ARGÔNIO (AR), NA
QUALIDADE DO CORDÃO DE SOLDA, UTILIZANDO O MÉTODO DE SOLDAGEM
MIG PULSADA EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803.**

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado a
Faculdades Integradas de Aracruz, como parte das
exigências para a obtenção do título de graduação em
Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Esp. Patrik Borges do Nascimento
Leal.

ARACRUZ
2020

**CARLOS HENRIQUE D'OLIVEIRA NEGRI
CAROLINE GONÇALVES PASSOS
HÉRICLES RIBEIRO DE OLIVEIRA
LEONARDO CARRARA CARLESSO**

**INFLUÊNCIA DAS COMPOSIÇÕES GASOSAS COM 100% ARGÔNIO (AR) E A
VARIAÇÃO COM 25% DIÓXIDO DE CARBONO (CO₂) E 75% ARGÔNIO (AR), NA
QUALIDADE DO CORDÃO DE SOLDA, UTILIZANDO O MÉTODO DE SOLDAGEM
MIG PULSADA EM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803.**

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado a
Faculdades Integradas de Aracruz, como parte das
exigências para a obtenção do título de graduação em
Engenharia Mecânica.

Local, 28 de Janeiro de 2020.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Esp. Patrik Borges do Nascimento Leal
Faculdades Integradas de Aracruz
Orientador

Prof. Me. João Paulo Calixto da Silva
Faculdades Integradas de Aracruz
Examinador Interno

RESUMO

Neste trabalho foram realizados experimentos em oito corpos de prova de material aço inoxidável duplex UNS S31803, com o uso do processo de soldagem MIG com o objetivo de analisar a influência das variações gasosas protetoras na qualidade do cordão de solda, sendo que quatro corpos de prova foram utilizados 100% argônio (Ar) como gás de proteção e os outros quatro corpos de prova utilizou-se a mistura de 25% dióxido de carbono (CO₂) e 75% argônio (Ar). Os resultados finais da solda foram avaliados através de inspeção visual, análise microestrutural após seções de lixamento e ataque químico com reativo NaOH, ensaios de tração e dureza Rockwell C, sendo possível verificar resultados conclusivos da influência dos gases de proteção da solda, verificando assim, que as microestruturas apresentaram-se semelhantes independentemente da atmosfera protetora utilizada. No ensaio de tração, o corpo de prova com a solda realizada a base de 75% argônio e 25% CO₂ teve um melhor desempenho no ensaio, atingindo maiores tensões máximas de escoamento e tensão máxima, por fim, no ensaio de microdureza Rockwell C, pode-se notar uma homogeneidade entre as linhas do mesmo gráfico, porém uma grande diferença nos gráficos das duas amostras (corpos de prova 7 e 8) quando comparadas, o corpo de prova que teve a proteção da solda com 100% argônio e 0% dióxido de carbono, obteve picos de dureza mais altos nos pontos 4 e 5 (centro do cordão de solda) se comparado a amostra com mistura de 75% argônio e 25% dióxido de carbono que teve resultados de dureza mais uniformes e consistentes.

Palavras-chave: aço inoxidável duplex, MIG, mistura gasosa, ensaios mecânicos.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Processo básico de soldagem MIG/MAG.	16
Figura 2 - Modos de transferência metálica.	16
Figura 3 - Variação do diâmetro e do número de gotas transferidas por unidade de tempo com a corrente de soldagem.	18
Figura 4 - Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.	24
Figura 5 - Microestrutura de um aço inoxidável duplex UNS S31803.	27
Figura 6 - Inversora utilizada para soldagem.	33
Figura 7 - Características do bisel da junta.	34
Figura 8 - Corpo de prova de secção reduzida para ensaio de tração em chapas.	39
Figura 9 - Máquina de tração EMIC DL 60000.	40
Figura 10 - Dimensões do corpo de prova para o teste de tração.	40
Figura 11 - Amostragem do método de aferição de dureza nos corpos de prova.	42
Figura 12 - Amostras referentes aos corpos de prova 01 ao 04.	43
Figura 13 - Diferentes formatos do cordão de solda para diferentes composições de gás	44
Fig. 14 – Microestrutura corpo de prova 01.	45
Fig. 15 – Microestrutura corpo de prova 02.	45
Fig. 16 – Microestrutura corpo de prova 03.	45
Fig. 17 – Microestrutura corpo de prova 04.	45
Figura 18 – Microestrutura de aço duplex (à esquerda) e solda de arco (à direita)	47
Figura 19 – Exemplo de diagrama de fases pseudo-binário.	48
Figura 20 - Corpos de prova 05 e 06.	49
Figura 21 - Corpo de prova na máquina de tração.	50
Figura 22 - Relatório do ensaio.	51
Figura 23 - CP 05 (100%Ar) após o teste (vista superior).	53
Figura 24 - CP 05 (100%Ar) após o teste (vista lateral).	53
Figura 25 - CP 06 (25% CO ₂ / 75%Ar) após o teste (vista superior).	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades de alguns gases.	22
Tabela 2 - Composição química nominal do aço inoxidável duplex UNS S31803.	34
Tabela 3 - Composição química do eletrodo AWS A-5.9 classificação MIX S 22.09.	35
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem empregados nos experimentos.	36
Tabela 5 – Detalhamento das amostras.....	37
Tabela 6 – Características dos Gases de Proteção	57
Tabela 7 – Funções e Efeitos dos Gases de Proteção	58

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Curva de cisalhamento.	52
Gráfico 2 – Resultados do ensaio de dureza Rockwell C para o corpo de prova 07.....	55
Gráfico 3 – Resultados do ensaio de dureza Rockwell C para o corpo de prova 08.....	56

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

AFS	American Foundry Society
AID	Aço inoxidável duplex
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
Ar	Argônio
C	Carbono
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
GMAW	Gas Metal Arc Welding
He	Hélio
H ₂	Hidrogênio
H ₂ O	Água
MIG	Metal inert gas
MAG	Metal active gas
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N ₂	Nitrogênio
Ni	Níquel
O ₂	Oxigênio
Si	Silício
UNS	Unifield Numbering System

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVOS	14
2.1 OBJETIVO GERAL	14
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	14
3 REFERENCIAL TEÓRICO	15
3.1 FUNDAMENTOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG	15
3.1.1 Método de transferência globular	17
3.1.2 Método de transferência por curto-circuito	17
3.1.3 Método de transferência por spray	17
3.1.4 Método de transferência pulsado	19
3.2 GÁS DE PROTEÇÃO	20
3.3 PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DOS GASES	20
3.4 PRINCIPAIS GASES E MISTURAS	22
3.5 AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX	25
3.5.1 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex	27
3.5.2 Fase sigma (σ)	29
3.5.3 Fase chi (χ)	30
3.5.4 Nitretos de Cromo (Cr_2N)	31
3.5.5 Carbonetos de cromo (M_7C_3 e $M_{23}C_6$)	32
3.5.6 Fases α e α' (fragilização a 475°C)	32
4 METODOLOGIA	33
4.1 EQUIPAMENTOS	33
4.2 METAL BASE	33
4.3 MATERIAL DE ADIÇÃO	35
4.4 PARÂMETROS DA SOLDAGEM	36
4.5 GASES DE PROTEÇÃO	36
4.6 ENSAIOS	38
4.6.1 Ensaio Visual	38
4.6.2 Ensaio Metalográfico	38
4.6.4 Ensaio de tração	39

4.6.3 Ensaio de Dureza Rockwell C.....	41
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1 CORDÕES DE SOLDAS OBTIDOS.....	42
5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	44
5.3 RESULTADOS ENSAIO DE TRAÇÃO	49
5.4 RESULTADOS ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL.....	55
5.5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	56
6 CONCLUSÃO	60
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	62

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contém cromo em sua composição química, entre outros elementos, que, conforme o nome diz não sofre oxidação em contato com agentes corrosivos. São materiais que tem utilização crescente nas indústrias devido as suas características específicas, principalmente aquelas relacionadas à resistência a corrosão e às propriedades mecânicas. Porém estes materiais exigem cuidados especiais na sua fabricação, pois sofre o risco de comprometer suas propriedades (SILVA, E., 2011).

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas constituídas por duas fases, ferrita e austenita, que conseguem aliar as boas propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (GUNN, 2003; CABRERA, et.al., 2003; SILVA e MEI, 2006; GHOSH et.al., 2012; FRÉCHARD et.al., 2006). Estes aços possuem uma elevada resistência mecânica, boa tenacidade, boa resistência à corrosão em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão (SILVA e MEI, 2006).

Aços inoxidáveis duplex possuem microestrutura em um estado do sistema diferente do estado de equilíbrio mais estável, sendo conhecido como estado metaestável, se mantendo preservado devido ao rápido resfriamento após tratamentos térmicos de solubilização sob temperaturas superiores a 1030°C (CORTIE et al, 1997)

A versatilidade do AID aliada a excelente combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e soldabilidade, faz com que esse aço, apesar de um valor de mercado ainda acima dos aços inoxidáveis comuns, tenha um excelente custo x benefício. (NUNESI E. B.; BATISTAI H. J.; BARRETOII A. S.; MARQUESII J. S.; MOTTAI M. F., 2012)

Outra vantagem atribuída aos aços inoxidáveis duplex é a boa soldabilidade, se comparando a certos tipos de aços austeníticos comuns; contudo, a perda de resistência à corrosão e a fragilização desses materiais, poderão aparecer caso não sejam seguidos os procedimentos de soldagem adequados (KARLSSON et al., 1995).

A classe de aços inoxidáveis EN 1.4462 ou SAF 2205 (UNS S31803/S32205) é atualmente a mais comum. A composição nominal que esse aço possui é de 22% de Cr, 5% de Ni, 3% Mo, e 0,16% de N e há um grande número de aplicações e uma ampla variedade de produtos e formas para a utilização desse aço (ALVAREZ-ARMAZ, 2008)

Para conseguir excelentes propriedades, a recomendação é que o AID continue com a razão de ferrita/austenita aproximadamente 1:1 e sem precipitação de fases secundárias (ISO 15156-3, 2003). No entanto, este equilíbrio bifásico no metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) poderá sofrer desarranjo durante o processo de soldagem (GUO et al., 2016).

A microestrutura sofre ciclos de aquecimento e resfriamento rápidos, tanto na ZTA como no metal de solda, obtendo assim excesso de ferrita e alguns precipitados secundários indesejáveis, tais como nitretos (Cr_2N), carbonetos ($\text{M}_2\text{3C}_6$) e fases sigma (σ) (GARCÍA-RENTERÍA et al., 2014), podendo ocasionar deterioração das propriedades mecânicas e resistência à corrosão da junta soldada, sendo o Cr_2N um dos precipitados mais comuns na ZTA (ZHANG et al., 2016).

Como alternativa chama-se a atenção o uso do processo de soldagem MIG/MAG convencional operando com modo de transferência pulsado. Esse modo de transferência é utilizado quando se tem como requisito operações que necessitem baixo aporte de calor. Durante a fase de arco aberto, devido aos baixos valores de corrente e de tensão, assim como devido ao fato de que durante parte do processo o arco tende a se apagar, o calor transferido para a peça é reduzido. Essa opção se dá também pelo bom andamento do trabalho, boa produtividade do processo, relativo baixo custo, menor radiação para o soldador e dispõe de fáceis soldagens posicionais e passes de raiz (COSTA, 2014).

Este processo faz uso de gás de proteção, que pode ser inerte, ativo ou mistura destes dois tipos. O tipo de gás tem influência nas perdas de elementos químicos, na temperatura da poça de fusão, na sensibilidade à fissuração e porosidade, bem como na facilidade da execução da soldagem em diversas posições. Tais gases, de acordo

com sua natureza e composição, têm uma influência preponderante nas características do arco e no tipo de transferência metálica, na velocidade de soldagem, na perda por projeção (respingos), na penetração e formato do cordão de solda e no custo final da operação de soldagem. (TATAGIBA L. C. S. 2015).

Com isso, neste trabalho são estudadas as propriedades do aço inoxidável duplex UNS S31803 mediante aos ensaios de dureza Rockwell C e tração e as alterações microestruturais do mesmo, quando realizado a variação de dois gases de proteção, o argônio e o dióxido de carbono, utilizando o processo MIG pulsado.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência da variação da composição gasosa com 100% argônio (Ar) e a variação com 25% dióxido de carbono (CO₂) e 75% argônio (Ar), no cordão de solda, utilizando o método de soldagem MIG pulsada em aço inoxidável duplex UNS S31803 com arame maciço MIX S 22.09.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar aspecto visual da solda;
- Analisar estudo microestrutural do cordão de solda obtido;
- Analisar perfil de dureza Rockwell C e ensaio de tração.

