



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**JOÃO CAIRO PEREIRA ALCÂNTARA**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO<sub>2</sub> NA SOLDAGEM MIG/MAG DO AÇO  
INOXIDAVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE A GEOMETRIA E O  
BALANÇO DE FASES.**

**FORTALEZA**

**2018**

**JOÃO CAIRO PEREIRA ALCÂNTARA**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO<sub>2</sub> NA SOLDAGEM MIG/MAG DO AÇO  
INOXIDAVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE A GEOMETRIA E O  
BALANÇO DE FASES.**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

**FORTALEZA**

**2018**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

A319i Alcântara, João Cairo Pereira.

Influência do teor de CO<sub>2</sub> / João Cairo Pereira Alcântara. – 2018.  
73 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Mecânica, Fortaleza, 2018.

Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

1. MIG/MAG. 2. Soldagem. 3. Gás de proteção. I. Título.

CDD 620.1

---

**JOÃO CAIRO PEREIRA ALCÂNTARA**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE CO<sub>2</sub> NA SOLDAGEM MIG/MAG DO AÇO  
INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS 32750(SAF 2507) SOBRE A GEOMETRIA E O  
BALANÇO DE FASES.**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Aprovada em: 02/07/2018.

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva (Orientador)

Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta

Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda

Universidade Federal do Ceará (UFC)

A minha avó Esmerinda, meu irmão Caio, meu pai Alcântara e ao LPTS.

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar a Deus e a espiritualidade superior.

A minha avó Esmerinda, pelo amor incondicional.

Ao meu pai, Alcântara e meu irmão, Caio, por todo apoio e educação dados por toda minha vida. Ao meu tio Hilmar pelo exemplo.

A minha mãe Soraya, pelo amor dispendido a mim mesmo de longe.

Ao professor Dr. Cleiton Carvalho Silva, pela orientação desse trabalho.

A minha namorada Lara, pelo companheirismo e paciência.

Aos Professores Dr. Helio Cordeiro de Miranda e Professor Dr. Marcelo Ferreira Motta, pelo seu tempo disponibilizado pela leitura e participação da banca desse trabalho.

Aos todos os companheiros de Baja com quem trabalhei Carlos Eduardo, Ítalo Neves, Winner Nobre, Gabriel Fábian, Victor Cavalcante, Dyego Ramsés, Hiago Maciel, Jean Carlo e Lucas Luppi, Lucas Luchese, Caio Torres, Marcelo Albuquerque, Gabriel Laureano.

Aos ex-bajeiros que me passaram conhecimento na época de Baja, Wolfgang Frederick, Fernando Meneses, Guilherme Terceiro, Davi Marinho, Daniel Nunes, André Valente, Hayner Esteves, Thiago Meneses e Alan Andrade.

Aos amigos que me acompanharam pelo curso e com quem pude compartilhar conhecimentos e companheirismo, Tiago de Siqueira, Lucas Hideki, Lucas Carlos, Victor Melos, Carlos Ítalo, Felipe Martins, João Paulo, Gustavo Maia, Mateus Maia, Mateus Lopes, Henrique Belchior, João Victor, Fabricio Ramos, Luiz Eurico e Abdias.

Aos meus amigos do curso técnico cuja amizade ainda persiste após longos anos, Eric, Tiago, Felipe, Helano, Thalisson, Santiago, Kerginaldo, Jonas, Elizeu e Gabriel.

Aos professores do LPTS, pela paciência e oportunidade de trabalho e aprendizado.

Aos companheiros de trabalho do LPTS, Igor Fernandes, Everton, Edvan, Victor Salvador, Jamil, Pedro Helton, Davi Ribeiro, Delaney, Emerson Miná, Fernando, Wendrio, Cicero, Assis.

A todos os demais professores do curso de engenharia mecânica, Paulo Alexandre, André Bueno, Edilson Dias, Luiz Soares, Roberto Bezerra, Marcelo Mota, e que compartilharam de seus conhecimentos para crescimento profissional coletivo.

“Só se pode alcançar um grande êxito quando nos  
mantemos fiéis a nós mesmos”

Friedrich Nietzsche

## RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) ganham mais empregabilidade a cada dia e possuem propriedades que são ideais para certas aplicações, boas propriedades mecânicas e elevada resistência a corrosão. Tais propriedades se devem a constituição bifásica destas ligas que mesclam ferrita( $\alpha$ ) e austenita( $\gamma$ ) e o balanço entre estas duas fases é extremamente importante para mantê-las. Estes aços impõem dificuldades no processo de soldagem. O gás de proteção tem já conhecida influência sobre o processo de soldagem, o uso de  $\text{CO}_2$  é recomendado para minimizar as dificuldades que estas ligas impõem, como a baixa portanto é necessário investigar os efeitos do seu uso no processo, sobre o balanço de fases e suas propriedades geométricas. Foram executadas soldagens de simples deposição MIG/MAG em modo de transferência pulsado, do eletrodo AWS E2594, sobre os metais de base SAE 1010 e S32750 (SAF 2507), alterando a composição do gás de proteção ternário ( $\text{He}+\text{Ar}+\text{CO}_2$ ) através da adição de  $\text{CO}_2$ , alterando o teor de Ar na mistura em diferentes níveis de energia. Posteriormente houve a análise superficial dos cordões, das propriedades geométricas (penetração, reforço, largura e diluição) e do balanço de fases do metal de solda, para avaliar os efeitos da variação de energia e da mudança do gás de proteção nessas propriedades. Durante a soldagem foi notado aumento da tensão média, ocasionada pelo aumento do teor de  $\text{CO}_2$  na mistura. Na análise superficial do cordão foi possível notar que o aumento do teor de  $\text{CO}_2$  elevou a quantidade de respingos em torno do cordão de solda. Nas propriedades geométricas houve grande variação de comportamento. Na penetração, os maiores valores ocorreram na energia de  $1,5\text{kJ mm}^{-1}$  e nos teores de 4% de  $\text{CO}_2$  na mistura. No reforço a queda ocorreu de forma mais significativa a partir do teor de 4% de  $\text{CO}_2$ , enquanto que energias mais altas produziram maiores valores de reforço. No que se refere a largura, altas energia provocaram maiores larguras por aumentar o volume de material depositado por conta da técnica de aumento da energia, já o aumento do teor de  $\text{CO}_2$  contribuiu para a queda da largura do cordão, o que se pode ser atribuído à presença do He na mistura e seu movimento preferencial da poça de soldagem. A diluição teve valores mais baixos para as energias mais altas, o que se acredita ser efeito da barreira gerada pela maior quantidade de material depositado que impediu a fusão do metal base. Na quantificação do teor de ferrita observou-se uma acentuada queda nas amostras de soldagem dissimilar por conta da introdução de ferro no metal de solda advindo do metal de base. Ainda para as soldagens dissimilares, o aumento do teor de  $\text{CO}_2$  promoveu queda no teor de ferrita, com exceção das amostras com energia de  $0,5\text{ kJ/mm}$ , onde o aumento do teor de  $\text{CO}_2$  gerou um aumento do teor de ferrita, o que se pode creditar a uma alta velocidade de resfriamento. Para as soldagens similares a energia teve efeito de tendência da diminuição do teor de ferrita, seguido pelo aumento do teor de  $\text{CO}_2$ , pois ambos promoveram redução da velocidade de resfriamento. Para os níveis de energia de  $0,5\text{ kJ/mm}$ , o aumento do teor de  $\text{CO}_2$ , promoveu aumento do teor de ferrita. Em suma, os resultados indicam que o teor de  $\text{CO}_2$  tem efeitos nas propriedades geométricas, geram um aumento da tensão do arco, aumenta o número de respingos em torno do cordão de solda e promove queda do teor de ferrita, para as ligas de AISD utilizadas.