3 REFERENCIAL TEÓRICO

3.1 FUNDAMENTOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG

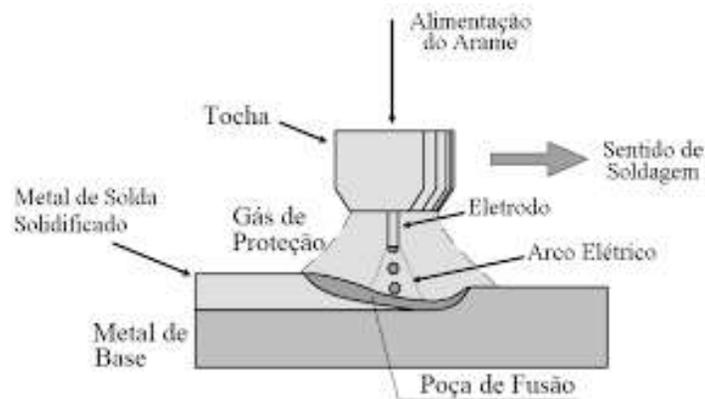
Dentre os diversos tipos de soldagem disponíveis hoje no mercado, o processo MIG tem merecido destaque como o que tem maior crescimento no ambiente industrial em decorrência de sua alta produtividade e excelente qualidade dos cordões de solda. É simples escolher o equipamento para efetuar este tipo de solda, além do arame, do gás de proteção e das condições de soldagem, sendo estas capazes de produzir cordões de solda com alta qualidade, além de ser uma solda com baixo custo. (ESAB, 2010)

Segundo ESAB (2010) houve diversas melhorias no processo para que tornasse a soldagem MIG/MAG aplicável à soldagem de todos os metais importantes comercialmente como, por exemplo, os aços, o alumínio, aços inoxidáveis, cobre e vários outros. Para espessuras acima de 0,76mm é possível realizar a soldagem praticamente em todas as posições e para aplicações de alta e baixa produção, o processo de soldagem MIG/MAG proporciona diversas vantagens na soldagem manual e automática dos metais.

Pode-se citar entre as principais características que possibilitam uma alta capacidade de produção, uma vez que a alimentação é contínua, destaca-se também o pequeno comprimento do eletrodo, que permite o uso de alta densidade de corrente, a elevada taxa de fusão do arame eletrodo, e os pequenos diâmetros do eletrodo que conferem um arco elétrico concentrado e de alto poder de fusão do metal base. (GROETELAARS, Peter Jan, 2005).

O processo Metal Inert Gás (MIG) também chamado de processo GMAW (Gás Metal Arc. Welding) baseia-se na fonte de calor de um arco elétrico estabelecido entre a extremidade de um arame consumível, alimentado continuamente, e a peça a ser soldada. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. A figura 1 representada abaixo descreve esquematicamente o processo de soldagem MIG, de acordo com a definição citada anteriormente. (ESAB, 2010).

Figura 1 - Processo básico de soldagem MIG/MAG.

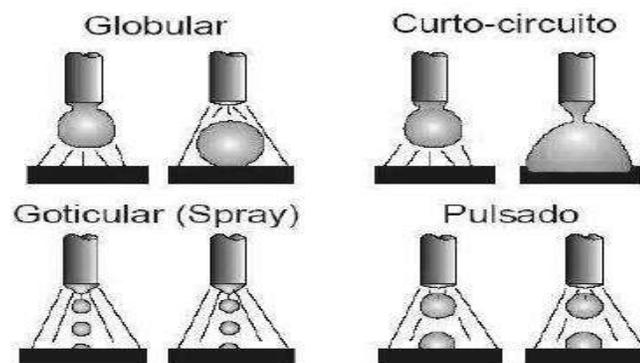


Fonte: Técnica Operatória de Soldagem GMAW, 1991.

Com intuito de aprimorar esse processo, a soldagem MIG torna-se uma boa alternativa para obtenção de um arco mais estável, melhor controle da distorção, menos respingos e redução do aporte térmico de energia, permitindo assim a soldagem de peças com espessuras mais finas. (PUHL, Eduardo Bidese, 2012).

Os principais modos de transferências metálicas consistem nos métodos: globular, curto-circuito, spray e pulsado, conforme mostra a figura 2 abaixo.

Figura 2 - Modos de transferência metálica.



Fonte: BARRA (2003).

3.1.1 Método de transferência globular

O método de soldagem através de glóbulos caracteriza-se pela formação de grandes gotas de metal líquido na ponta do eletrodo que se transferem para a poça de fusão sob a ação da gravidade. São observadas baixas correntes e tensões elevadas nesse tipo de transferência, aonde o metal líquido permanece preso na ponta do eletrodo por ação da tensão superficial, quando essa gota aumenta seu tamanho, conseqüentemente seu peso aumenta causando a separação do eletrodo, porém, este processo se torna limitado, pois seu arco causa instabilidade e grande volume de respingos. (MODENESI, Paulo J, 2000).

3.1.2 Método de transferência por curto-circuito

O método de transferência por curto-circuito é usualmente utilizado na soldagem em que são diferentes da posição plana ou em solda de chapas com espessuras finas e na soldagem com maior abertura na raiz, além de ocorrer com baixos valores de corrente e de tensão. (INFOSOLDA, 2013).

De acordo com o Portal Brasileiro da Soldagem, INFOSOLDA (2013), neste tipo de transferência, a intensidade de corrente sofre um aumento que é suficiente para o aquecimento do eletrodo para a permissão da transferência metálica quando a gota de metal fundido faz o contato com o metal de base, em seguida o ciclo recomeça. É necessário o controle da velocidade de aumento da corrente de curto-circuito para que seja evitada a violenta separação da gota metálica e a conseqüentemente a dispersão da gota. A quantidade que se forma de respingos pode ser controlada através da adequada escolha dos critérios de soldagem e do ajuste da fonte de energia, mesmo que este método de transferência tenha a tendência de produzir respingos.

3.1.3 Método de transferência por spray

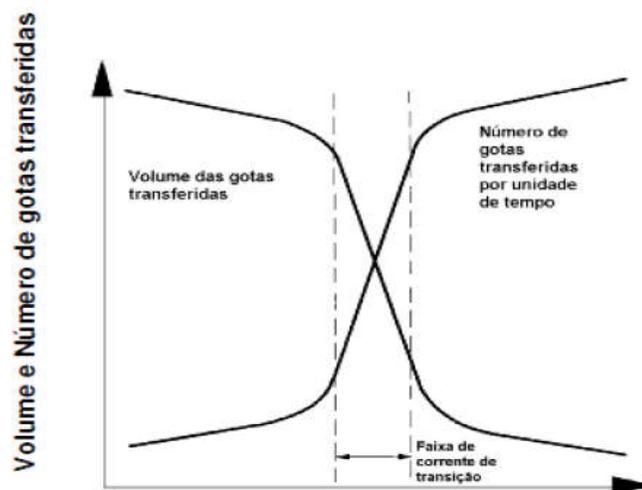
A transferência por “spray” ocorre apenas quando o nível de corrente está acima da corrente de transição, com utilização de gás inerte ou mistura de gases inertes. Este método faz com que as gotas tenham uma diminuição de tamanho, tendo estas,

diâmetros menores que o diâmetro do eletrodo, fazendo com que a transferência seja processada com velocidades elevadas, configurando uma névoa. (Coleção tecnológica SENAI – 1ª ed. 1997).

Segundo RESENDE A. A. (2009), o gás de proteção, o material que foi fabricado o eletrodo, o diâmetro do eletrodo, são parâmetros que interferem na soldagem, fazendo com que a corrente de transição tenha variância de acordo com a mudança destes parâmetros citados, por exemplo, quanto maior o diâmetro do eletrodo, maior será a corrente de transição. Outra relação que pode ser feita é quando há a adição do dióxido de carbono (CO₂) ao argônio, o aumento do CO₂ faz com que a corrente aumente seu valor, ou seja, acaba dificultando a realização da soldagem por spray.

Conforme MARQUES (1991) há uma diminuição do diâmetro das gotas do metal líquido que é transferido para a poça de fusão de acordo com o aumento da corrente de soldagem, sendo isso acima da faixa de corrente de transição, ocorre alteração no modo de transferência globular para o modo spray. Na figura 3 é apresentado o comportamento da variação da variação da corrente no processo GMAW.

Figura 3 - Variação do diâmetro e do número de gotas transferidas por unidade de tempo com a corrente de soldagem.



Fonte: MARQUES (1991)

Segundo Teske (2006), observa-se que com o aumento da corrente as suas variações são muito pequenas abaixo da corrente de transição, e quando se tem valores de corrente inferiores à corrente de transição, a frequência de transferência é baixa e o volume das gotas formadas é grande. As variações bruscas e significativas estão na faixa de corrente de transição, ou seja, quando ocorre um pequeno aumento na corrente gera um aumento considerável na frequência de transferência das gotas e uma queda acentuada no volume das gotas, sendo que acima da corrente de transição as suas variações voltam a ser pequenas.

3.1.4 Método de transferência pulsado

O processo pulsado pode proporcionar cordões de solda com melhor acabamento e pouco ou nenhum respingo, além de permitir a soldagem de chapas mais finas devido à baixa energia de aporte. Este processo é caracterizado por dois níveis de correntes de soldagem diferenciados, cada qual com seu respectivo tempo de duração (tempo de base e tempo de pico). (ESAB, 2010).

Segundo SCOTTI (2008), a corrente de base tem a função de manter o arco aberto com baixa energia, já a corrente de pulso, maior que a corrente de transição, tem a função de formar a gota na ponta do arame-eletrodo e, em seguida, atuar no seu destacamento. Os tempos de pulso (t_p) e de base (t_b) definem o período de pulso (T).

Tendo em vista o elevado número de variáveis envolvidas para cada condição de soldagem, tais como material de base, diâmetro e liga do arame, tipo de gás/mistura gasosa de proteção, tipo de transferência, velocidade de soldagem, tensão e corrente de soldagem, a fim de facilitar o estudo e tornar ainda mais confiável os ensaios realizados para descobrir a influência dos gases de proteção na qualidade do cordão de solda, bem como a variação de dureza e resistência a tração, foram identificados inicialmente alguns parâmetros fixos para a soldagem de todas as amostras, variando somente a composição dos gases de proteção.

3.2 GÁS DE PROTEÇÃO

Segundo FILHO (2007), durante a realização da soldagem, o gás de proteção tem como objetivo a proteção do cordão de solda, fazendo com que o ar atmosférico seja expulso desta região, com isso, é possível proporcionar um cordão de solda de qualidade e também evitar a contaminação da poça de fusão. A contaminação é causada principalmente pelo nitrogênio (N_2), oxigênio (O_2) e vapor de água (H_2O) que estão presentes na atmosfera. O que pode causar ao aço de baixa liga quando contaminado por nitrogênio é a redução da ductilidade e da tenacidade da solda causando assim, fissuração e porosidade. Quando há excesso de oxigênio no aço, este se combina com o carbono formando o monóxido de carbono (CO), que pode ser aprisionado no metal, também causa porosidade, além de produzir inclusões no metal de solda quando faz combinações com outros elementos no aço.

Os tipos de gás de proteção usados no processo de soldagem MIG influenciam na estabilidade do arco, transferência uniforme do metal, geometria do cordão e características metalúrgicas da solda. Segundo Chen (FILHO, 2007), o índice residual de oxigênio, de nitrogênio e de hidrogênio que fundem no metal da solda, também é afetado pelo gás de proteção, podendo também ter a adição de elementos como carbono, dependendo da composição do gás.

A seleção de um gás de proteção é geralmente feita com base nos custos e qualidade e conforme afirma FILHO (2007), o uso de um gás com custo mais alta se justifica em muitas vezes, desde que se tenha obtenção de aumento significativo de efeitos benéficos.

3.3 PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DOS GASES

O potencial de ionização, potencial de oxidação, e a condutividade térmica são as características principais que diferem os gases de proteção.

O potencial de ionização é a energia que tem como necessidade a ionização do gás e essa atividade gera influência na abertura e estabilidade do arco. Por exemplo, o

argônio (baixo potencial de ionização) apresenta maior facilidade de abertura e estabilidade que o hélio (maior potencial de ionização). (MODENESI, 2008)

No caso do potencial de oxidação, tanto o desempenho da soldagem como as propriedades do cordão de solda são alteradas. Isso ocorre devido à mudança na tensão superficial entre o metal fundido e o meio em sua volta (molhabilidade). Conforme SCOTTI (2008), gases com baixo potencial de oxidação consistem na redução da molhabilidade e favorecem a produção de cordões irregulares.

A condutividade térmica é a capacidade que um determinado gás tem de conduzir calor e influenciar na tensão do arco e na energia térmica transferida à solda, bem como alterar a característica do depósito e a penetração. Quando a condutividade térmica aumenta, maior tensão de soldagem é necessária para sustentar o arco. Por exemplo, a condutividade térmica do dióxido de carbono é muito maior que a do argônio e devido a isso, aquele gás transfere mais calor à solda. Desse modo, o dióxido de carbono necessita de uma tensão de soldagem maior para manter o arco estável. (SCOTTI, 2008).

Outras propriedades dos gases de proteção incluem características básicas definidas por ESAB (2010) como propriedades térmicas, as temperaturas elevadas e reação química do gás com outros elementos no metal de base e também no arame de solda, sendo essas, influências que afetam a execução do processo de soldagem.

Segue abaixo a tabela 1 representando alguns gases utilizados e suas principais propriedades.

Tabela 1 - Propriedades de alguns gases.

Gás	Símbolo químico	Massa molecular (g/mol)	Gravidade específica (A)	Densidade (g/l)	Potencial de ionização (Ev)
Argônio	Ar	39,95	1,38	1,78	15,7
Dióxido de carbono	CO ₂	44,01	1,35	1,97	14,4
Hélio	He	4	0,13	0,17	24,5
Hidrogênio	H ₂	2,01	0,06	0,09	13,5
Nitrogênio	N ₂	28,01	0,96	12,5	14,5
Oxigênio	O ₂	32	1,1	1,43	13,2

Fonte: ALVES (2009, p.14).

3.4 PRINCIPAIS GASES E MISTURAS

Os principais gases mais usuais na proteção da soldagem MIG são argônio (Ar), hélio (He) e dióxido de carbono (CO₂), além de misturas com poucas quantidades de oxigênio (O₂), nitrogênio (N₂) e hidrogênio (H₂) que evidenciaram benefícios em algumas aplicações. (REVISTA DO AÇO, 2017)

Neste trabalho é utilizado o Argônio puro, além de uma mistura de argônio e dióxido de carbono. O Argônio (Ar) é um gás inerte que possui potencial de ionização, potencial de oxidação e condutividade térmica em valores baixos. De acordo com Dillenbeck (FILHO, 2007), a alta gravidade específica do argônio confrontando com os outros gases (1,38 em relação ao ar) proporciona uma eficiência de proteção maior, porque o argônio tem facilidade em substituir o ar em torno da solda. Por ser um gás inerte, a

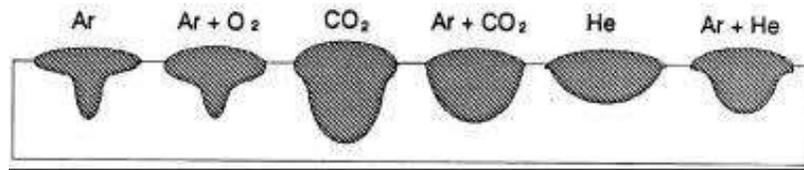
proteção à base de argônio promove retenção de elementos de liga no cordão de solda, deixando o cordão de solda livre de inclusões, obtendo melhoras nas propriedades mecânicas.

Segundo Tatagiba, Gonçalves e Paranhos (2011), o dióxido de carbono é um gás de baixo custo de produção sendo muito utilizado em baixos teores na soldagem MIG em misturas binárias e ternárias. A sua alta capacidade de troca de calor e a sua energia liberada fazem transferir mais calor para o metal em comparação ao argônio puro. Um padrão de penetração mais largo e arredondado é obtido quando se compara com o argônio. Demanda uma maior tensão para manter o arco aberto e os níveis de respingos tenderão a aumentar quando as misturas forem ricas em CO_2 . O dióxido de carbono se dissocia no arco para formar monóxido de carbono e oxigênio e o efeito global é o de gerar uma proteção oxidante.

O oxigênio é usado como constituinte de misturas binárias e ternárias a base de argônio. Suas principais funções são melhorar a estabilidade do arco e diminuir a tensão superficial da gota a ser transferida e da poça de fusão. De acordo com Teske (2006), O gás oxigênio (O_2) é oxidante, porém quando se mistura com argônio faz com que o perfil do cordão de solda seja mais suave, ou seja, há uma melhora na qualidade do cordão, principalmente a molhabilidade da poça de fusão, devido a diminuição da tensão superficial no contato poça fundida/metal de base e pela estabilização da posição da raiz do arco. Quando o nível de oxigênio aumenta na mistura, as perdas de elementos de liga também aumentam, podendo ocorrer deterioração das propriedades mecânicas.

Conforme MARQUES (2005), misturas gasosas específicas podem resultar em menor consumo, maior penetração, menor nível de respingos e perfil de cordão mais adequado. Estas misturas têm como base argônio, dióxido de carbono, oxigênio e o hélio. Os componentes e proporção de misturas são otimizados para cada aplicação. Na figura 4 pode-se notar a seção transversal típica de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.

Figura 4 - Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.



Fonte: MENDES (2011)

Segundo FORTES (2005), “a mistura argônio com dióxido de carbono é usada principalmente nos aços carbono e de baixa liga com aplicação limitada em aços inoxidáveis”. Quando há a adição de argônio ao dióxido de carbono, os níveis de respingos tendem a diminuir em comparação quando usado o dióxido de carbono puro. Pequenas adições de dióxido de carbono ao argônio causam as mesmas características de transferência em aerossol que as pequenas adições de oxigênio. Misturando-se até 10% de CO_2 com o Ar, são alcançadas melhores penetrações com menos porosidade comparando com a adição de O_2 .

Considerando a molhabilidade, há necessidade de dobrar o dióxido de carbono na mistura para a possibilidade do mesmo resultado que é obtido com a adição de oxigênio. Quando utilizado 5% a 10% de CO_2 , causando força e definição ao arco, fornecendo a essas misturas maior tolerância à carepa e controle com maior facilidade de controlar a poça de fusão. Usando de 11% a 20% de CO_2 , pode ser alcançada a produtividade máxima na soldagem de peças de pequena espessura. Isso é feito minimizando a possibilidade de furar a peça e simultaneamente maximizando as taxas de deposição e as velocidades de soldagem. Teores inferiores de dióxido de carbono também efetuam melhora na eficiência de deposição através da redução das perdas por respingos. Já na utilização de 21 a 25% de CO_2 , a mistura atende bem em aplicações de correntes altas em materiais com espessuras mais altas, e pode alcançar boa estabilidade do arco, controle da poça de fusão e boa aparência do cordão, bem como alta produtividade. (ESAB, 2010)

A mistura de gases ternária Argônio + oxigênio + dióxido de carbono é considerada uma mistura universal por ser capaz de operar com os modos de transferência por

curto-circuito, globular, em aerossol e pulsado. Segundo FORTES (2005), a vantagem principal dessa mistura é a mesma ser versátil, pois realiza soldagens de aços carbono, de baixa liga e inoxidáveis de todas as espessuras utilizando qualquer modo de transferência aplicável.

Os principais estudos realizados sobre a influência dos gases de proteção na soldagem MIG foram feitos em aços inoxidáveis. Conforme Lyttle (MOREIRA, 2008), a recomendação para soldagem MIG de aços inoxidáveis é utilizar o gás de proteção com Argônio puro ou misturado em baixas porcentagens de oxigênio ou dióxido de carbono.

É necessário encontrar uma condição de soldagem que seja a melhor possível para todos os tipos de gases de proteção, levando em consideração o aspecto e a metalurgia destes, sendo realizada a comparação da influência do gás de proteção na qualidade do cordão de solda. A procura destes parâmetros acaba se tornando complexa devido à quantidade das variáveis envolvidas no processo de soldagem MIG pulsado, havendo assim, necessidade fazer algumas considerações. É importante que a corrente de soldagem e taxa de deposição sejam as mesmas, ou seja, que tenham valores constantes entre a velocidade de alimentação do arame eletrodo e a velocidade de soldagem e se possível ter a mesma energia depositada no cordão de solda para todos os gases de proteção utilizados. (MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q., 2005)

Com base no exposto acima, realizou-se a mesma condição de soldagem MIG pulsada para dois tipos de gás de proteção, utilizando argônio puro e misturas de argônio com dióxido de carbono.

3.5 AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex surgiram na década de 1930, segundo Lippold e Kotecki (2005), com o tipo AISI 329 que apresentava dificuldades sérias no momento da soldagem devido ao alto teor de carbono e a inexistência de nitrogênio na liga. Na década de 1950 foi desenvolvida a liga CD4MCU que acabou ficando conhecida devido a apresentação de fragilidade quando efetuada a solda. Esta liga também não tinha

nitrogênio na sua composição. Somente então, a partir da década de 1980 é que ocorreu uma grande evolução no desenvolvimento de ligas de aços inoxidáveis duplex. Desde então, os aços inoxidáveis duplex receberam grande demanda de utilização nas aplicações onde exigia alta resistência mecânica associada à alta resistência à corrosão.

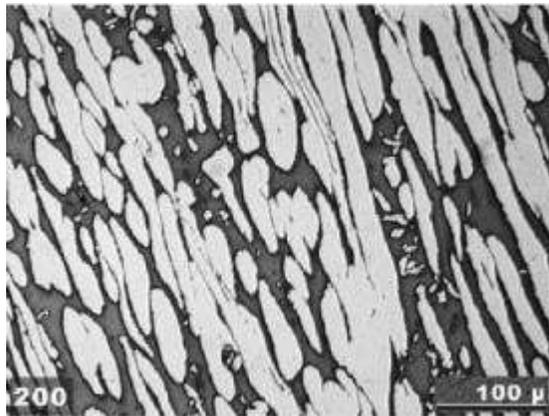
Em termos de soldabilidade, a grande melhoria dos AID pode ser atribuída aos baixos teores de carbono ($< 0,03\%$), são compensados com a adição de nitrogênio para a formação da austenita, ajudando assegurar a sua proporção de 50% na microestrutura. A presença de cromo e molibdênio (quando empregado) colabora para a resistência à corrosão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis duplex são utilizados atualmente em diversos ramos da indústria, como por exemplo, petroquímicas, químicas, nucleares, óleo e gás, e na maioria dos casos, utiliza-se os aços inoxidáveis duplex, devido à alta resistência a corrosão, boa tenacidade e alta resistência mecânica. (PISANO L. J, 2010)

É possível afirmar com relação aos aços inoxidáveis duplex, se comparada com a dos ferríticos e austeníticos, que a produção desse aço é pequena, mas vem crescendo ao longo dos anos, sendo de grande importância, pois têm uma utilização bastante específica. Esse tipo de aço é indicado devido a grandes e uniformes deformações às quais podem ser sujeitos sem haver formação de estrição em temperaturas próximas à metade da temperatura de fusão dos mesmos, comportamento chamado de superplasticidade, que é causada pela presença de uma estrutura muito refinada, alcançada durante a transformação de parte da fase ferrítica para a combinação de estrutura austenítica/ferrítica. (UNIFEI, 2012)

Na figura 5 pode-se verificar a microestrutura de um aço inoxidável duplex, onde (a) é identificada como seção transversal e (b) seção longitudinal, a microestrutura dos aços inoxidáveis duplex é constituída conforme já mencionado por ilhas de austenita (zona mais clara) distribuídas em uma matriz ferrítica (zona mais escura).

Figura 5 - Microestrutura de um aço inoxidável duplex UNS S31803.



Fonte: SIEURIN, et al, 2006b

O aço inoxidável dúplex mais conhecido é o UNS S31803, e bastante utilizado na indústria de papel e celulose como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel (NORDSTROM e RUNG, 1995), construções “offshore”, também em circuitos de água (ECKENROD e PINNOW, 1984), além do ramo industrial de óleo e gás como, por exemplo, tubos para efetuar o transporte de dióxido de carbono seco e úmido, e nas indústrias químicas em geral e de geração de eletricidade. (ECKENROD e PINNOW, 1984, NORDSTROM e RUNG, 1995).

Segundo ECKENROD e PINNOW, 1984, NORDSTROM e RUNG, 1995 “a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis SAF 2205 supera a dos aços autênticos, mesmo os de baixo teor de carbono”.

3.5.1 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis duplex apresentam ótimas propriedades mecânicas. O seu limite de escoamento, após recozimento, na temperatura ambiente normalmente se apresenta mais do que o dobro da maioria dos aços inoxidáveis convencionais. Isto possibilita a diminuição considerável das dimensões de espessura de paredes de vasos de pressão, tubulações e outras aplicações. Devido à possibilidade de fragilização a 475°C da fase ferrítica, para aplicações em projetos de vasos de pressão que operam em temperaturas acima de 315°C por tempos prolongados, os aços inoxidáveis não são

recomendados (IMOA, 2014).

Esse aço possui destaque quanto as suas propriedades mecânicas, devido o limite de resistência a tração do aço UNS 31803 ser de 770MPa, e um valor com aproximadamente 515Mpa de limite de escoamento. Diversos autores citam a possibilidade de soldagem no aço SAF 2205 sem perda das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. (UNIFEI, 2012).

De acordo com um estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex, realizado por Marcelo Senatore, Leandro Finzetto e Eduardo Perea, em 2007, devido à presença de ferrita nos aços inoxidáveis duplex apresentarem um coeficiente de expansão térmica menor que os aços austeníticos, devido a isso, os aços inoxidáveis duplex dispõem de um desempenho bem próximo ao dos aços carbono.

O aço inoxidável duplex tem como característica limites bem definidos em relação à fadiga e alta resistência mecânica. O aço UNS 31803 apresenta limite à fadiga de aproximadamente 285MPa. Possui uma estrutura altamente refinada, tendo 3 μ m de espessura média das lamelas, proporcionando ao material, valores de resistência mecânica consideráveis, pois a resistência mecânica é proporcional a espessura das bandas de ferrita e austenita. Esse fenômeno ocorre devido à deformação imposta, as áreas de austenita e ferrita se tornam alongadas e finas, fazendo com que haja um aumento do bandejamento e acarretando em estruturas altamente refinadas, conforme citado. (UNIFEI, 2012)

O pequeno tamanho de grão aliado a forte presença de austenita em sua estrutura, resultam em uma alta tenacidade. Segundo estudos realizados pelo Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI, 2012, amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil frágil 149°C menores que amostras com o mesmo tamanho de grão e composição química, porém contendo 80% de ferrita. O fato é resultado do bloqueio da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita, por parte da austenita. Com relação ao limite de resistência, o mesmo não mudou, apesar de se observar, com o aumento da fração volumétrica de ferrita, alterações

consideráveis de dureza e limite de escoamento. No entanto, houve bruscas reduções no alongamento total e na tenacidade. AGARWAL (1988) cita também a excelente resistência mecânica com a forte presença de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita.

Levando em conta as características apresentadas, pode-se perceber que os aços inoxidáveis dúplex são materiais que trazem um excelente custo e benefício nas aplicações em que são empregados. No entanto, há um cuidado que deve ser tomado na sua aplicação devido à complexidade estrutural e a possível formação de fases não desejáveis durante os processos pelos quais são submetidos ao longo de sua fabricação. A fase sigma é um clássico exemplo, que ocorre prioritariamente devido à exposição às temperaturas de 700°C a 900°C. Podendo resultar na diminuição da resistência à corrosão. (UNIFEI, 2012)

Os AID oferecem boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão em diversos meios agressivos. No entanto, em situações onde há soldagem ou tratamentos térmicos tem aparecido problemas devido às transformações estruturais. Os tratamentos térmicos ou soldagem (nas regiões afetadas pelo calor) levam a precipitação de fases indesejáveis tais como carbonetos (em ligas com C > 0,03%), nitretos de cromo, fase α' rica em cromo, e outras fases intermetálicas como fase sigma (σ), que resultam devido à presença de regiões empobrecidas de cromo, a redução das propriedades de corrosão. Daí a suscetibilidade dos aços inoxidáveis duplex à corrosão intergranular (ORTIZ et al., 2013).