**Palavras-chaves:** Gases de Proteção, MIG/MAG; Aço inoxidável superduplex



## ABSTRACT

Super duplex stainless steel (SDSS) is gaining more employability every day. It has properties that are ideal for certain applications, good mechanical properties and high resistance to corrosion. These properties are due to the biphasic constitution of these alloys that combine ferrite ( $\alpha$ ) and austenite ( $\gamma$ ) and the balance between those two phases is extremely important to keep them. These steels impose difficulties in the welding process. The protective gas is already known to have influence on the welding process. The use of  $\text{CO}_2$  is recommended to minimize the difficulties that these alloys impose, therefore it is necessary to investigate the effects of its use in the process, on the phase balance and its geometric properties. Simple deposition gas metal arc welding (GMAW) was carried out in pulsed transfer mode of AWS E2594 electrode on base metals SAE 1010 and S32750 (SAF 2507), altering the composition of the ternary protection gas ( $\text{He} + \text{Ar} + \text{CO}_2$ ) through addition of  $\text{CO}_2$ , altering the Ar content in the mixture at different energy levels. Afterwards, surface analysis of the strands, of geometric properties (penetration, reinforcement, width and dilution) and of phase balance of the weld metal was performed to evaluate effects of the energy variation and of the change of protection gas in these properties. During welding, it was noticed an increase of average tension, caused by increase of the  $\text{CO}_2$  content in the mixture. In the surface analysis of the cord, it was possible to notice that the enhance of  $\text{CO}_2$  content increased the amount of spatter around the weld bead. In geometric properties, there was a great variation of behaviour. In the penetration, the highest values occurred in the energy of  $1.5 \text{ kJ mm}^{-1}$  and in the contents of 4% of  $\text{CO}_2$  in the mixture. In the reinforcement, the fall occurred more significantly from  $\text{CO}_2$  content at 4%, while higher energies produced higher reinforcement values. In terms of width, high energy caused greater widths by increasing the volume of material deposited by the energy increase technique, since increase in  $\text{CO}_2$  content contributed to the decrease in cord width, which can be attributed to presence of the He in the mixture and its preferential movement of the welding well. Dilution had lower values for higher energies, which is believed to be the effect of the barrier generated by the greater amount of deposited material that prevented the melting of the base metal. In the quantification of the ferrite content, a marked decrease in dissimilar welding samples was observed due to the introduction of iron into the weld metal from the base metal. In addition for the dissimilar weldings, the increase of  $\text{CO}_2$  content, promote a decrease of ferrite contente, excepting 0,5 kJ/mm weldings, where increasing  $\text{CO}_2$  content led to an increase of the ferrite contente, this could be explained due increase of the colling speed. For the similar weldings, energy had a tendency effect of the decrease of ferrite content, followed by increase of  $\text{CO}_2$  content, as both promoted reduction of the cooling rate. For energy levels of 0.5 kJ/mm, increase of  $\text{CO}_2$  content, promote increase in ferrite content. In summary, the results indicate that  $\text{CO}_2$  content has effects on geometric properties, generates an increase of arc voltage, increase the number of spatter around the weld bead and promotes a decrease in the ferrite content, according to the SDSS alloy used.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1-Microestrutura da liga SAF 2594 .....	20
Figura 2- Equipamento do Processo MIG/MAG .....	23
Figura 3- Perfil geral do cordão de solda.....	25
Figura 4-Condutividade térmica de alguns gases .....	25
Figura 5- Representação das transferências metálica do processo MIG/MAG .....	26
Figura 6 - Braço robótico e Fonte de soldagem MIG/MAG .....	29
Figura 7- Ferritoscópio.....	30
Figura 8- Microscópio ótico.....	30
Figura 9- Fluxograma de trabalhoFonte: Autor.....	31
Figura 10- Politriz de Preparação metalográfica .....	34
Figura 11- Geometria do cordão de solda(L - Largura; R-Reforço; P - Penetração; $\theta$ - Angulo de molhamento).....	35
Figura 12- Esquema hipotético da relação entre tensão de soldagem(em função da tensão de regulagem) e o teor de CO <sub>2</sub> no gás de proteção que oferece a melhor regularidade de transferência metálica.....	38
Figura 13- Tensões médias adquiridas para a soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem. ....	39
Figura 14- Tensões médias adquiridos para a soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507).....	39
Figura 15- Aspecto superficial e seção transversal das amostras C0.....	41
Figura 16-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C2 .....	42
Figura 17-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C4 .....	43
Figura 18-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C8 .....	44
Figura 19-Aspecto superficial e seção transversal das amostras S0 .....	45
Figura 20- Aspecto superficial e seção transversal das amostras S2 .....	46
Figura 21- Aspecto superficial e seção transversal das amostras S4 .....	47
Figura 22-Aspecto superficial e seção transversal das amostras S8 .....	48
Figura 23- Penetração dos cordões de soldagem dissimilar do aço AISI 1010 com eletrodo AWS ER 2594L.....	52
Figura 24-Penetração dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L.....	53
Figura 25-Reforço dos cordões de soldagem dissimilar do aço AISI 1010 com eletrodo AWS ER 2594L .....	55
Figura 26-Reforço dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L.....	56
Figura 27- Largura dos cordões de soldagem dissimilar do aço AISI 1010 com eletrodo AWS ER 2594L.....	58
Figura 28- Largura dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L.....	59

Figura 29- Diluição dos cordões de soldagem dissimilar do aço AISI 1010 com eletrodo AWS ER 2594L .....	60
Figura 30-Diluição dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L.....	61
Figura 31- Teor de ferrita dos cordões de soldagem dissimilar do aço AISI 1010 com eletrodo AWS ER 2594L .....	63
Figura 32- Teor de ferrita dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L .....	64
Figura 33- Diagrama WRC-1992 .....	65
Figura 34- Diagrama WRC-1992 editado pelo autor .....	67
Figura 35- Fotografia da microscopia optica(Lado direito) e a quantificação do software SVRNA(Lado esquerdo).....	67
Figura 36- Teor de ferrita dos cordões de soldagem similar do aço UNS S32750 com o eletrodo AWS ER 2594L (Quantificado no SVRNA).....	68

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Potencial de ionização e condutividade térmica de gases de proteção do arco elétrico em soldagem.....	24
Tabela 2- Composição Química Metal de Base SAF 2507.....	28
Tabela 3- Composição Química Metal Base SAE 1010.....	28
Tabela 4- Composição química metal de solda AWS E2594.....	28
Tabela 5- Parâmetros fixos.....	32
Tabela 6- Parâmetros de pulso.....	32
Tabela 7- Fatorial completo.....	33
Tabela 8 – Parâmetros adquiridos para a soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem. ....	36
Tabela 9- Parâmetros adquiridos para a soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507) .....	37
Tabela 10- Características geométricas dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem. ....	49
Tabela 11- Características geométricas dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507) .....	50
Tabela 12- Valores médios do teor de ferrita, medido com ferritoscópio, das amostras de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem. ....	62
Tabela 13- Valores médios do teor de ferrita, medido com ferritoscópio, das amostras de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507).....	62
Tabela 14-Ni e Cr equivalente para as amostras de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.....	65
Tabela 15- Cr e Ni equivalente do metal de adição aço inoxidável superduplex AWS E2594. ....	66
Tabela 16- Valores médios de ferrita dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507).....	68

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1- Cromo equivalente do Diagrama WRC-1992 .....	64
Equação 2- Niquel equivalente método do Diagrama WRC-1992 .....	64

## LISTA DE ABREVIADURAS E SIGLAS

AID	Aço inoxidável Duplex
AISD	Aço inoxidável Superduplex
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem
DBCP	Distância Bico de contato-peça
MIG	Metal Inerte Gás
MAG	Metal Active Gás
Cr Eq.	Cromo Equivalente
Ni Eq.	Níquel Equivalente

## LISTA DE SÍMBOLOS

Cr	Cromo
$\gamma$	Austenita
$\alpha$	Ferrita
Ni	Níquel
N	Nitrogênio
Mo	Molibdênio
C	Carbono
Mn	Manganês
Al	Alumínio
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
Ar	Argônio
He	Hélio
CO <sub>2</sub>	Dióxido de Carbono
Cr/Ni	Razão Cromo/Níquel

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>16</b>
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	<b>18</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>19</b>
<b>3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS</b> .....	19
<b>3.1.1 Aços inoxidáveis Duplex (AID) e Superduplex (AISD)</b> .....	20
<b>3.2 SOLDAGEM MIG/MAG</b> .....	22
<b>3.2.1 Gases de proteção no processo MIG/MAG</b> .....	23
3.2.1.1 Gases mais utilizados em soldagem MIG/ MAG de AISD .....	24
<b>3.2.2 Transferência metálica no processo MIG/MAG</b> .....	26
<b>4. MATERIAIS E METODOS</b> .....	<b>28</b>
<b>4.1 MATERIAIS</b> .....	28
<b>4.2 MÉTODOS</b> .....	31
<b>4.2.1 Soldagem cordão simples.</b> .....	31
<b>4.2.2 Análise dos cordões soldados.</b> .....	33
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>36</b>
<b>5.1 SOLDAGEM SIMPLES DEPOSIÇÃO</b> .....	36
<b>5.2. ANÁLISE GEOMÉTRICA DOS CORDÕES.</b> .....	40
<b>5.2.1 Penetração</b> .....	50
5.2.1.1 Penetração das amostras de soldagem dissimilar. ....	50
5.2.1.2 Penetração das amostras de soldagem similar. ....	52
<b>5.2.2 Reforço</b> .....	54
5.2.2.1 Reforço das amostras de soldagem dissimilar .....	54
5.2.2.2 Reforço das amostras de soldagem similar .....	55
<b>5.2.3 Largura</b> .....	57
5.2.3.1 Largura das amostras de soldagem dissimilar .....	57
5.2.3.1 Largura das amostras de soldagem similar .....	58
<b>5.2.4 Diluição</b> .....	59
5.2.3.2 Diluição das amostras de soldagem similar .....	59
5.2.3.2 Diluição das amostras de soldagem dissimilar .....	60
<b>5.3 QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO DE FERRITA</b> .....	61
<b>6. CONCLUSÃO</b> .....	<b>70</b>
<b>REFERENCIAS</b> .....	<b>71</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex (AID e ASID, respectivamente), vem sendo cada vez mais utilizados, principalmente no setor petrolífero. Estas ligas possuem grande potencial já que combinam boas propriedades mecânicas com uma elevada resistência a corrosão. Essa combinação se deve ao fato da liga possuir um balanço entre as fases de austenita( $\gamma$ ) e ferrita( $\alpha$ ), com cada uma contribuindo com parte dessas propriedades. Porém, falando mais especificamente do processo de soldagem, os usos destas ligas impõem desafios em sua aplicação, já que, é necessário manter essas propriedades controladas após o processo.