3.5.2 Fase sigma (σ)

Fase extremamente dura (chegando a 940 HV ou 68 HRC) e não magnética, causando fragilização quando precipitada na estrutura de um material. A fase sigma é indesejável, pois possui uma grande fragilidade, ocasionando trincas causadas pela própria impressão de microdureza. (UNIFEI, 2012)

Estudos relacionados indicam que a fratura frágil em aços inoxidáveis dúplex ocorre para frações volumétricas de fase sigma acima de 5%, e que frações volumétricas

inferiores a 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil em ensaio Charpy. Tendo atenção a estas limitações, os aços inoxidáveis duplex serão escolhidos entre os demais aços para diversas aplicações industriais. (UNIFEI, 2012)

Porém, é possível que a utilização de aços de alto cromo endurecidos pela presença de fase sigma, uma vez que esse se forma a altas temperaturas e permanece estável nas mesmas, corroborando na manutenção da dureza a quente dos materiais que a possuem. Esta fase é rica em elementos ferritizantes (cromo, molibdênio e silício), o que faz com que sua formação preferencial se dê em função da ferrita. Adições de tungstênio, vanádio, cobre, titânio e nióbio implicam também na formação da fase sigma. (UNIFEI, 2012)

Os aços inoxidáveis austeníticos, cuja composição seja maior do que 16% de cromo e menor do que 32% de níquel propiciam a formação dessa fase, comprometendo a resistência à corrosão do aço inoxidável e as propriedades mecânicas de ductilidade e tenacidade. O empobrecimento do molibdênio e do cromo presentes no entorno da fase sigma formada na matriz, são responsáveis pela queda na resistência à corrosão. (UNIFEI, 2012)

É possível que a fase sigma seja formada a partir da precipitação direta da ferrita ou austenita presentes, pelo fato de que mesmo em estruturas principalmente austeníticas, pode-se perceber a formação desta fase exclusivamente a partir da austenita, sendo provável também que a fase sigma se forme como produto da decomposição eutetoide da ferrita original, com disposição lamelar, gerando austenita secundária. (UNIFEI, 2012)

3.5.3 Fase chi (χ)

Conforme Michalska e Sozanska (2006), a fase χ acontece em sistemas ternários Fe-Cr-Mo e quaternários Fe-Cr-Ni-Mo e Fe-Cr-Ni-Ti. Em aços inoxidáveis duplex a fase χ ocorre em menor quantidade que a fase σ . Entre as temperaturas de 700°C e 750°C a fase χ antecede a fase σ fazendo com que ocorra precipitação no contorno de grão da ferrita/ferrita enquanto que a fase σ é preferencialmente nas proximidades do contorno

de grão da austenita/austenita, podendo também ser nas proximidades do contorno de grão da ferrita/austenita. Depois a fase χ passa a coexistir com a fase sigma e à medida que aumenta o tempo de envelhecimento ela se transforma completamente na fase sigma (CHUN et al., 2013).

3.5.4 Nitretos de Cromo (Cr₂N)

Com o aumento do nitrogênio como elemento de liga nas ligas AID, a precipitação de Cr₂N poderá acontecer na faixa de temperatura de 700 a 900 °C, prevalentemente no interior dos grãos. Quando há um resfriamento rápido e o nitrogênio fica supersaturado na ferrita, ocorre a formação de Cr₂N. As propriedades mecânicas e de corrosão são afetadas por esse fenômeno (NILSSON, 1992).

A formação destes precipitados compete com a formação da austenita. Se a formação da austenita for aproximada ao equilíbrio, todo o nitrogênio terá tendência a estar dissolvido nela e, neste caso, como resultado, a quantidade de nitreto a ser formado é praticamente nula. Em contrapartida, se a fração volumétrica de austenita for decaída, a ferrita tenderá a se supersaturar em nitrogênio contribuindo para a precipitação de nitretos de cromo. A existência de cromo, molibdênio e tungstênio acelera a cinética da precipitação de nitretos de cromo. O níquel como elemento gamagênico coopera para o aumento da fração de austenita, diminuindo assim a tendência à precipitação de nitretos de cromo. Já a presença de nitrogênio é necessário que tenha cautela quanto à análise de sua influência. Ao mesmo tempo em que contribui para o aumento da fração de austenita, diminuindo a possibilidade de precipitações, tendendo a aumentar a precipitação de Cr₂N e CrN (LONDOÑO, 1997).

De acordo com Moura et al.(2008), pode-se levar em consideração que o aumento da fração de ferrita tem tendência no aumento da precipitação de Cr₂N e daí a resultante diminuição da tenacidade do aço. Destaca-se ainda que a presença de partículas de Cr₂N pode gerar pontos de nucleação para pites de corrosão.

3.5.5 Carbonetos de cromo (M_7C_3 e $M_{23}C_6$)

Os carbonetos do tipo M_7C_3 , geralmente a precipitação ocorre na faixa de temperaturas de 950 °C a 1050 °C, ao passo que os carbonetos com estequiometria do tipo $M_{23}C_6$, precipitam em temperaturas abaixo de 950 °C. Ambos os tipos de carbonetos precipitam, prevalecentemente, nas interfaces ferrita/austenita, podendo também surgir nos contornos de grãos da ferrita (NILSSON, 1992).

Nos aços inoxidáveis duplex atuais, onde o teor de carbono é extremamente baixo (300 ppm máximo), de uma maneira geral, os carbonetos não tem um papel tão importante como já tiveram no passado, onde os teores de carbono nos aços inoxidáveis eram relativamente bem maiores (até 1000 ppm) (MARTINS, 2006).

3.5.6 Fases α e α' (fragilização a 475°C)

Dependendo do tempo de exposição dos aços inoxidáveis duplex em temperaturas entre 280°C e 550°C é possível ocorrer a precipitação de fases fragilizantes ocasionadas pela decomposição da ferrita em fase rica em cromo (α') e rica em ferro (α) (SAHU et al., 2009).

De acordo com Lo, Shek e Lai (2009), α' é uma fase com abundância em Cr e ocorre nos aços inoxidáveis duplex através da decomposição espinodal da ferrita que pode ocorrer por envelhecimento térmico mais intensamente na temperatura de 475°C. Além do envelhecimento térmico, a decomposição espinodal da ferrita pode ocorrer também por radiação. Ambas as fases, α' e α , são cúbicas de corpo centrado (CCC).

A fragilização a 475°C e seu comprometimento das propriedades mecânicas do aço dependerá unicamente de características inerentes à fase ferrítica, tais como: fração volumétrica, distribuição na matriz, tamanho e forma do grão. Estes fatores afetam a natureza da precipitação e o seu grau de fragilização (LO, SHEK E LAI, 2009).

4 METODOLOGIA

4.1 EQUIPAMENTOS

Para a realização da soldagem, foi utilizado o aparelho modelo Inversora Mig 200A Bivolt Super Tork Imets 11200 conforme figura 6. Durante o processo de soldagem, a tocha permaneceu em uma altura fixa em relação à peça de 10 mm e com um ângulo de 30° em relação à vertical para todos os cordões de solda. O procedimento de soldagem foi realizado de forma manual, com acompanhamento padrão de velocidade de avanço da solda e distância do arame para poça de fusão constante.

Figura 6 - Inversora utilizada para soldagem.



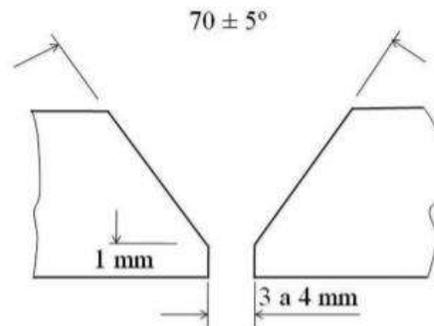
Fonte: Loja oficial Tork

Os gases/misturas gasosas já são disponibilizados pelos seus respectivos fabricantes, e essas misturas vem prontas e envasadas para uso. A vazão padrão em todas as soldas foi de 14l/min.

4.2 METAL BASE

Para realização deste trabalho, foram feitos cordões com os mesmos parâmetros de soldagem sobre a superfície das chapas de AID UNS S31803 na soldagem em posição plana, variando somente a composição do gás de proteção. As dimensões das chapas de aço são: 150 mm de comprimento, 60 mm de largura por 6 mm de espessura, sendo as dimensões do chanfro da solda representadas na figura 7. As composições químicas nominais do aço inox duplex UNS S31803 estão representadas na tabela 2.

Figura 7 - Características do bisel da junta.



Fonte: Apostila de soldagem MIG/MAG,2005.

Tabela 2 - Composição química nominal do aço inoxidável duplex UNS S31803.

Componente Químico	Percentual (%)
C	0,03
Si	1,0
Mn	2,0
P	0,035
S	0,02
Cr	21 -23
Ni	5,5
Mo	2,5 – 3,5
N	0,08 – 0,2

Fonte: SANDVIK (2012)

4.3 MATERIAL DE ADIÇÃO

Utilizou-se o metal de adição na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 arame sólido MIX S 22.09 para soldagem MIG de diâmetro 1,2 mm, especificado pela norma AWS A-5.9 (AWS, 2001). A composição química do mesmo está apresentada na tabela 3.

Tabela 3 - Composição química do eletrodo AWS A-5.9 classificação MIX S 22.09.

Componente Químico	Percentual (%)
C	0,04
Si	0,60
Mn	0,90
Cr	22,80
Ni	9,7
N	0,15
Mo	3,0

Fonte: ESAB (2019).

4.4 PARÂMETROS DA SOLDAGEM

Os parâmetros que foram utilizados durante o processo de soldagem do material estão representados na tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem empregados nos experimentos.

Corrente de soldagem (Ampères)	180
Tensão do arco (volts)	30
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	5
Corrente de pulso (Ampères)	300
Corrente de base (Ampères)	100
Tempo de pico (ms)	4
Tempo de base (ms)	6

Fonte: ESAB (2019)

As escolhas dos parâmetros de soldagem foram baseadas nas orientações contidas nos catálogos do fabricante do arame sólido para espessura de chapas de 6mm. Tais parâmetros foram utilizados no trabalho de graduação de BOLZAN, Luciano (2010).

4.5 GASES DE PROTEÇÃO

Conforme a tabela 5, realiza-se a soldagem dos corpos de prova 1, 2, 5 e 7 com utilização do gás de proteção com 100% Argônio e 0% Dióxido de carbono e os corpos de prova 3, 4, 6 e 8 utilizando a mistura 75% Argônio e 25% Dióxido de carbono, totalizando 8 corpos de prova.

Tabela 5 – Detalhamento das amostras.

Número da amostra	Composição do gás de proteção	Ensaios
1	100%Ar / 0%CO2	Micrografia
2	100%Ar / 0%CO2	Micrografia
3	75%Ar / 25%CO2	Micrografia
4	75%Ar / 25%CO2	Micrografia
5	100%Ar / 0%CO2	Tração
6	75%Ar / 25%CO2	Tração
7	100%Ar / 0%CO2	Dureza Rockwell C
8	75%Ar / 25%CO2	Dureza Rockwell C

Fonte: Autores.

Para a realização das amostras 1, 2, 5 e 7, foram utilizados 100% argônio e 0% de dióxido de carbono, pois esse é o gás de maior utilização no que diz respeito a soldagem de aços inoxidáveis no processo MIG. O argônio tem como principal característica o baixo potencial de ionização e oxidação, além de baixa condutividade térmica.

De acordo com Dillenbeck e Castagno (1987), comparado com outros gases, como por exemplo, em relação ao ar, que tem densidade de 1,38g/l, a grande densidade do argônio faz com que exista uma maior eficiência de proteção, tendo em vista que o argônio substitui o ar no entorno da solda com boa facilidade. Por ser um gás inerte de proteção à base de argônio, este favorece a retenção de elementos de liga no cordão de solda, fazendo com que o cordão de solda esteja livre de inclusões, potencializando as propriedades mecânicas. Maior facilidade na abertura do arco, além da melhora da estabilidade em baixas correntes também são características desse gás.

Para as amostras 3, 4, 6, 8, foi selecionada a mistura que indica o uso de 75% argônio e 25% de dióxido de carbono. Tal combinação é muito utilizada na indústria, devido ao dióxido de carbono ter um baixo valor de mercado se comparado aos demais gases

utilizados na soldagem. Incluindo CO₂ a mistura, devido a sua excelente condutividade térmica, conseqüentemente é gerada uma alta taxa de transferência de calor para o metal base, concedendo a solda um padrão de penetração mais largo e arredondado quando se comparado com ao uso do argônio.

Essa mistura binária resulta em uma solda de excelente acabamento, permitindo um arco mais suave no momento da soldagem, o que diminui consideravelmente a quantidade de respingos.

4.6 ENSAIOS

4.6.1 Ensaio Visual

As superfícies dos corpos de prova são limpas para garantir a isenção de contaminação, escórias, corrosões, respingos, aberturas de arco, graxa, óleo, tinta, etc. Para uma melhor e mais precisa inspeção, a luz foi utilizada perpendicularmente em relação à superfície do corpo de prova para o realce das possíveis descontinuidades.

Os instrumentos utilizados para o ensaio visual são a trena, escala e paquímetro. Devido à preservação da segurança, são utilizados óculos de proteção, luvas de raspa e sapato fechado.

Seguindo as orientações baseadas pela FBTS (Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem) e ASME IX QW-194, para realização do ensaio visual deste trabalho, observa-se dentro da área delimitada, a conformidade da preparação do bisel e montagem do cordão quanto ao ângulo do bisel, abertura de raiz, desalinhamento e pré-deformação.

4.6.2 Ensaio Metalográfico

Para esse ensaio, os corpos de prova 1, 2, 3 e 4 foram cortados em sua seção transversal, próximo ao fim do cordão de solda. Após o corte dos mesmos, os CP's foram lixados na seção da solda obedecendo a seguinte sequência de rugosidade das lixas: 80, 150, 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500. Para cada lixa subsequente, foi

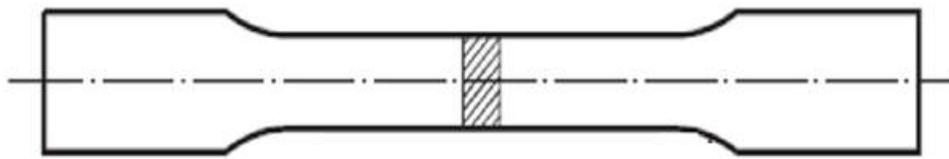
mudada direção do lixamento (90°) até desaparecerem os traços da lixa anterior. Posteriormente procederá ao polimento das amostras utilizando óxido de alumínio. Para a análise da microestrutura, as peças foram atacadas com reativo NaOH (Hidróxido de sódio).

O ensaio metalográfico seguiu as normas NBR13284 (Preparação de corpos de prova para análise metalográfica) e NBR10777 (Ensaio visual em soldas, fundidos, forjados e laminados).

4.6.4 Ensaio de tração

As dimensões dos CP's seguem os parâmetros definidos pela norma ASME IX, sendo o teste realizado em temperatura ambiente. O equipamento utilizado para realizar a confecção dos corpos de prova foi uma HYPERTHERM HySpeed plasma HSD130, método também utilizado por PUPER, Bernardo (2016) para fabricação de seus CP's de aço inoxidável AISI 304. Durante a confecção foi utilizado plasma de ar com proteção de ar, a corrente de trabalho foi de 45 (A) e a velocidade aproximada do corte foi de 1050 mm/min (velocidade utilizada para placas de até 6 mm, quando a corrente permanece em 45A). O modelo padrão definido pela ASME IX esta representado na figura 8 abaixo.

Figura 8 - Corpo de prova de secção reduzida para ensaio de tração em chapas.



Fonte: ASME IX.

Realizam-se os ensaios de tração em duas amostras, corpos de prova 5 e 6, no Laboratório Mecânico do SENAI – Campus de Aracruz, e o equipamento utilizado foi uma máquina de tração EMIC DL 60000, equipada com uma célula de carga para 600

KN e velocidade máxima de deslocamento do cabeçote de 300 mm/min. A máquina utilizada para realizar o ensaio de tração está representada na figura 9.

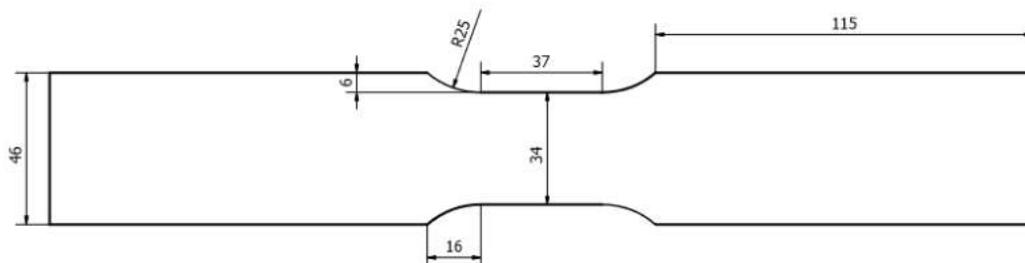
Figura 9 - Máquina de tração EMIC DL 60000.



Fonte: Autores.

Os corpos de provas foram usinados de acordo com os padrões e dimensões da norma ASME IX, onde tais dimensões foram aferidas com auxílio de paquímetro, régua métrica industrial e medidor de ângulos. As dimensões definidas para os corpos de prova no ensaio de tração estão representadas na figura 10.

Figura 10 - Dimensões do corpo de prova para o teste de tração.



Fonte: Autores

Após conferência, foram identificadas as seguintes dimensões nos corpos de prova:

- Corpo de prova 05 (100%Ar): 300 x 46 x 6 mm (comprimento x largura x espessura);
- Corpo de prova 06 (25% CO₂ / 75%Ar): 300 x 46 x 6 mm (comprimento x largura x espessura).

4.6.3 Ensaio de Dureza Rockwell C

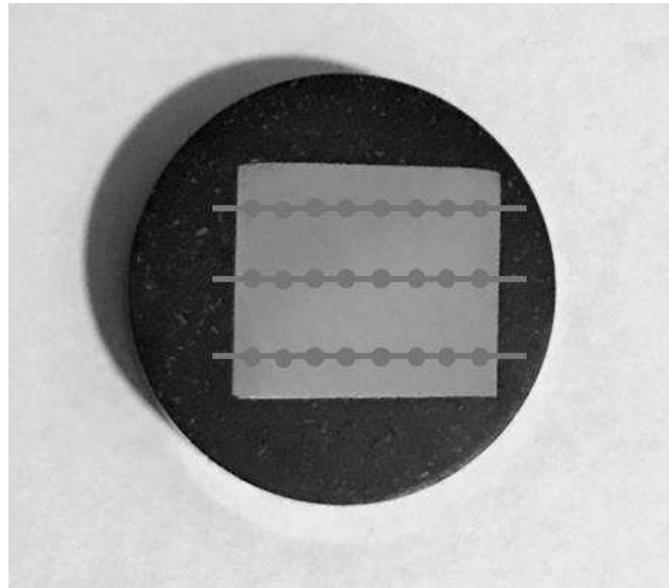
O ensaio de dureza Rockwell C foi realizado no Laboratório Mecânico do IFES – Instituto Federal do Espírito Santo – Campus de Aracruz, com o auxílio de um durômetro Rockwell Digital, modelo HR-300, fabricante Mitutoyo. Na superfície do corpo de prova já limpa, aplica-se uma pré carga de 10 kgf. Em seguida é aplicada uma carga nominal de 150 kgf na peça a ser ensaiada, por um período de 1 minuto. É realizada a leitura da dureza do material diretamente na máquina, por isso, é um método direto de medição de dureza e um dos mais utilizados nas indústrias.

O experimento foi baseado conforme norma NBR ISO 6508-1, que especifica o método para os ensaios de dureza Rockwell regular e dureza Rockwell superficial, e é aplicável a máquinas de ensaio de dureza fixas e portáteis.

Para obter um melhor resultado no ensaio, os corpos de prova foram submetidos a um processo de embutimento em uma prensa embutidora de marca Arotec de 30 toneladas, onde utilizou baquelite como material para embutir, a uma temperatura de até 165°C.

Na figura 11, é representada a indicação do parâmetro adotado para aferição de dureza nos corpos de prova.

Figura 11 - Amostragem do método de aferição de dureza nos corpos de prova.



Fonte: Autores

Obteve-se então, três linhas de resultados, nas quais cada ponto mostrado na figura acima, representa uma medição, sendo a distância entre os pontos de 2mm. Na qual se pode observar proximidade dos valores encontrados, não desviando do valor apresentado na propriedade mecânica típica do aço, informada por Sandvik (2012) e Senatore et al (2006) com o valor de 28HRC. (SOUZA L. R. 2012)

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CORDÕES DE SOLDAS OBTIDOS

Após a realização do cordão de solda no sentido longitudinal, conforme descrito na metodologia, foram retiradas amostras de cada um dos oito corpos de prova, com medidas de 30x20 mm. A Figura 15 apresenta as amostras dos corpos de prova 01 a 04, utilizados para os ensaios de micrografia. Os corpos de prova 01 e 02 foram obtidos utilizando-se a solda com 100% de gás Argônio e os corpos de prova 03 e 04 foram obtidos utilizando-se a solda com mistura de 75% de gás Argônio e 25% de dióxido de carbono (como pode ser visto na Tabela 05).

Figura 12 - Amostras referentes aos corpos de prova 01 ao 04



Fonte: Autores.

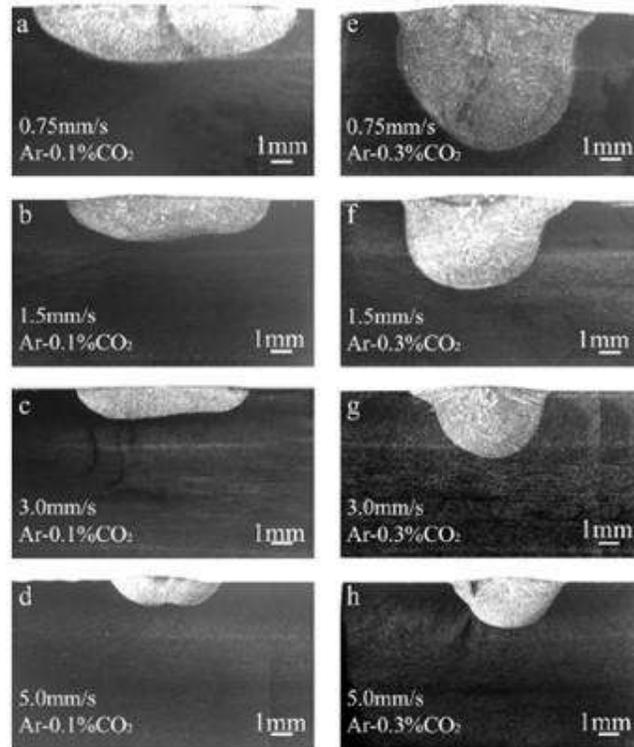
Nas amostras 01 e 02 foi identificado um cordão de solda mais alto e estreito em comparação aos demais, o que pode ser explicado devido à ausência de CO_2 , o que resulta em uma menor tensão durante a soldagem. Segundo Alves (2009), quanto menor a tensão de soldagem, mais estreito e profundo será o cordão. Pode-se notar uma quantidade menor de respingos nos cordões de solda dos corpos de prova 01 e 02.

Nas amostras 03 e 04, foram verificados cordões de solda mais largos, podendo também se identificar a presença de carepas e um maior número de respingos devido à maior tensão de soldagem.

Tais resultados também confirmam os resultados obtidos por Lu, Fujii e Nogi (2005), que estudaram o efeito dos parâmetros de soldagem e da composição do gás de proteção na forma do cordão de solda. Segundo os autores, o teor de oxigênio na região de solda pode ser ajustado por pequenas adições de dióxido de carbono na base de argônio do gás de proteção. O oxigênio tem um papel importante na determinação do coeficiente de temperatura da superfície de tensão durante a soldagem. Os autores mostraram que o formato do cordão de solda em aços depende largamente da composição dos elementos da superfície ativa de soldagem e da distribuição de temperatura na superfície de soldagem, dois fatores influenciados diretamente pela composição do gás de proteção. Na presença do dióxido de carbono, a relação entre a

profundidade e a largura do cordão de solda depende substancialmente dos parâmetros de soldagem (velocidade, corrente elétrica e diâmetro do eletrodo). Por outro lado, na ausência de dióxido de carbono, a relação entre a profundidade e a largura do cordão de solda é menos sensível à variação dos parâmetros de soldagem. A figura abaixo ilustra alguns dos resultados encontrados pelos autores do estudo.

Figura 13 - Diferentes formatos do cordão de solda para diferentes composições de gás

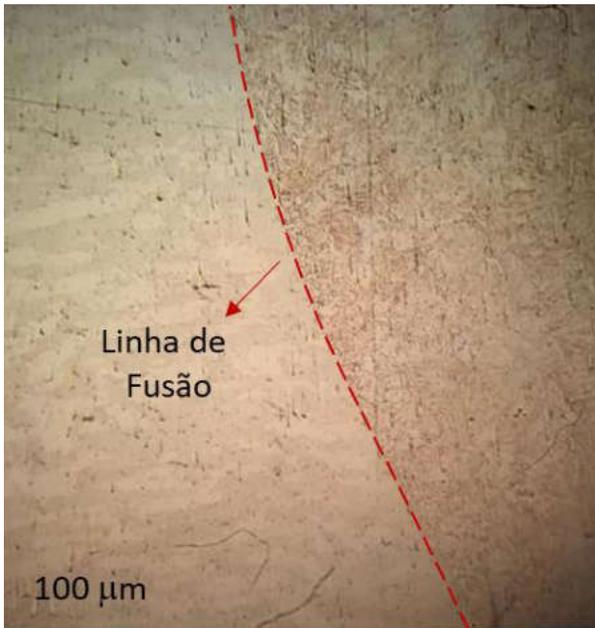


Fonte: LU; FUJII; NOGI (2005)

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

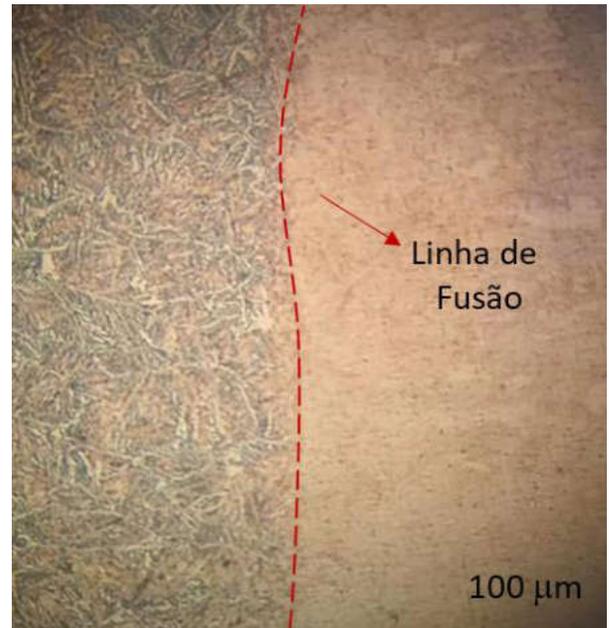
Com objetivo de analisar a variação do contorno de grãos na microestrutura do metal resultante na região do cordão de solda, bem como e a zona termicamente afetada, as peças foram examinadas em um microscópio ótico. De uma forma geral, as figuras 14 a 17 a seguir, exemplificam bem a micrografia.