Os AID e AISD possuem especificidades conhecidas na sua soldabilidade, causadas principalmente por sua baixa condutividade térmica, que provocam problemas na sua molhabilidade. A adição de  $\text{CO}_2$  no gás de proteção visa a melhora da fluidez da poça que se refletirá nas propriedades geométricas do cordão de solda (penetração, largura, reforço), já que materiais com baixa molhabilidade podem ter seus perfis geométricos afetados pela composição do gás de proteção.

Porém o aumento do teor de  $\text{CO}_2$  no gás de proteção pode ter consequências diretas no balanço entre as fases presentes nos AID e AISD, por isso a necessidade de mensurar os efeitos sobre este balanço, já que a proporção destas fases tem influência direta nas propriedades do material processado.

Além disso, nas soldagens de AID e AISD, a energia de soldagem é constantemente associada a mudanças microestruturais e desempenho das soldagens. O relacionamento da liga com o metal de base também é realmente importante, para mensurar as consequências da soldagem desse metal com ligas similares e dissimilares, principalmente no que tange a inserção de outros elementos no metal de solda.

Apesar da gama crescente de trabalho sobre estas ligas, há muitos aspectos ainda por se explorar em que não há consenso sobre influência dos fatores, como energia e a composição do gás de proteção. Explorar o uso de misturas diferentes de gases é importante para aumentar as possibilidades do uso em soldagens desse tipo, logo, este trabalho busca contribuir na exploração de novas misturas para melhora da soldagem dos AISD.

Deste modo é esse trabalho se propõe a estudar a influência do teor de CO<sub>2</sub> em diferentes níveis de energia, sobre soldagens similares e dissimilares, nas características geométricas e no balanço de fase.

## 2. OBJETIVOS

Observar a influência do aumento do teor de CO<sub>2</sub>, com consequente queda do Ar, tendo como base uma mistura de 62%Ar+38%He, para diferentes níveis de energia em soldagens de UNS S322750(SAF 2507) e SAE 1010 com eletrodo AWS ER 2594L, nas propriedades geométricas e balanço entre as fases.

Objetivos específicos:

- Analisar a mudança no aspecto superficial dos cordões de solda, gerada pelo aumento do teor de CO<sub>2</sub> e diferentes níveis de energia de soldagem.
- Investigar a influência do teor de CO<sub>2</sub> e de diferentes níveis de energia nas propriedades geométricas (Reforço, penetração e largura)
- Investigar a influência do teor de CO<sub>2</sub> e da energia de soldagem sobre a diluição
- Estimar o efeito do teor de CO<sub>2</sub> e da energia sobre o balanço de fases do metal de solda.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contém um baixo teor de carbono e no mínimo 10,5% de Cromo (Cr), podem conter outros elementos de liga. De acordo com a proporção dos outros elementos, a liga pode assumir tanto propriedades mecânicas, quanto um considerável aumento da resistência a corrosão. (Sanchez,2009)

A adição de cromo a ligas metálicas é um aumento da resistência a corrosão, pois este metal promove a formação de uma camada passiva, resultado da sua reação com meio oxidante (mais comum o ar). Esta película é estável e resistente e protege o substrato das intempéries corrosivas. (Gunn, 2003)

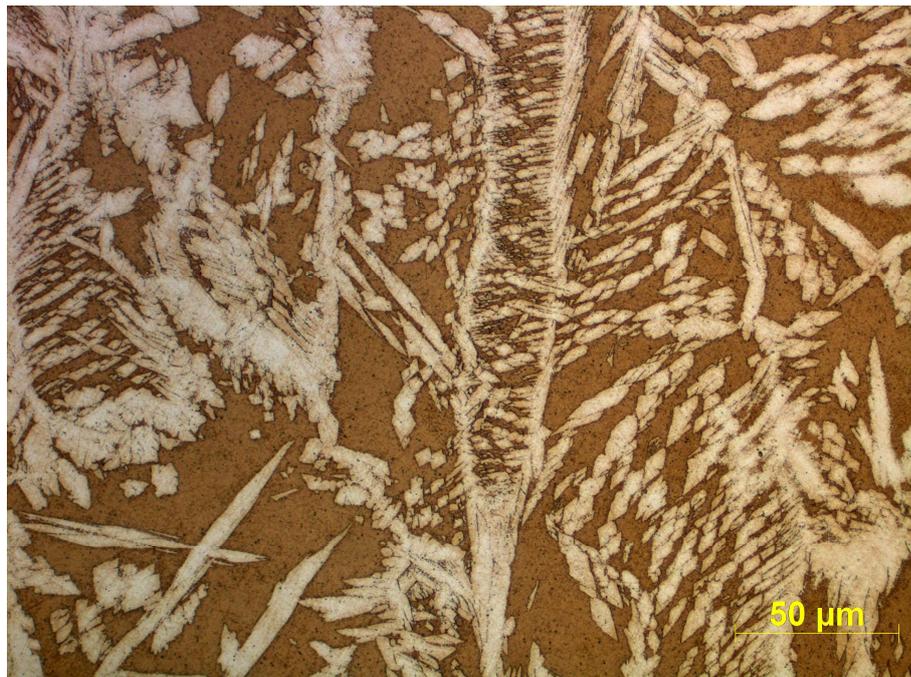
O Cr é o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis, porém é possível encontrar outros elementos presentes nestes aços, tais como: Níquel(Ni), Carbono(C), Manganês(Mn), Nitrogênio(Ni),Alumínio(Al), Molibdênio(Mo),Nióbio(Nb), Titânio(Ti). Alguns destes elementos podem ser resquícios do processamento da liga, já outros são adicionados intencionalmente por conferir propriedades desejáveis a liga processada. (Luz,2002)

Os aços inoxidáveis têm ampla aplicação fruto das suas propriedades mecânicas físicas e metalúrgicas (Sanchez,2009). Sua seleção deve levar em conta sua resistência a corrosão, características de fabricação, disponibilidade, propriedades mecânicas e custo. No entanto, destacam-se suas propriedades mecânicas e sua elevada resistência a corrosão. (Silva,2001)

### 3.1.1 Aços inoxidáveis Duplex (AID) e Superduplex (AISD)

Os AID e AISD aliam resistência mecânica elevada com alta resistência a corrosão, principalmente a corrosão por pites (Pardal,2013). Possuem uma estrutura mista de ferrita e austenita, tendo na maioria das ligas, quantidade iguais de cada fase na condição de recozimento. Os aços austeníticos possuem resistência a corrosão similar aos AID, porém por não contar com a presença equilibrada da fase ferrítica, possuem propriedades mecânicas inferiores (Silva,2001). Já em relação aos ferríticos possui uma resistência a corrosão superior, fica claro que os AID combinam o melhor dos dois mundos. (Zamprogno, E. B. 2010)

Figura 1-Microestrutura da liga SAF 2594



Fonte: Autor

Os principais elementos de liga empregados são cromo e níquel, mas nitrogênio, molibdênio, silício, cobre e tungstênio podem ser adicionados visando a melhoria de outras propriedades (Silva,2001). O Ni é o elemento principal na promoção da fase austenítica, conferindo à liga aumento da tenacidade, soldabilidade, resistência a corrosão e ductilidade. O N contribui para a formação da austenita e o endurecimento. Já o Molibdênio (Mo) na presença do Cr, é um forte estabilizador da ferrita e auxilia na resistência a corrosão por pites.

As aplicações dos AID e AISD se concentram nos setores de processamento químico, petroquímico, papel e celulose, extração de petróleo *on* e *offshore*, fertilizantes e indústria nuclear. Nestes setores, os AID e AISD têm sido utilizados em tubulações, bombas, tanques e vasos de pressão (Pardal, 2013). Quanto a soldabilidade desses materiais, Modenesi (2011) alerta para o cuidado com a limpeza do material para não comprometer a resistência a corrosão. Destaca ainda diferenças principais em relação aos aços comuns que influencia no processo de soldagem, são eles:

- Menor temperatura de fusão.
- Menor condutividade térmica.
- Maior coeficiente de expansão térmica.
- Maior resistência elétrica.

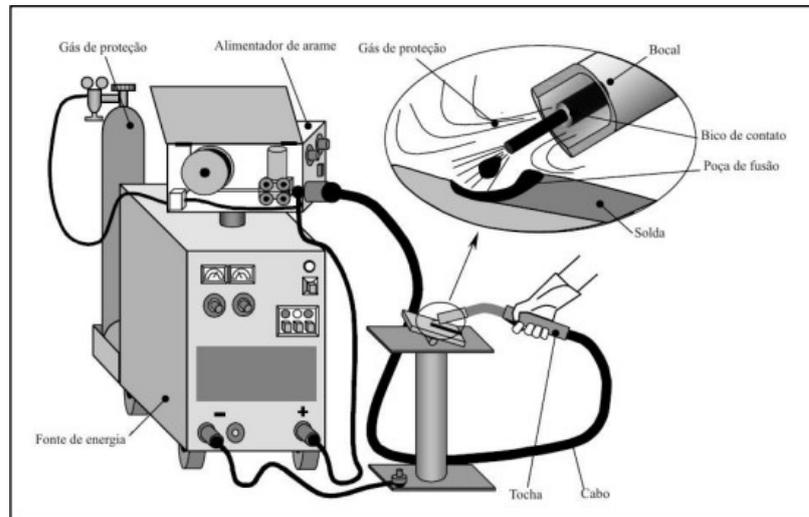
### 3.2 Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG é definido como um processo a arco elétrico entre um arame de alimentação contínua, que é simultaneamente um eletrodo não revestido, e uma poça de fusão, que utiliza um gás a pressão atmosférica para proteção da poça. O que diferencia as duas nomenclaturas é a presença, entre os gases de proteção, de um elemento ativo ou não, sendo MIG a designação para a soldagem somente com gases inertes e MAG para quando houver presença de gás ativo.

Apesar da simplicidade da definição do processo, o processo possui uma elevada gama de parâmetros a serem considerados no seu uso, que são: corrente de soldagem, tensão de soldagem, velocidade de soldagem, diâmetro do arame-eletrodo, tipo e vazão do gás de proteção, distância bico de contato-peça (DBCP), liga metálica do arame-eletrodo, velocidade de alimentação, posicionamento da tocha, indutância da tocha e técnica de manipulação da tocha (Aguiar, 2010)

Tal processo tem ampla aplicação em processos industriais, por sua elevada produtividade, pois possui uma elevada taxa de fusão do arame-eletrodo, uma relativa versatilidade, uma gama extensa de transferências metálicas possíveis, não produz escoria e permite uma operação em altas taxas de velocidade de soldagem. Além disso, a ampla difusão do processo contribui para um custo mais baixo dos equipamentos(Figura 2),consumíveis, etc. O processo MIG/MAG dá a liberdade da aplicação automática ou semiautomática, pois não necessita da influência do operador na alimentação do metal de solda.

Figura 2- Equipamento do Processo MIG/MAG



Fonte: MIRANDA(1999)

### 3.2.1 Gases de proteção no processo MIG/MAG

O gás de proteção tem como função principal, como o nome já deixa claro, a proteção da poça de fusão da ação da atmosfera, promovendo uma barreira física que inviabiliza a reação, principalmente, com oxigênio, nitrogênio e hidrogênio. Prevenindo dos defeitos ligados a ação desses elementos na poça fusão. Além disso, a composição do gás de proteção influencia diretamente na estabilidade do arco, penetração, geometria do cordão de solda e nos custos do processo de soldagem (Miranda,1999).

A composição do gás de proteção tem influência no modo de transferência metálica. O uso do  $\text{CO}_2$  puro é associado à transferência por curto circuito. Contudo, quando utilizado em baixas teores em misturas com gases distintos, dá a liberdade de trabalho em outros tipos de transferência metálica.

No processo MIG/MAG, para estabelecer o arco voltaico é necessário a ionização do gás de proteção. A facilidade dos gases para se ionizar (expulsão de elétron das camadas mais externas em temperaturas elevadas) é chamada de potencial de ionização. Este potencial, influencia na facilidade de abertura do arco, na sua estabilidade e na sua capacidade de conduzir corrente elétrica. Gases como  $\text{O}_2$ ,  $\text{CO}_2$  e  $\text{N}_2$  necessitam primeiramente se dissociar para serem ionizados. O Ar possui um potencial de ionização superior ao He, o que pode se observar na Tabela 1, nota-se que o Ar em misturas com He, contribuirá de forma preponderante para a ionização do gás. (Tatagiba,2012).

Tabela 1- Potencial de ionização e condutividade térmica de gases de proteção do arco elétrico em soldagem.

Gás	Símbolo químico	PI (eV)
Argônio	Ar	15,8
Dióxido de carbono	CO <sub>2</sub>	14,4
Hélio	He	24,6
Hidrogênio	H <sub>2</sub>	13,5
Nitrogênio	N <sub>2</sub>	14,5
Oxigênio	O <sub>2</sub>	13,2

Fonte: Scotti e Ponomarev,2008

### 3.2.1.1 Gases mais utilizados em soldagem MIG/ MAG de AISD

- CO<sub>2</sub>: É amplamente utilizado pelo seu baixo custo de produção, só é utilizado isoladamente em aços de baixo carbono. Nas soldagens de AID e AISD é geralmente empregado em misturas binárias ou ternárias de Ar/He. Tem como principal vantagem em relação ao Ar puro uma capacidade superior de troca de calor, gerando uma poça mais quente, o que no caso das soldagens de aço inoxidável pode se traduzir em maior penetração e melhor molhabilidade. (Scotti e Ponomarev,2008)

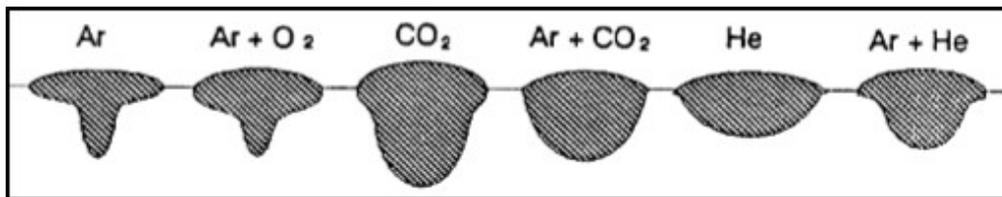
- He: É menos comum em soldagens manuais pelo seu elevado custo. Possui alto potencial de ionização e alta capacidade de troca de calor, possibilita maiores velocidades de soldagem o que é ideal para soldagem automatizadas. É geralmente utilizado em misturas com presença de Ar, o que diminui sua desvantagem de baixa densidade em relação ao ar. (Scotti e Ponomarev, 2008)

- Ar: Gás inerte, de baixo potencial de ionização que confere estabilidade ao arco. É o gás mais utilizado no processo de soldagem MIG/MAG. Quando empregado em misturas gasosas é, geralmente, o gás em maior proporção, sua densidade é mais próxima a do ar que confere uma proteção maior ao cordão de solda. (Scotti e Ponomarev, 2008)

As condutividades elétricas dos gases influenciam na estabilidade do arco e está ligado diretamente ao potencial de ionização dos gases. O Ar possui uma condutividade elétrica alta em relação ao  $\text{CO}_2$  e o He, portanto o aumento do teor desses gases em misturas com base em Ar leva a um aumento do campo elétrico e por consequência da tensão do arco (Modenesi,2001).

O uso de Ar e He em mistura gasosa favorece o movimento da poça de soldagem, pois gera alteração na fluidez do material fundido, favorecendo a mistura com o metal de base. A adição de teores de He ao Ar dão formato de taça ao cordão de solda(Figura 3), porém a adição de  $\text{CO}_2$  deixa o cordão mais arredondado, alterando o perfil de penetração. (Campbell, 2010).

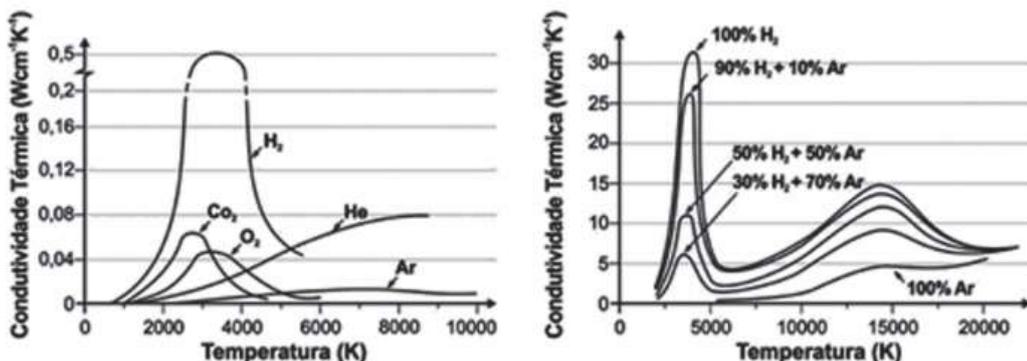
Figura 3- Perfil geral do cordão de solda



Fonte: Pessoa, 2015

Em comparação ao Ar, o He e o  $\text{CO}_2$  propiciam, uma poça mais quente e, portanto, mais fluida. Isto deve-se a condutividade térmica superior que estes gases tem em relação ao argônio(Figura 4). A adição de  $\text{CO}_2$  em soldagens de aços inoxidáveis é constantemente associado a um aumento de fluidez da poça de fusão, que interfere na molhabilidade destes aços. Já o He é citado como um gás que constringe o arco gerando penetração. ( P. Kah & J. Martikainen,2012).