Fig. 14 – Microestrutura corpo de prova 01



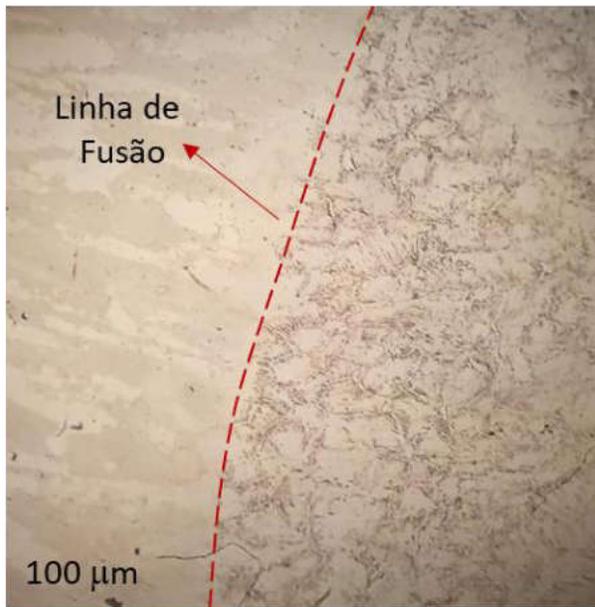
(100% Argônio) - Fonte: Autores.

Fig. 15 – Microestrutura corpo de prova 02



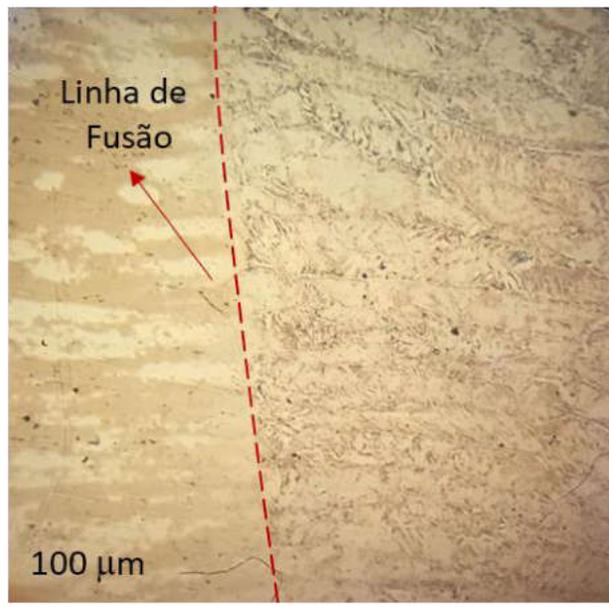
(100% Argônio) - Fonte: Autores.

Fig. 16 – Microestrutura corpo de prova 03



(75% Argônio - 25% CO₂) - Fonte: Autores.

Fig. 17 – Microestrutura corpo de prova 04



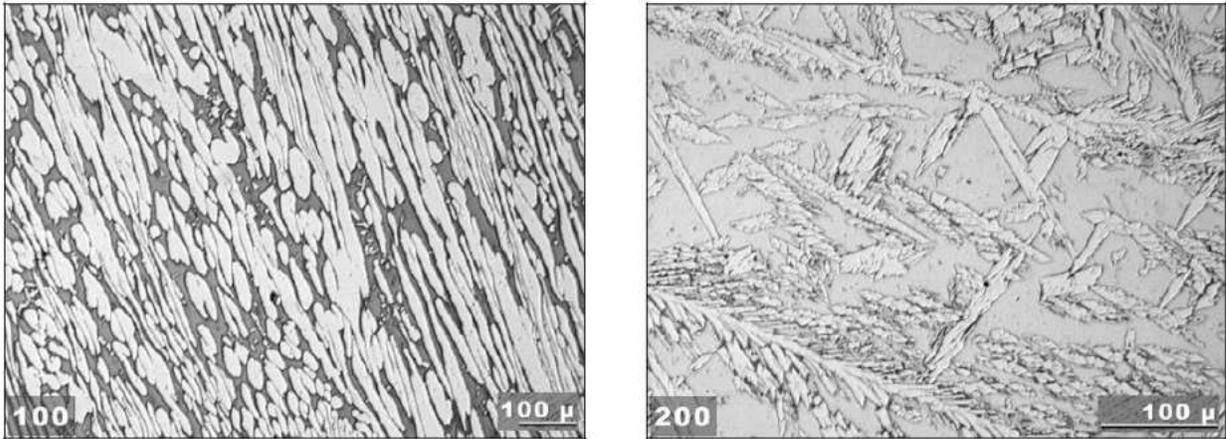
(75% Argônio - 25% CO₂) - Fonte: Autores.

Analisando as Figuras 14 e 15, correspondente aos corpos de prova 1 e 2, respectivamente, com proteção de argônio puro, se verifica na zona afetada pela solda um alinhamento ferrita δ (matriz escura) acicular em camadas sucessivas como uma frente de solidificação a partir da austenita γ (grãos brancos). A partir da linha de fusão ocorre a formação de austenita primária, crescendo de forma epitaxial, com a solidificação da ferrita nos contornos de grãos.

Para todas as amostras soldadas, como se observa em suas micrografias nas figuras 14, 15, 16 e 17, é possível observar a precipitação da ferrita (matriz escura) e os grãos austeníticos (grãos brancos). Independente do tipo de gás de proteção utilizado, a microestrutura apresentou-se similar, tendo em vista a utilização dos mesmos parâmetros de soldagem para todos os depósitos de solda executados. Nestes casos, constata-se que todas as micrografias estão de acordo com as encontradas para o mesmo aço por Sieurin e Sandstrom (2006).

Segundo esses autores, a microestrutura no aço duplex é geralmente composta por quantidades aproximadamente iguais de austenita e ferrita (SIEURIN; SANDSTROM, 2006). A austenita é colocada como tiras em uma matriz de ferrita. A taxa de austenita em um aço duplex pode ser aumentada para cerca de 55-60%, a fim de melhorar as propriedades de tenacidade. A microestrutura desejada é geralmente obtida por trabalho a quente, seguido de recozimento e resfriamento da solução à temperatura ambiente. Normalmente, o trabalho a quente é realizado na faixa de temperatura 1000-1200°C. Uma microestrutura típica de material de base com um tamanho de grão lamelar fino é mostrada na figura abaixo, em contraste com uma estrutura mais grossa de uma solda de arco submerso. A matriz de ferrita aparece em cor escura e a austenita em cor clara. No metal de solda, a austenita é reformada principalmente nos limites dos grãos. Na Figura 18, o aço duplex antes da soldagem (imagem à esquerda) possui uma fração de austenita, cor clara, de aproximadamente 60%. Após a soldagem (imagem à direita) a fração de austenita, cor clara, é de aproximadamente 45%.

Figura 18 – Microestrutura de aço duplex (à esquerda) e solda de arco (à direita)

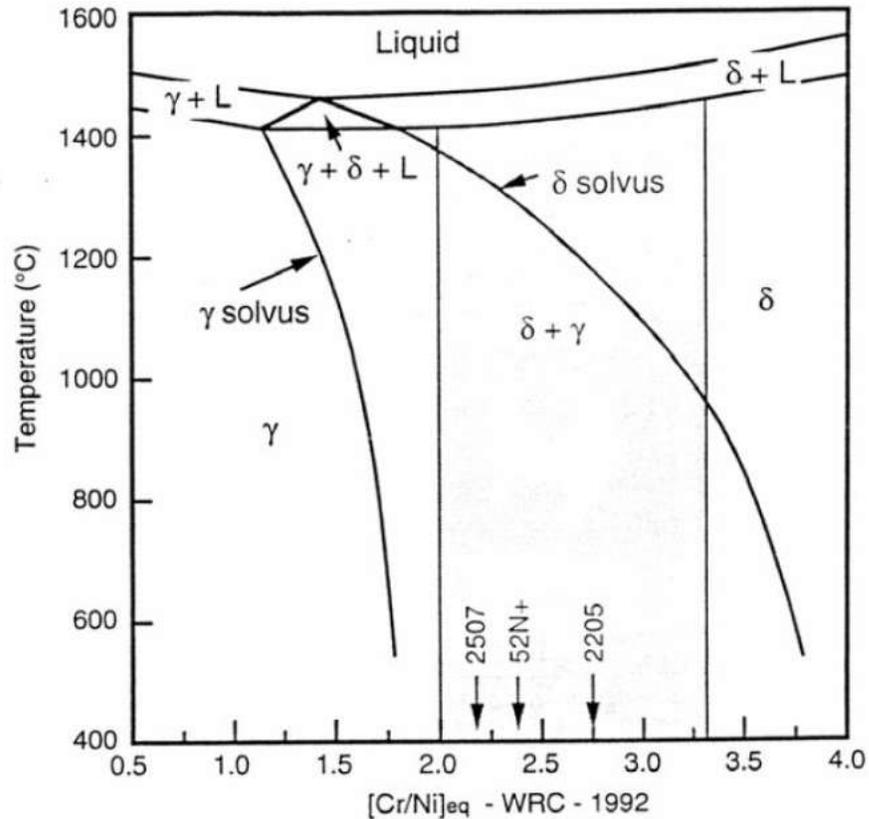


Fonte: SIEURIN; SANDSTROM (2006)

Os aços duplex têm boa capacidade de soldagem e a maioria dos métodos usuais de soldagem pode ser usada. Um consumível de soldagem típico para aços duplex geralmente contém uma quantidade aumentada de níquel para estabilizar a austenita e evitar a precipitação de nitretos e austenita secundária (SIEURIN; SANDSTROM, 2006). As propriedades de tração das soldas de aço duplex são geralmente aceitáveis, enquanto as propriedades de tenacidade são fortemente dependentes do procedimento de soldagem, material de enchimento e microestrutura. Os resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova são apresentados na seção seguinte.

A compreensão das mudanças na microestrutura durante a soldagem é essencial para produzir soldagens sólidas. A solidificação ferrítica, seguida pela transformação ferrita-austenita no estado sólido durante a soldagem e o tratamento térmico, pode ser ilustrada em um diagrama pseudo-binário, como o mostrado na figura a seguir.

Figura 19 – Exemplo de diagrama de fases pseudo-binário.



Fonte: SIEURIN; SANDSTROM (2006)

O derretimento e a solidificação associados à soldagem por fusão alteram a microestrutura favorável do material base e produzem grãos de ferrita grossa com austenita intergranular e intragranular. Além disso, a fração balanceada de ferrita e austenita pode ser destruída. Esse balanceamento é parte do motivo das atraentes propriedades mecânicas e de corrosão dos aços duplex, mas pode ser retida por parâmetros de soldagem adequados e um material de enchimento de solda adequado (SIEURIN; SANDSTROM, 2006). Em geral, a fração volumétrica de ferrita é muito maior em comparação com a austenita no metal de solda e na ZTA (zona termicamente afetada), mas uma fração de austenita suficientemente alta pode ser alcançada pela alta entrada de calor e baixa taxa de resfriamento. No entanto, essas condições também produzem uma microestrutura grossa na solda, uma ampla ZTA e precipitação

de fases intermetálicas quebradiças. Por outro lado, a rápida taxa de resfriamento em alguns processos de solda causa um excesso de ferrita quebradiça.

A microestrutura duplex é encontrada mais frequentemente em um estado metaestável, preservada por resfriamento rápido após tratamento térmico em solução a uma temperatura acima de 1030°C (SIEURIN; SANDSTROM, 2006). O tratamento térmico e o resfriamento após o tratamento da solução ou da soldagem devem ser manuseados adequadamente, a fim de evitar a decomposição da microestrutura original e a precipitação de fases secundárias, deteriorando frequentemente as propriedades de corrosão e tenacidade.

5.3 RESULTADOS ENSAIO DE TRAÇÃO

Nas figuras 20 e 21 estão representados respectivamente os corpos de prova antes da realização do ensaio e durante o ensaio, na máquina de tração.

Figura 20 - Corpos de prova 05 e 06.