Figura 4-Condutividade térmica de alguns gases



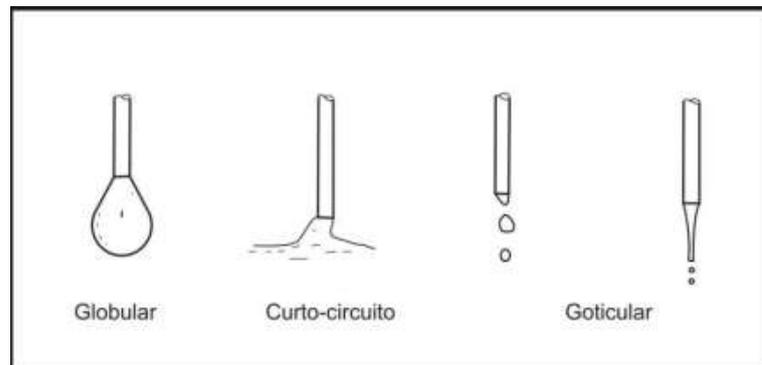
Fonte: Tatagiba, 2012

### 3.2.2 Transferência metálica no processo MIG/MAG

A transferência metálica se refere ao modo que o metal fundido se desprende da ponta do eletrodo em direção a poça de fusão presente no metal de base. Existem formas distintas de transferência(Figura 5), cada uma possui suas vantagens e desvantagens, constituindo parte importante do processo de soldagem, pois influencia diretamente aspectos como a penetração, largura do cordão, reforço e respingos (Aguiar, 2010).

As forças que agem no destaque da gota aderida ao eletrodo definem o tipo de transferência e são elas: gravidade, tensão eletromagnéticas, arrasto aerodinâmico e tensão superficial do metal líquido. Algumas forças agem em favor do destacamento da gota, outras de forma contrária (Silva,2001).

Figura 5- Representação das transferências metálica do processo MIG/MAG



Fonte: Aguiar,2010

A transferência globular é geralmente considerada indesejável e acontece em baixos valores de tensão e corrente, portanto o destacamento da gota ocorre em decorrência principal da força gravitacional. A transferência em curto circuito produz uma quantidade elevada de respingos o que pode se tornar indesejável. A goticular ocorre quando a força eletromagnética estrangula a gota lançando em direção a poça de fusão, esta transferência tem um bom relacionamento com a poça de fusão e tem um número menor de produção de respingo em relação as outras, porém utiliza valores elevados de corrente o que gera um aporte térmico superior, que impede a soldagem em certas posições.

O modo de transferência pulsada tem o intuito de reunir as melhores características do curto-circuito e goticular em único processo. Resultando em uma transferência regular e estabilizada que proporciona baixo nível de respingo e bom acabamento superficial e valores de corrente baixa que possibilita a soldagem de chapas finas e em várias posições. (Scooti,2008)

A transferência pulsada é realizada pelas fontes utilizando dois patamares de corrente (base e pulso). A corrente de base é um nível inferior onde ocorre a formação da gota. A corrente de pulso é a corrente onde ocorre o destaque da gota e acontece num patamar superior de corrente. Os tempos em que a corrente permanece no patamar de pulso e base são denominados, respectivamente, tempo de pulso e tempo de base. (Scotti, 2008).

## 4. MATERIAIS E METODOS

### 4.1 Materiais

Os metais de base utilizados nesse estudo foram o aço inoxidável superduplex UNS32750(SAF 2507) com espessura de 22mm ,que tem sua composição química exposta na Tabela 2 e aço carbono SAE 1010 de espessura de 15mm (Tabela 3), soldado com arame-eletrodo de Ø1,2mm da liga AWS ER2594(Tabela 4).

Tabela 2- Composição Química Metal de Base SAF 2507.

Item	Composição, peso %									
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S
<b>UNS S32750 (SAF 2507)</b>	Bal.	25,0	7,0	4,0	0,30	0,030 máx.	1,2 máx.	0,8 máx.	0,035 máx.	0,015 máx.

Fonte: Pessoa, 2015

Tabela 3- Composição Química Metal Base SAE 1010

Composição	Cr	Ni	Mo	N	C	Si	Mn	Fe
SAE 1010	-	-	-	-	0,10	-	0,35	Bal.

Fonte: Autor

Tabela 4- Composição química metal de solda AWS E2594

Composição	Cr	Ni	Mo	N	C	Si	Mn	Fe
AWS E2594	25,0	9,5	4,0	0,24	0,015	0,4	0,4	Bal.

Fonte: Autor

No que se refere ao gás de proteção, a mudança da mistura se deu com o acréscimo do teor de CO<sub>2</sub> e diminuição do teor de Ar, tendo como base uma mistura gasosa de 62%Ar+38%He. Portanto as demais misturas são 60%Ar+38%He+2%CO<sub>2</sub>, 58%Ar+38%He+4%CO<sub>2</sub>, 54%Ar+38%He+8%CO<sub>2</sub>. O uso destas misturas procura avaliar a influência do teor de CO<sub>2</sub> em uma mistura com Ar e He, já que são misturas recomendadas na literatura para a soldagem de AISD e AID.

As soldagens foram executadas em fonte de processo MIG/MAG automatizado com braço robótico (Figura 6). O tipo de transferência metálica selecionada foi transferência por pulso e os cordões tiveram um comprimento em torno de 60mm. As chapas foram limpas antes da soldagem através de escovação e com acetona para evitar a contaminação dos aços inoxidáveis.

Figura 6 - Braço robótico e Fonte de soldagem MIG/MAG



Fonte: Autor.

No preparo das amostras o corte foi realizado em serra-fita de media porte. O lixamento e o polimento em politriz para preparo metalográfico.

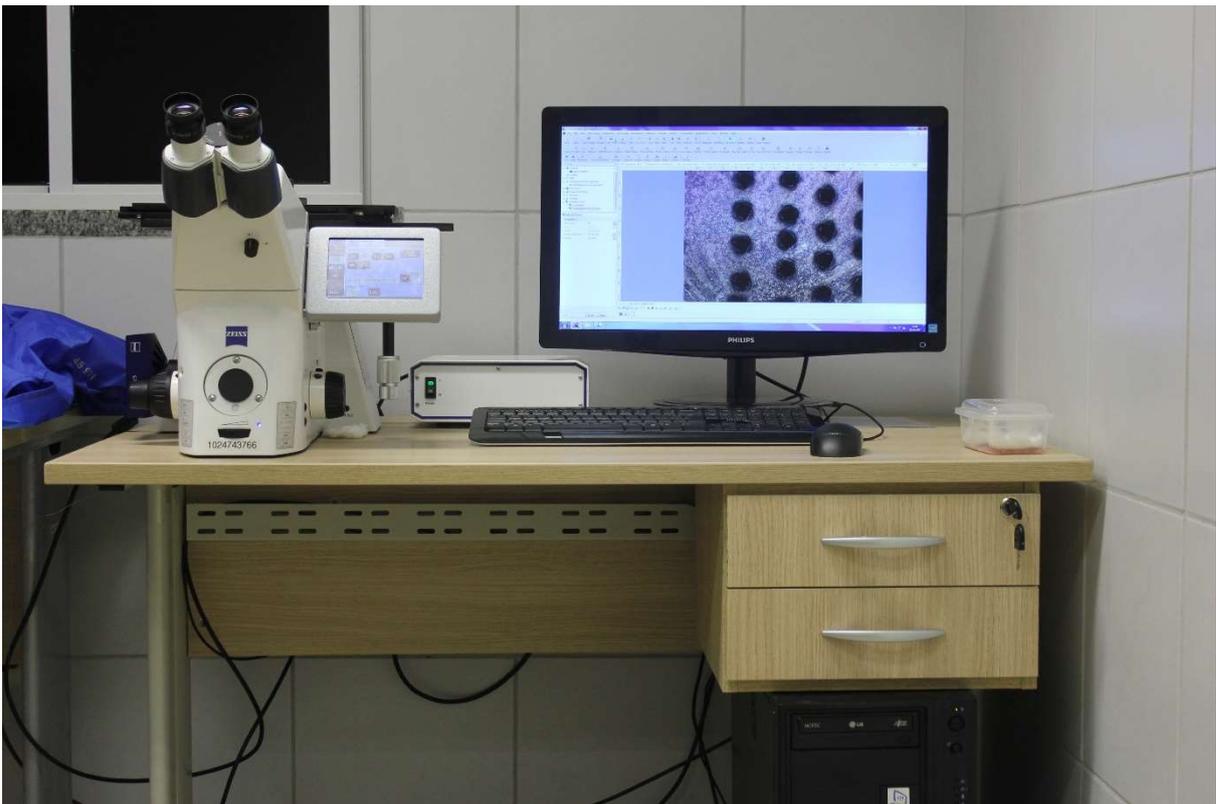
Para análise do teor ferrita utilizou-se o ferritoscópio *FISCHER* (Figura 7) ,calibrado com auxílio de padrões, que tem uma resolução de detecção 0,1% de ferrita calibrado para a medição direta de fração volumétrica da ferrita de 0 a 48% de ferrita e para fotografar a microestrutura das amostras soldadas utilizou-se um microscópio óptico(Figura 8) .

Figura 7- Ferritoscópio



Fonte:Autor

Figura 8- Microscópio ótico

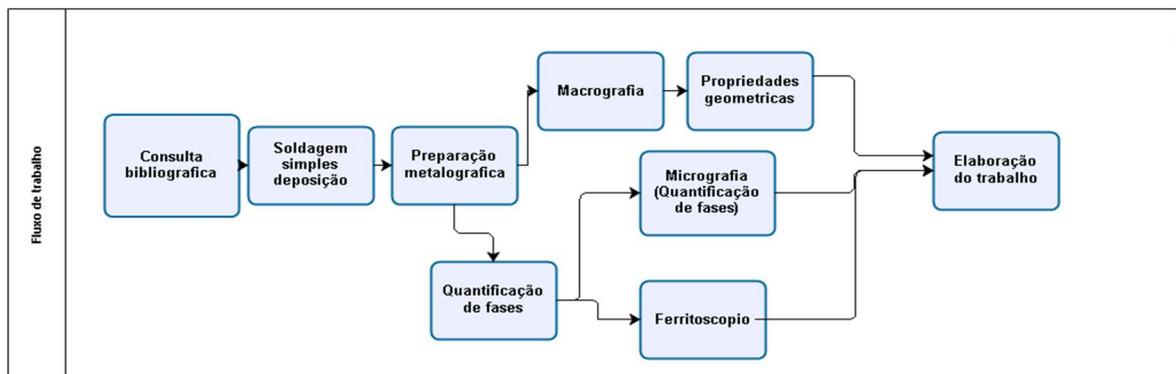


Fonte: Autor

## 4.2 Métodos

Em busca dos objetivos traçados, o trabalho foi dividido em atividades subsequentes que foram realizadas na ordem estabelecida em fluxograma que pode ser observado na Figura 9. Uma organização do trabalho em etapas, facilita na execução das atividades e na execução do trabalho desejado.

Figura 9- Fluxograma de trabalho



Fonte: Autor

### 4.2.1 Soldagem cordão simples.

Primeiramente foi realizado uma consulta bibliográfica, onde encontrou-se os parâmetros ótimos para a soldagem do material selecionado (Tabela 5) e os valores do pulso (Tabela 6), esses valores foram mantidos para todas as condições. A partir daí, montou-se um fatorial completo considerando as misturas selecionadas, valores de energia (kJ/mm) e metal-base (Tabela 7). É interessante notar que, as misturas selecionadas diferem-se entre si pelo teor de Ar e CO<sub>2</sub>, o que já foi comentado na seção anterior. As misturas foram geradas a partir de um misturador de gás.

Para os valores de energia, os parâmetros de pulso para a soldagem MIG/MAG mantiveram-se constantes entre as faixas distintas, diferenciando-se os valores de velocidade de soldagem.

Ainda sobre a Tabela 7, foi adotada uma nomenclatura para as diferentes condições de soldagem, onde a primeira letra (C ou S) indica o metal de base utilizado, onde as amostras C são as que utilizam o aço SAE 1010 e S para as soldagens sobre o UNS 32750. O primeiro numeral, após a letra C ou S, indica o teor de gás carbônico na mistura, sendo possíveis os números 0,2,4 e 8, lembrando sempre que o aumento do teor de CO<sub>2</sub> é acompanhado da queda do teor de He, portanto: 0 grafa a mistura 62%Ar+38%He, 2 a mistura 60%Ar+38%He+2%CO<sub>2</sub>, 4 a mistura de 58%Ar+38%He+4%CO<sub>2</sub> e por fim 8 indica o uso de uma mistura 54%Ar+38%He+8%CO<sub>2</sub>. O terceiro caractere, segundo numeral, indica a energia utilizada na soldagem, onde o numeral é um multiplicador do valor de 0,5 kJ/mm, portanto 1 grafa as amostras soldadas com 0,5 kJ/mm, 2 as de 1 kJ/mm e assim por diante seguindo a mesma lógica, é necessário resgatar o fato de que a técnica utilizada para o aumento do patamar de energia se deu pela queda da velocidade de soldagem.

Tabela 5- Parâmetros fixos

<i>DBCP</i>	20 mm
<i>Velocidade de alimentação</i>	5,5 m/min
<i>Vazão gás de proteção</i>	18 l/min

Fonte: Autor

Tabela 6- Parâmetros de pulso

<i>Corrente de base (I<sub>b</sub>)</i>	50 A
<i>Corrente de pico (I<sub>p</sub>)</i>	380 A
<i>Tempo de base (t<sub>b</sub>)</i>	3 s
<i>Tempo de pico (t<sub>p</sub>)</i>	2 s

Fonte: Autor

Tabela 7- Fatorial completo

<b>Amostra</b>	<b>Metal-base</b>	<b>Gás de proteção</b>	<b>Energia</b>
C01	SAE 1010	62%Ar+38%He	0,5 kJ/mm
C02	SAE 1010	62%Ar+38%He	1,0 kJ/mm
C03	SAE 1010	62%Ar+38%He	1,5 kJ/mm
C04	SAE 1010	62%Ar+38%He	2,0 kJ/mm
C21	SAE 1010	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
C22	SAE 1010	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
C23	SAE 1010	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
C24	SAE 1010	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm
C41	SAE 1010	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
C42	SAE 1010	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
C43	SAE 1010	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
C44	SAE 1010	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm
C81	SAE 1010	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
C82	SAE 1010	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
C83	SAE 1010	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
C84	SAE 1010	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm
S01	SAF 2507	62%Ar+38%He	0,5 kJ/mm
S02	SAF 2507	62%Ar+38%He	1,0 kJ/mm
S03	SAF 2507	62%Ar+38%He	1,5 kJ/mm
S04	SAF 2507	62%Ar+38%He	2,0 kJ/mm
S21	SAF 2507	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
S22	SAF 2507	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
S23	SAF 2507	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
S24	SAF 2507	60%Ar +38%He+2% CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm
S41	SAF 2507	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
S42	SAF 2507	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
S43	SAF 2507	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
S44	SAF 2507	58%Ar +38%He+4%CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm
S81	SAF 2507	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	0,5 kJ/mm
S82	SAF 2507	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	1,0 kJ/mm
S83	SAF 2507	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	1,5 kJ/mm
S84	SAF 2507	54%Ar +38%He+8%CO <sub>2</sub>	2,0 kJ/mm

Fonte: Autor

#### **4.2.2 Análise dos cordões soldados.**

Os cordões simples foram fotografados para a análise da qualidade do acabamento superficial dos cordões. Em seguida os cordões foram cortados em uma serra-fita médio porte e passaram por um preparo metalográfico, que consistia em lixá-las com material de grana entre 80 a 600 e poli-las com pasta de diamante de 6 µm a 1 µm, utilizando-se de uma politriz própria para o preparo(Figura 10).

As amostras foram cortadas desprezando o início e o fim dos cordões de solda e foram analisadas duas seções localizadas mais ao centro do cordão de solda.

Figura 10- Politriz de Preparação metalográfica



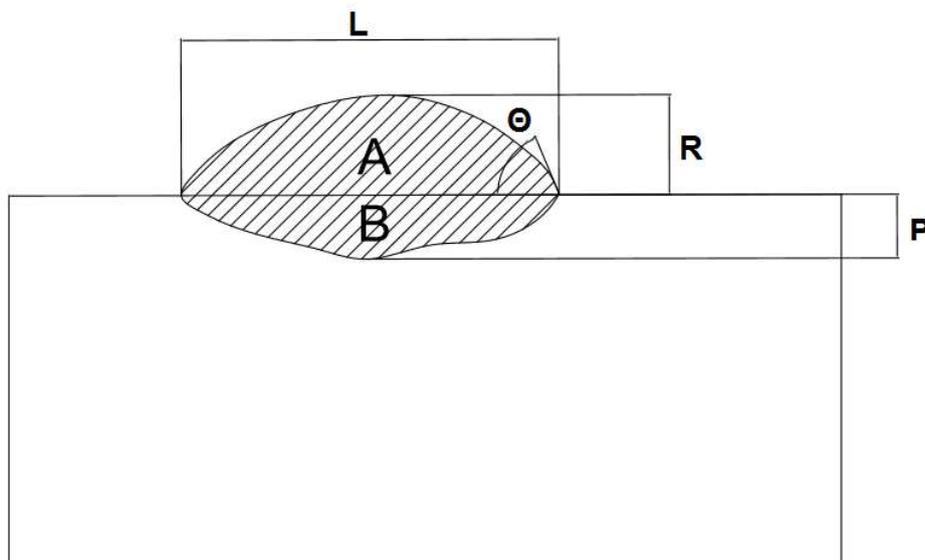
Fonte: Autor

A análise metalográfica tem como objetivos principais investigar a diluição, o nível de penetração, reforço, largura do cordão, e o balanço de fases entre as formas alotrópicas do aço de ferrita e austenita como componentes macroestruturais. As amostras passaram por ataques distintos de acordo com seu metal base. As amostras soldadas em aço carbono (amostra tipo C) passaram por ataque com Nital (2%) por 15s para revelar contraste entre o metal de solda e o metal de base. No caso das amostras soldadas em superduplex (amostras tipo S) um primeiro ataque foi realizado com  $\text{HNO}_3$ (40%) com corrente de 0,02A por 3 minutos, porém este ataque se revelou insuficiente para gerar contraste entre as fases do metal de solda, gerando a necessidade de um ataque com Behara modificado por 15 s.

Após o preparo, as amostras foram fotografadas para a análise das características geométricas dos cordões(Figura 11).

Para avaliar a fração volumétrica do teor de ferritas, as amostras foram inicialmente analisadas utilizando um ferritoscópio *FISCHER*, a região em que o equipamento foi utilizado foi o metal de solda, evitando as bordas (por indicação do manual do equipamento), com um número de 10 medições por cordão de solda. Em seguida, as amostras de soldagem dissimilar foram submetidas a microscopia ótica (Figura 8) para a fotografia da microestrutura do metal de solda. Essas fotografias foram utilizadas para a quantificação das fases através do programa *SVRNA*, este programa se utiliza do contraste entre as fases para contabilizar as suas razões volumétricas.