Fonte: Autores

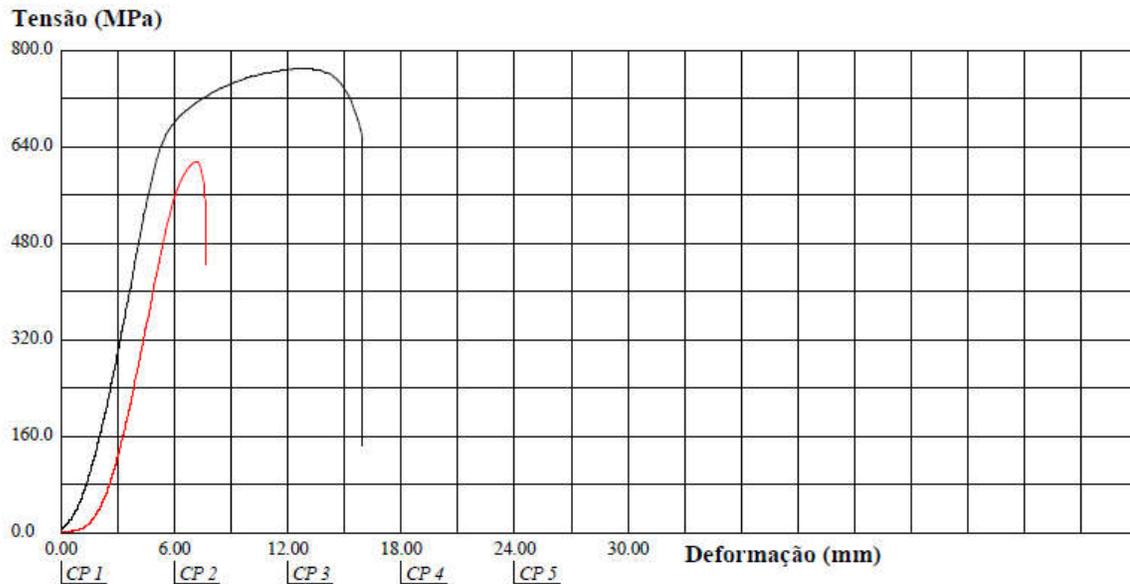
Figura 21 - Corpo de prova na máquina de tração.



Fonte: Autores

Os dois corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração que foi realizado a temperatura ambiente e baseado na norma ASME IX. Os CP's utilizados no teste de tração foram rompidos sob uma carga de tração axial. A resistência à tração foi calculada dividindo-se a carga de ruptura pela área da menor seção transversal, medidas retiradas antes do teste. Após o término do ensaio o sistema de operação da máquina mostrou os resultados obtidos nos testes do corpo de prova 05 (100%Ar) equivalente ao CP1 e corpo de prova 06 (25% CO₂ / 75%Ar) equivalente ao CP2. Os valores encontram-se na Figura 22:

Gráfico 1 – Curva de cisalhamento.



Fonte: autores

Em breve análise pode-se perceber que o CP2 teve um desempenho melhor quando comparado com o CP1. O CP1 apresentou um comportamento não esperado em que a peça demonstrou um alongamento na ZTA (Zona termicamente afetada), tendo uma curva de cisalhamento não muito definida, e onde sua tensão máxima foi abaixo da variação de 680-880MPa encontrado por Nilsson (1995) e Sandvik (2012) e no projeto de graduação de Souza (2012). Segundo Kah e Martikainen (2013) o aumento da quantidade de CO₂ no gás de proteção reduz a quantidade de porosidades na solda, que podem iniciar e direcionar rachaduras e promover fraturas quebradiças. Por sua vez, o CP2 suportou uma maior carga axial, onde sua tensão máxima foi de 770,29 Mpa, confirmando a variação de 680-880MPa mencionada anteriormente. Quando dividido a força aplicada pela seção reduzida do corpo de prova ainda assim obtiveram-se resultados superiores no CP2, o que indica que houve uma melhor fusão referente a junta soldada que teve como gás de proteção o argônio (Ar) e o dióxido de carbono (CO₂), indicando que a ruptura foi exatamente no material e não na solda. Nas figuras 27 a 30 estão representados os corpos de prova após o teste.

Figura 23 - CP 05 (100%Ar) após o teste (vista superior).



Fonte: Autores

Figura 24 - CP 05 (100%Ar) após o teste (vista lateral).



Fonte: autores

Figura 25 - CP 06 (25% CO₂ / 75%Ar) após o teste (vista superior).



Fonte: autores

Figura 30 - CP 06 (25% CO₂ / 75%Ar) após o teste (vista lateral).

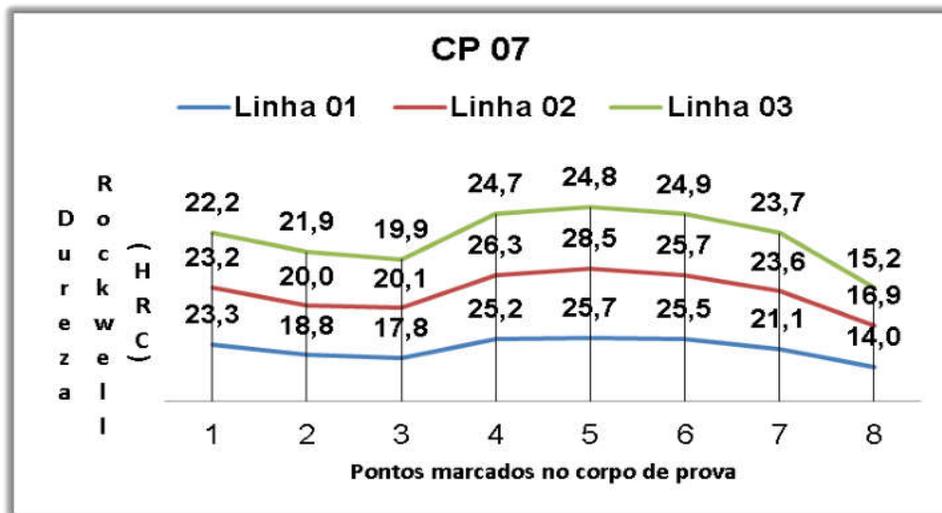


Fonte: autores

5.4 RESULTADOS ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL

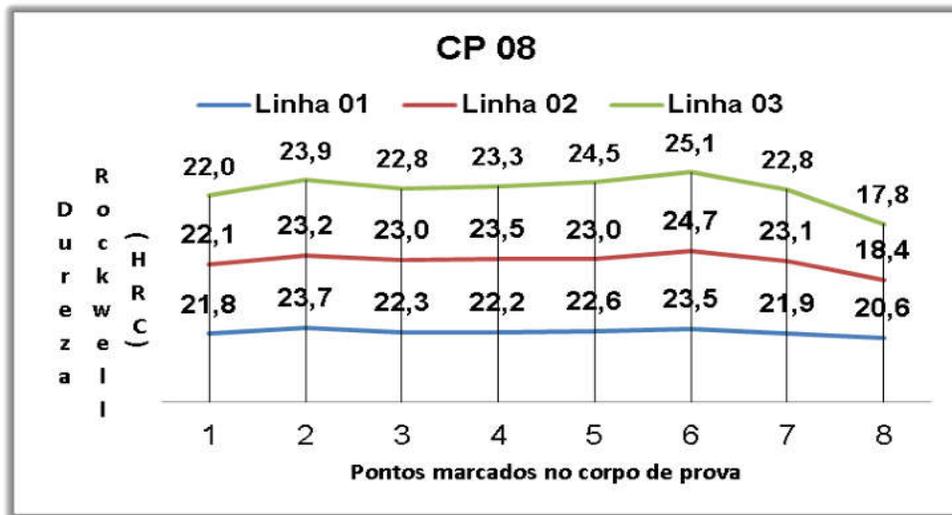
Os ensaios de dureza Rockwell, foram realizados conforme os procedimentos descritos na seção de metodologia e a seguir são apresentados os gráficos 2 e 3 com os resultados obtidos a partir dos ensaios de dureza Rockwell realizados no corpo de prova 07 (solda com gás de proteção 100%Ar) e no corpo de prova 08 (solda com gás de proteção 25%CO₂ / 75%Ar), respectivamente:

Gráfico 2 – Resultados do ensaio de dureza Rockwell C para o corpo de prova 07.



Fonte: Autores

Gráfico 3 – Resultados do ensaio de dureza Rockwell C para o corpo de prova 08.



Fonte: Autores

Analisando os resultados percebe-se que o corpo de prova cuja soldagem foi realizada com argônio puro, CP07, apresentou medidas de dureza mais elevadas que o corpo de prova cuja soldagem foi feita com a mistura de argônio e dióxido de carbono. Por outro lado, o corpo de prova soldado com mistura de argônio e dióxido de carbono, CP08, teve resultados de dureza mais uniformes e consistentes. Isso mostra que o dióxido de carbono, adicionado ao argônio como gás de proteção, pode agir como um estabilizador da solda, aumentando a sua tenacidade ao mesmo tempo em que diminui a sua dureza.

5.5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A principal função dos gases é proteger a poça de solda de reações adversas com gases atmosféricos. O oxigênio, nitrogênio e vapor de água presentes no ar ambiente podem causar contaminação da solda. A blindagem da solda, portanto, sempre envolve a remoção de gases potencialmente reativos da vizinhança da solda, impedindo os efeitos prejudiciais da atmosfera circundante sobre o metal fundido. Os gases de proteção também podem estabilizar o arco e aprimorar o modo de transferência de metal nos processos de soldagem a arco. Os gases de proteção têm um efeito distinto

na formação e na estrutura do plasma do arco. Esse plasma, composto de gás ionizado, metais derretidos, escórias, vapores e átomos e moléculas gasosos, pode ser controlado pela aplicação do gás de proteção apropriado. O gás de proteção também interage com a base e o metal de adição e, portanto, pode alterar as propriedades mecânicas básicas da área de solda, como resistência, tenacidade, dureza e resistência à corrosão. Além disso, os gases de proteção têm efeitos importantes na formação do cordão de solda e no padrão de penetração. A aplicação de diferentes gases de proteção pode resultar em diferentes perfis de penetração e cordão de solda. A porosidade na solda é um dos defeitos de soldagem mais comuns relacionados à atmosfera de blindagem.

Fica claro a partir do exposto que a seleção apropriada de gases do processo é uma consideração essencial para eficiência, qualidade e aceitabilidade geral da solda. Para atender a requisitos de soldagem precisos, geralmente é usada uma mistura de diferentes gases. Vários fatores devem ser levados em consideração ao selecionar a composição das misturas de blindagem, incluindo o tipo de material base e as reações químico-metalúrgicas entre os gases e a poça de solda.

Tabela 6 – Características dos Gases de Proteção

Gás	Peso Molecular	Densidade a 15°C e 1 atm (kg/m³)	Densidade Relativa a 15°C (ar = 1)	Atividade Química
Argônio	39,948	1,669	1,38	Inerte
Dióxido de Carbono	44,011	1,849	1,44	Oxidante

Fonte: KAH; MARTIKAINEN (2013)

Tabela 7 – Funções e Efeitos dos Gases de Proteção

Gás	Funções e Efeitos
Argônio	<ul style="list-style-type: none"> - Inerte - Sem qualquer componente reativo - Baixa energia de ionização - Alta densidade relativa e grande peso molecular - Proteção suficiente com baixas quantidades - Baixa condutividade térmica - Penetração limitada - Arco instável - Boa disponibilidade (0,94% no ar atmosférico) - Relativamente barato
Dióxido de Carbono	<ul style="list-style-type: none"> - Oxidante - Energia de dissociação relativamente alta - Estabiliza o arco quando utilizado com o Argônio - Alta voltagem do arco - Alta densidade - Bom efeito protetivo - Boa condutividade térmica - Boa penetração lateral - Menor porosidade - Extraído a partir de diferentes processos químicos - Boa disponibilidade - Barato

Fonte: KAH; MARTIKAINEN (2013)

O dióxido de carbono é um gás de proteção preferido para soldagem a arco de metal a gás de aços carbono, pois oferece vantagens como maiores velocidades de soldagem, maior penetração e menor custo. No entanto, o uso de dióxido de carbono puro é restrito devido a problemas associados a perdas de respingos e elementos devido à oxidação. Por outro lado, o argônio puro pode não ser adequado para a soldagem de aços carbono, pois pode não fornecer a estabilidade do arco e as características desejadas do cordão de solda. O argônio misturado com CO₂ é, portanto, preferido. Misturas de argônio com 5 a 20% de dióxido de carbono são muito comuns na soldagem de aços leves e de baixa liga. Alega-se que o aumento da quantidade de CO₂ no gás de proteção reduz a quantidade de porosidades na solda, que podem iniciar e direcionar rachaduras e promover fraturas quebradiças. Aumentar a porcentagem de CO₂ também melhora a formação de ferrita acicular, o que melhora a

tenacidade da solda e diminui a dureza.

6 CONCLUSÃO

É possível concluir que após a soldagem, análise e confronto dos resultados obtidos, que fica evidente a influência dos gases de proteção na geometria do cordão de solda. Observa-se uma melhor aparência do cordão, menor incidência de respingos e uma solda mais estreita e alta nas amostras utilizando 100% argônio. Essa menor largura encontrada nos corpos de prova 01 e 02 é explicada pela ausência do dióxido de carbono, resultando em uma menor tensão de soldagem.

Para os corpos de prova 1, 2, 3 e 4, tendo em vista a utilização dos mesmos parâmetros de soldagem para todos os depósitos de solda executados, independente da escolha do gás de proteção utilizado, sendo 100% argônio e 0% dióxido de carbono ou 75% argônio e 25% dióxido de carbono a microestrutura obteve a microestrutura similar, e foi possível verificar a precipitação da ferrita (matriz escura) e os grãos austeníticos (grãos brancos). Através do uso de microscópio, consegue-se identificar e separar os perfis de solidificação, sendo eles o metal base, zona de crescimento de grão e o cordão de solda propriamente dito.

No ensaio de tração, verifica-se que o corpo de prova 06 com a solda realizada a base de 75% argônio e 25% dióxido de carbono teve um melhor desempenho no ensaio, atingindo tensões máximas de escoamento de 681,78 MPa e tensão máxima de 770,29 MPa, confirmando as referências, tendo uma curva de cisalhamento bem definida, bem como a resistência maior a forças axiais. Já o corpo de prova 05, apresentou um comportamento não esperado em que a peça demonstrou um alongamento na ZTA (Zona termicamente afetada), onde houve a ruptura não definida e sua tensão máxima obteve variação menor que a referência 680-880MPa, sendo que o ensaio não atingiu o esperado, o indicado seria o preparo de nova amostra com a mesma mistura e mesmos parâmetros de soldagem para a obtenção de novos resultados.