Figura 11- Geometria do cordão de solda (L - Largura; R-Reforço; P - Penetração;  $\theta$ -Angulo de molhamento)



Fonte: Autor

Os resultados das análises descritas serão dispostos nos capítulos a seguir.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Soldagem simples deposição

Os valores de corrente e tensão adquiridas por meio de equipamento de aquisição de dados estão dispostos na Tabela 8 e na Tabela 9. É interessante notar na Figura 13 e na Figura 14 que mantido os mesmos parâmetros de pulso, as tensões das soldagens tiveram uma queda entre as amostras com 0% de CO<sub>2</sub> e 2% de CO<sub>2</sub> na mistura, porém o que se segue é que há um aumento da tensão que acompanha o aumento no teor de CO<sub>2</sub> no gás de proteção.

Na Tabela 8 e na Tabela 9, na coluna das velocidades, pode-se notar que os valores diferem entre si nas soldagens de mesma energia com teor de CO<sub>2</sub> diferente, isso deve-se ao fato de que foram ajustadas as velocidades durante as soldagens para alcançar a energia desejada. Na coluna das energias estão grafados os valores alcançados durante a soldagem, que foram calculados através dos valores de corrente e tensão média, indicados pelo sistema de aquisição.

Tabela 8 – Parâmetros adquiridos para a soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.

<b>Amostra</b>	<b>Im(A)</b>	<b>Um(V)</b>	<b>Vs(mm/s)</b>	<b>E(kJ/mm)</b>
C01	174	31,1	670	0,504
C02	170	31,9	330	1,027
C03	168	32	220	1,527
C04	168	33,2	170	2,051
C21	174	30,7	580	0,576
C22	174	30,7	300	1,113
C23	174	30,5	210	1,579
C24	171	31,4	160	2,097
C41	164,6	31,3	600	0,611
C42	169	32	300	1,127
C43	165	32	215	1,535
C44	162	31	160	1,962
C81	167	35,1	600	0,611
C82	163	34,2	350	0,995
C83	169	33,4	220	1,603
C84	169	32,7	170	2,031

Fonte: Autor

Tabela 9- Paramêtros adquiridos para a soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)

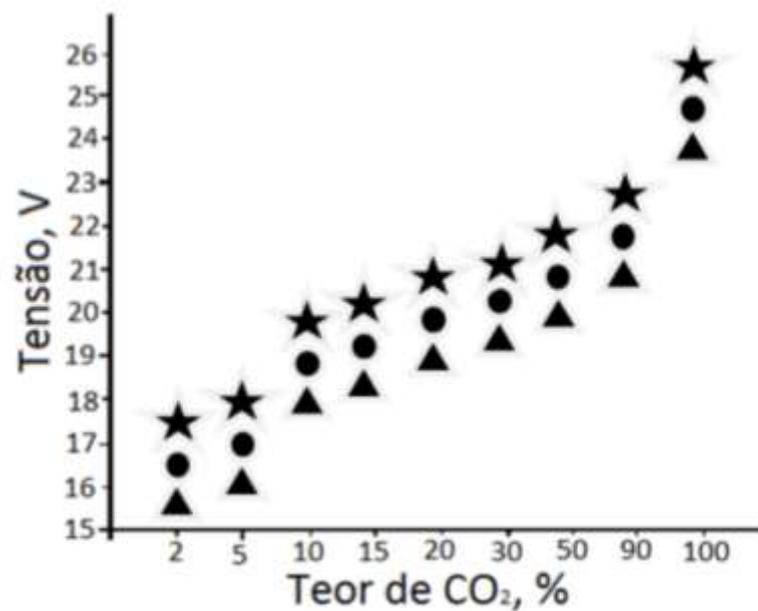
<b>Amostra</b>	<b>Im(A)</b>	<b>Um(V)</b>	<b>Vs(mm/s)</b>	<b>E(kJ/mm)</b>
S01	160	35	660	0,530
S02	168	33,5	355	0,990
S03	170	32,6	230	1,506
S04	169	33	170	2,050
S21	166	31,8	650	0,508
S22	171	31,2	300	1,112
S23	172	30,8	212	1,562
S24	174	29,4	155	2,063
S41	164	33	620	0,546
S42	169	32,8	320	1,083
S43	169	32,5	220	1,560
S44	170	31,6	160	2,098
S81	165	35,6	650	0,565
S82	161	35,2	360	0,984
S83	166	34,1	235	1,505
S84	167	34,3	175	2,045

Fonte: Autor

O aumento do teor de CO<sub>2</sub> pode provocar um aumento na tensão do arco por sua necessidade de se dissociar para ser ionizado ou por conta da sua maior capacidade de trocar calor, porém isso não explicaria a queda de tensão entre as amostras sem a presença de CO<sub>2</sub> na mistura e a baixa presença(2%). A queda da tensão para a baixa inserção de CO<sub>2</sub> na mistura de Ar+He, indica uma queda na resistência do arco. Para Zielinska et al(2008), um aumento do teor de CO<sub>2</sub> entre 0,8% e 1,5% promovem um alongamento desprezível do arco, que com uma taxa de alimentação constante, parece indicar uma maior fusão do arame, onde o CO<sub>2</sub> promoveu, uma queda da tensão superficial do metal fundido e facilitou o destacamento da gota.

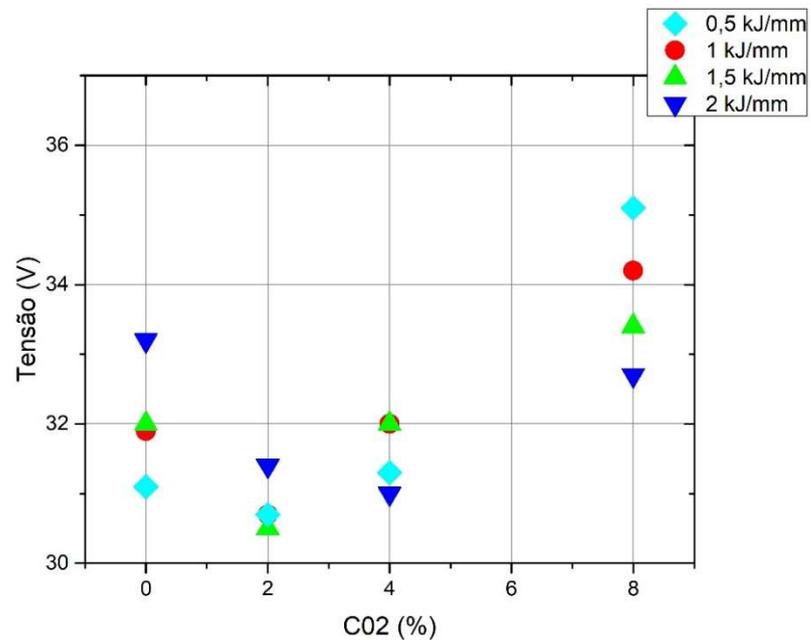
Liskevych (2010) avaliou o efeito do teor de CO<sub>2</sub> para a estabilidade do arco em soldagem MIG/MAG e gerou um gráfico (Figura 12) de correção da tensão em função do aumento do teor de CO<sub>2</sub> que se assemelha aos comportamentos em questão ilustrados na Figura 13 e na Figura 14. Ainda nestas figuras note que o par inferior de energias tiveram tensões mais altas em relação ao par superior de energias, isso se refletirá nos resultados das propriedades geométricas mais a seguir.

Figura 12- Esquema hipotético da relação entre tensão de soldagem(em função da tensão de regulagem) e o teor de CO<sub>2</sub> no gás de proteção que oferece a melhor regularidade de transferência metálica



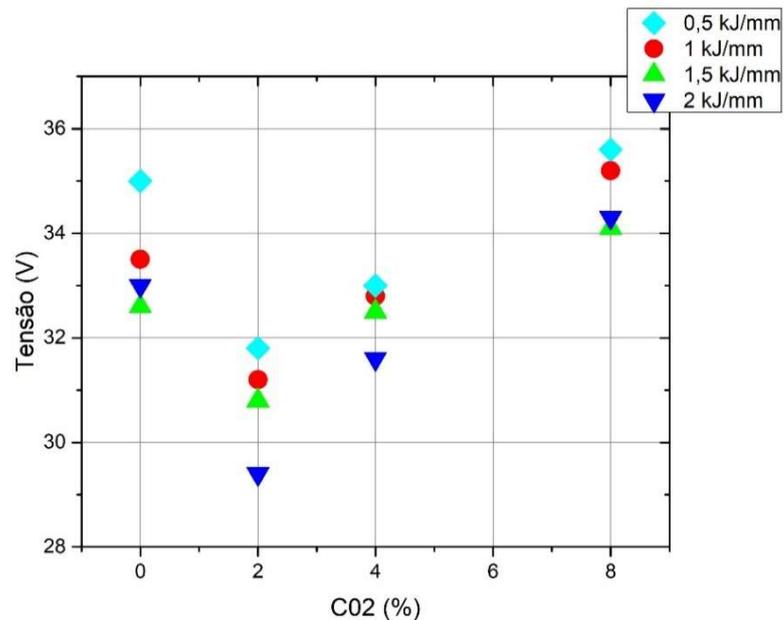
Fonte: Liskevych(2010)

Figura 13- Tensões médias adquiridas para a soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.