Com relação ao ensaio de dureza Rockwell C, pode-se notar uma homogeneidade entre as linhas do mesmo gráfico, porém uma grande diferença nos gráficos das duas amostras (corpos de prova 7 e 8) quando comparadas, tendo a solda com 100%

argônio e 0% dióxido de carbono, picos de dureza mais altos nos pontos 4 e 5 (centro do cordão de solda) se comparado a amostra com mistura de 75% argônio e 25% dióxido de carbono, ficando evidente a influência da atmosfera gasosa na dureza do material. O corpo de prova soldado com mistura de argônio e dióxido de carbono, CP08, teve resultados de dureza mais uniformes e consistentes. Isso mostra que o dióxido de carbono, adicionado ao argônio como gás de proteção, pode agir como um estabilizador da solda, aumentando a sua tenacidade ao mesmo tempo em que diminui a sua dureza.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVAREZ-ARMAS, I. **Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys**. Recent Patents on Mechanical Engineering (1), 51-57. 2008.

ALVES, J. V. **Desenvolvimento de envelopes operacionais para processo MIG/MAG robotizado com diferentes gases de proteção**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

AGARWAL, D. C. **Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries**. Key Engineering Materials. n. 2 v. 20-28, p. 1677-92, 1988.

AWS A5.9M, (2011). **Welding Consumables – Gases and Gas Mixtures for Fusion Welding and Allied Processes 2nd ed**. AMERICAN WELDING SOCIETY.

BARRA, S. R. **Influência do Processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida**. 2003. Tese (doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, 2003.

CABRERA, J.M.; MATEO, A.; LLANES, L.; PRADO, J.M.; ANGLADA, M. **Hot deformation of duplex stainless steels**. Journal of Materials Processing Technology. v. 143-144.p 321-325. 2003.

CHUN, E. J. BABA, H. NISHIMOTO, K. SAIDA, K. **Precipitation of sigma and chi phases in δ -ferrite of Type 316FR weld metals**. Materials Characterization, v. 86, p. 152–166, 2013

CORAINI. R. **Soldagem GMAW-P robotizada: Influência do tipo de chanfro, tecimento e sentido da laminação na distorção angular**. Projeto de pós-graduação em Engenharia Mecânica na Universidade Estadual Paulista – Campus de Bauru, São Paulo, 2011.

CORTIE, M. B., JACKSON, E. M. L. E. M. **Simulation of the precipitation of sigma phase in duplex stainless steels**. Metall. Mater. Trans. A, v. 28, pp. 2177-2484, 1997.

COSTA, T. F. **Avaliação de Critérios de Estabilidade do Processo MIG/MAG Curto-circuito na Soldagem de Aços Inoxidáveis Austenítico e Duplex**. Tese de doutorado, Universidade Federal de Uberlândia. 2014.

Da SILVA, E. M., **Estudo da Correlação entre o aporte térmico, as propriedades magnéticas e a corrosão sob tensão em juntas soldadas de aço inoxidável ferrítico AISI-409**. Tese de doutorado- Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2011.

DILLENBECK, V. R.; CASTAGNO, L. **The effects of various shielding gases and associated mixtures in GMA welding of mild steel**. *Welding Journal*, Miami, p. 45-49, setembro, 1987.

ECKENROD, J. J. PINNOW, K. E. **Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel**. In: *New developments in stainless steel technology*. Detroit 1984 p. 77-87.

EDITORA FEITAL, 2009. Disponível em: <<http://moldesinjecaoplasticos.com.br/acos-inoxidaveis-duplex-uma-opcao-que-deve-ser-considerada/>> acesso 17 de novembro 2018.

FILHO, F. D. **Influência do gás de proteção na soldagem MIG / MAG do aço inoxidável ferrítico com arames ferríticos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2007.

FORTES, C.; ESAB. **Metalurgia da soldagem**. Apostila técnica. Disponível em <<https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostilametalurgiasoldagem.pdf>> Acesso em 16 de novembro 2018.

FORTES, C.; ESAB. **Soldagem MIG / MAG**. Apostila técnica. Disponível em <http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf> Acesso em 12 de novembro 2018.

FRÉCHARD, S.; MARTIN, F.; CLÉMENT, C.; COUSTY, J. **AFM and EBSD combined studies of plastic deformation in a duplex stainless steel.** Materials Science and Engineering: A. v. 418.n.1-2. p 312-319. 2006.

Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem. FBTS. **Apostila de preparação para as aulas práticas – Ensaio visual e Dimensional do curso de inspetor de soldagem.** Disponível em:

<http://www.fbts.org.br/quantum/cursos/000071/downloads/M4_D16_4_AP_Ensaio%20visual%20e%20dimensional.pdf> acesso em 6 de Abril de 2019.

GARCÍA-RENTERÍA, M., MORELOS, V., HERNÁNDEZ, R. G., PÉREZ, L. D., OCHOA, G. E. e SÁNCHEZ, J. G. **Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity.** Applied Surface Science, 252–260. 2014

GHOSH, S. K.; MAHAT, D.; ROYCHAUDHURI, R.; MONDAL, R. **Effect of rolling deformation and solution treatment on microstructure and mechanical properties of a cast duplex stainless steel.** Bulletin of Materials Science. v. 35. n. 5. p 839-846.2012

GROETELAARS, PETER JAN. **Influência da Variação de Parâmetros de Soldagem Sobre a Transferência Metálica e Perfil do Cordão no Processo MIG/MAG Duplo-Arame.** 2005.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels- Microstructures, properties and applications.** Abington Publishing, Cambridge, England. 2003. 204p.

GUO, Y. J., SUN, T. Y., HU, J. C., JIANG, Y. M., JIANG, L. Z. e LI, J. **Microstructure evolution and pitting corrosion resistance of the Gleeble-simulated heat-affected zone of a newly developed lean duplex stainless steel 2002,** J. Alloy. Compd. 658 1031–1040. 2016.

IMOA, International Molybdenum Association. **Practical Guidelines for the Fabrication**

of Duplex Stainless Steels. 3rd Edition, London, 2014.

KAH, P., MARTIKAINEN, J. **Influence of shielding gases in the welding of metals**. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 64, p. 1411-1421, 2013.

KARLSSON, L.; RYEN, L.; PAK, S. **Precipitation of intermetallic phases in 22% Cr duplex stainless weld metals**. Welding Journal, p.28s-40s, january 1995.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels. v.1 - Fundamentals, 4 Ed.** Miami, Florida, USA. AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS), 1994. 940 p.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey, USA: Wiley - Interscience – John Wiley & Sons, Inc., Publications. 2005.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. **Recent developments in stainless steels**. Materials Science and Engineering R: Reports, v. 65, n. 4-6, p. 39–104, 2009.

LONDOÑO, A. J. R. **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**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 199

LU, S.; FUJII, H.; NOGI, K. Influence of welding parameters and shielding gas composition on GTA Weld Shape. **ISIJ International**, v. 45, n. 1, p. 66-70, 2005.

MAGALHÃES M.; **Formação de fase sigma em aço inoxidável duplex SAF 2205 – efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C**. Relatório científico do Laboratório de Materiais do Centro Universitário da UNIFEI, Minas Gerais, 2004.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte, Editora UFMG, 2005.

MARQUES, P. V.; GOTTARDO, A. I.; DE PARIS, A. F. **Estudo da geometria de**

cordão de solda em Alumínio efetuada com o processo MIG Pulsado. In: XXI CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA E TECNOLÓGICA. - CRICTE, 2006, Ijuí - RS.

MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável Superduplex ASTM A890 / A890M Grau 6A.** Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de São Paulo. 2006.

METROLOGIA E MEDIÇÕES. **Ensaio de dureza Rockwell** Disponível em: <<https://metrologiaemedicoes.wordpress.com/2017/11/13/ensaio-de-dureza-rockwell/>> acesso em 20 de novembro de 2019.

MICHALSKA, J.; SOZANSKA, M. **Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel.** Materials Characterization, v. 56, p. 355-362, 2006.

MOREIRA, F. A. **Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista, São Paulo, 2008.

MOURA, V.S.; LIMA, J.M.; PARDAL, J.M.; KINA, A.Y.; CORTE, R.R.A.; TAVARES, S.S.M. **Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803.** Materials Characterization, v. 59, p. 1127-1132. 2008.

NILSSON, J. O. **Super duplex stainless steels.** Materials Science and Technology, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.

NORDSTROM, J. RUNG, B. **Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi L'acciaio inossidabile v.2.** 1995 p.7-12.

NUNESI E. B.; BATISTAI H. J.; BARRETOII A. S.; MARQUESII J. S.; MOTTAI M. F., 2012. **Influência da energia de soldagem na microestrutura e na microdureza de revestimentos de aço inoxidável duplex.** Disponível em

<http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242012000200005>
acesso em 15 de novembro de 2019.

ORTIZ, N.; CUIEL, F.F.; LÓPEZ, V.H.; RUIZ, A. **Evaluation of the intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with thermoelectric power measurements.** Corrosion Science. v. 69. p. 236-244. 2013.

PISANO L. J.; **Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas.** Projeto de graduação em Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2010.

PUHL, EDUARDO BIDESE. **Desenvolvimento de Tecnologias no Processo MIG/MAG para Aumento de Produtividade e Melhoria da Qualidade Mediante o Uso da Polaridade Negativa.** Disponível em: <<http://www.labsolda.ufsc.br/public/teses-e-dissertacoes/dissertacoes/177-desenvolvimento-de-tecnologias-no-processo-migmag-para-aumento-de-produtividade-emelhoria-da-qualidade-mediante-o-uso-da-polaridade-negativa>> acesso em: 03 de novembro de 2019

RESENDE A. A. **Uma contribuição à análise dos parâmetros de soldagem do processo plasma-mig com eletrodos concêntricos.** Dissertação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, 2009.

REVISTA CORTE E CONFORMAÇÃO EDIÇÃO MARÇO. **Os prestadores de serviço de calderaria,** ARANDA EDITORA, 2017. Disponível em: <<http://www.arandanet.com.br/assets/revistas/ccm/2017/marco/index.php>> Acesso em: 19 de novembro de 2018.

REVISTA NUCLEO INOX. **Aços inox duplex, uma opção que deve ser considerada.** <<http://moldesinjecaoplasticos.com.br/acos-inoxidaveis-duplex-uma-opcao-que-deve-ser-considerada/>> Acesso em 04 de agosto de 2019.

REVISTA DO AÇO. **Gases de Proteção para Soldagem ao Arco Elétrico.** Disponível

em <<http://www.revistadoaco.com.br/gases-de-protecao-para-soldagem-ao-arco-eletrico/>> Acesso em 04 de agosto de 2019.

ROHDE, R. A. **Metalografia Preparação De Amostras - Uma abordagem prática.** LEMM Laboratório de Ensaios Mecânicos e Materiais, Santo Ângelo, 2010.

SAHU, J. K.; KRUPP, U.; GHOSH, R. N; CHRIST, H. J. **Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel.** Materials Science and Engineering A. 2009.

SCOTTI, AMÉRICO.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho.** São Paulo: Artliber Editora, 2008.

SENATOREI M.; FINZETTO L.; PEREA E.; **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L.** Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0370-44672007000100027> acesso em 20 de novembro de 2019.

SIEURIN, H., SANDSTROM, R. **Fracture toughness of a welded duplex stainless steel.** Engineering Fracture, Mechanics, v.73, pp. 377-390. 2006b.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais,** Editora Edgard Blucher, São Paulo, 2006.

SITE INFOMET. **Aços inoxidáveis duplex.** PRODWEB. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=207>> acesso em 30 de março de 2019.

SITE INFOSOLDA. **Processo mig/mag – Modos de transferência.** Disponível em: <<https://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/175-processo-mig-mag-modos-de-tranferencias>> acesso em 6 de abril de 2019.

SOUZA L. R. **Avaliação das propriedades mecânicas e morfológicas aço inoxidável duplex UNS S31803 antes e após o curvamento por indução**

eletromagnética. Projeto de graduação ao curso de engenharia mecânica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.

TATAGIBA L. C. S., GONÇALVES R. B., PARANHOS R. P. R.. **Efeito da Adição de H₂ aos Gases de Proteção Convencionais na Soldagem GMAW do Aço C e Transferência por Curto-Circuito. Parte 1: Qualidade do Cordão e Estabilidade da Transferência.** Disponível em:

<http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242017000300309>
acesso em 17 de novembro de 2019.

TATAGIBA L. C. S. **Formulação de gases de proteção com adições de gases redutores para a soldagem MIG/MAG.** Centro de Ciência e Tecnologia – CCT, Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, 2015.

Teske, M. (2006) **Influência da composição do gás de proteção na soldagem do aço ASTM A516 pelo processo GMAW.** Tese (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Curitiba – PR, Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR, 104p.

Universidade de São Paulo. USP. **Aços inoxidáveis: Tipos, Propriedades, Microestruturas.** Acesso em 20 de novembro de 2019.

ZIEDAS, SELMA. TATINI, IVANISA. **Coleção Tecnológica Senai Soldagem.** Estante Virtual. Editora: SENAI, 1997.

WAINER, E.; BRANDI, D.S.; e HOMEN, F.D. **Soldagem Processos e Metalurgia.** Ed. Edgard Blucher - SP. Brasil, 1992.

ZHANG, Z. Y., ZHANG, H. Z., ZHAO, H. e LI, J. **Effect of prolonged thermal cycles on the pitting corrosion resistance of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel, Corros. Sci.** 103 189–195. 2016.