Fonte: Autor

Figura 14- Tensões médias adquiridos para a soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

## 5.2. Análise geométrica dos cordões.

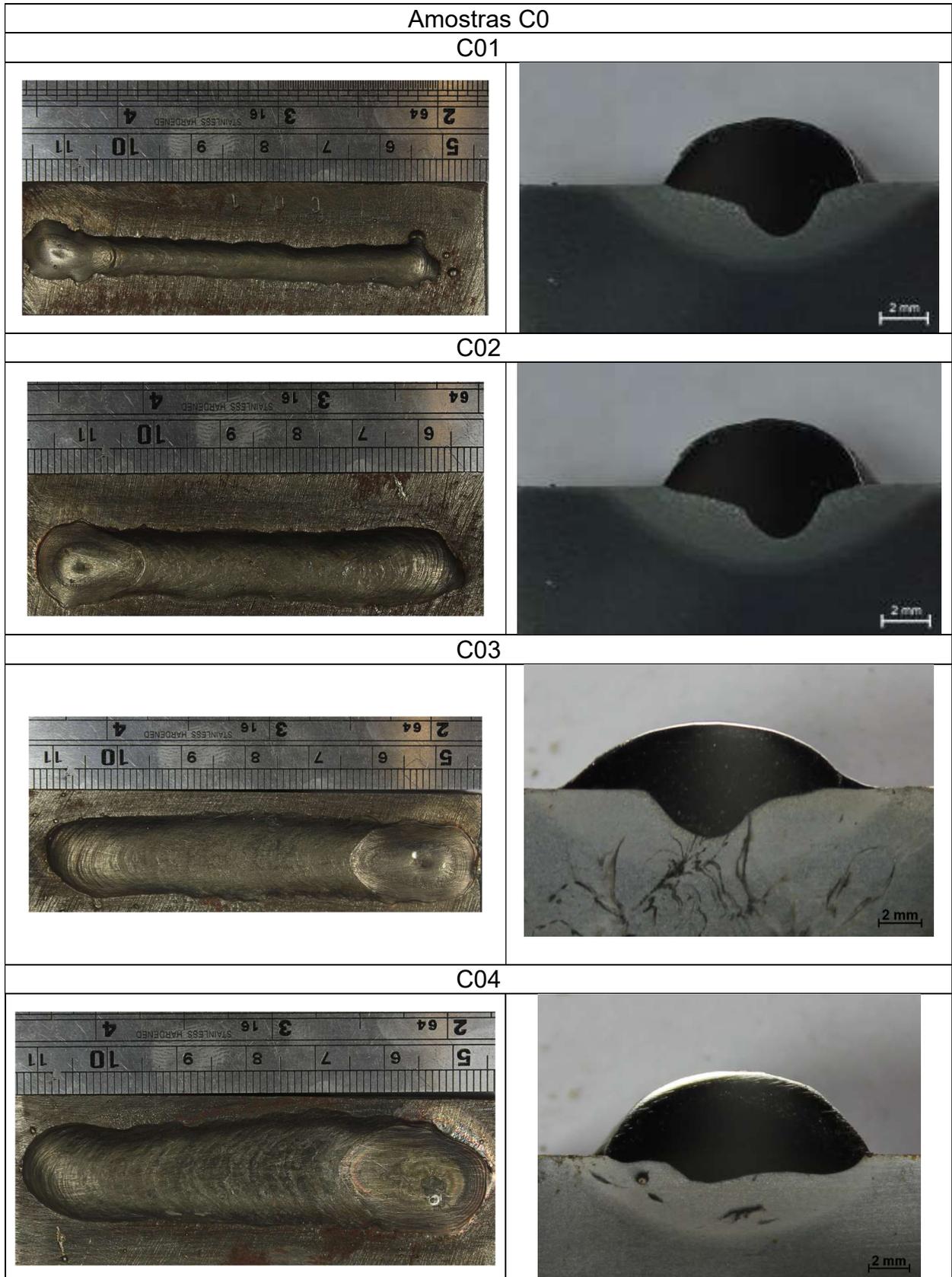
Os cordões apresentaram boas condições no que tange os aspectos superficiais, sem apresentar defeitos de mordeduras, trincas ou falta de fusão, porém é necessário ressaltar algumas características que destoaram entre as amostras.

Analisando os cordões nas Figura 15 a Figura 22 de forma superficial é possível notar que as amostras que utilizam um teor a partir de 4% de CO<sub>2</sub> (Figura 17, Figura 18, Figura 21 e Figura 22) tem uma presença superior de respingos em torno do cordão. Liskevych(2010) ao estudar a influência do teor de CO<sub>2</sub> para a estabilidade do arco, encontrou, para valores da ordem de 10% de CO<sub>2</sub> em mistura com Ar, distintos rendimentos de deposição ao utilizar tensões diferentes entre si.

É possível que os teores mais elevados de CO<sub>2</sub> na mistura (e consequentemente mais baixos teores de Ar) tenham comprometido a estabilidade do arco que teve consequências na quantidade de respingos no entorno dos cordões das amostras. O potencial de ionização da mistura do gás de proteção se eleva prejudicando a emissão da gota, o que torna o arco mais instável.

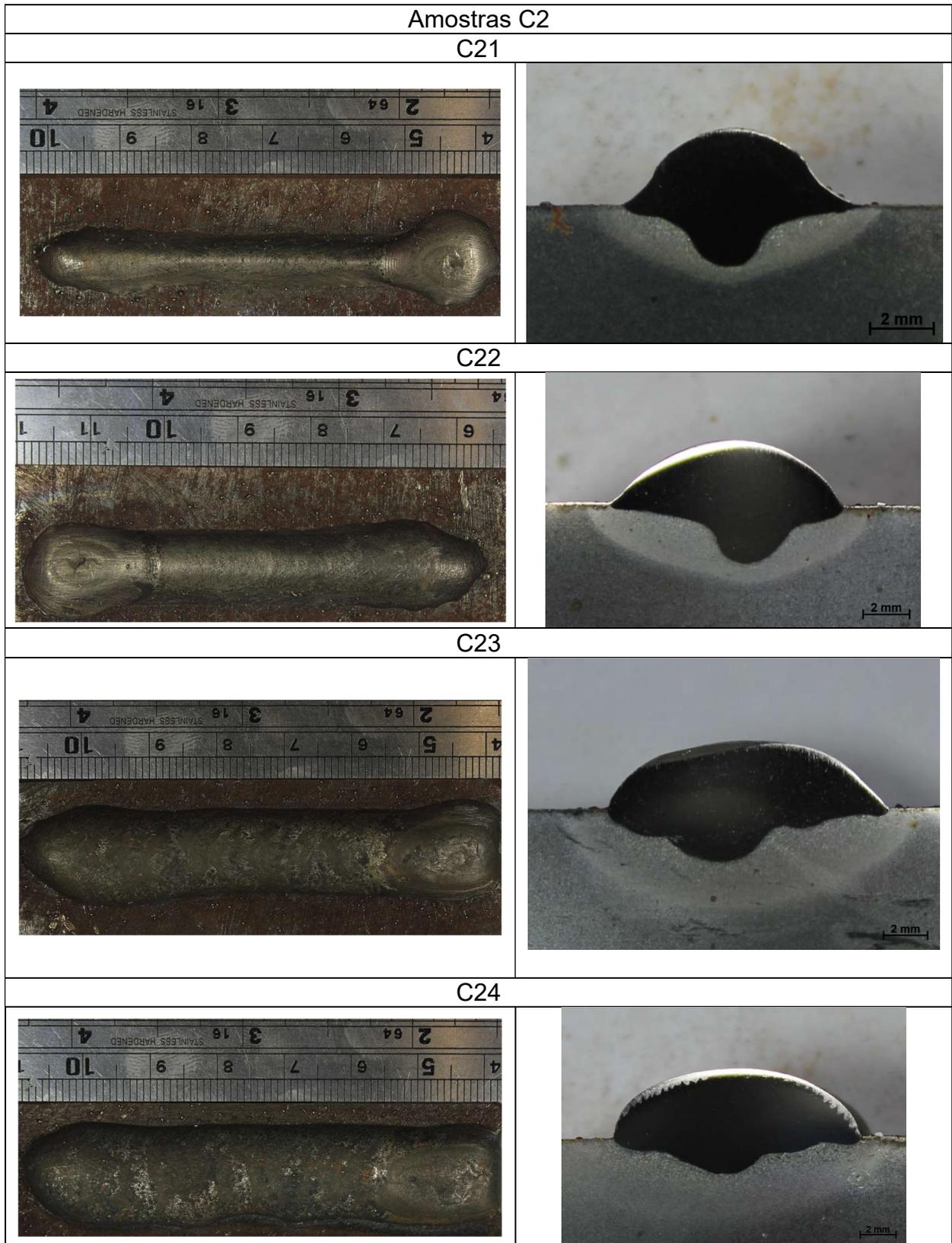
Os cordões com energia de 2 kJ/mm (grafados com o segundo número 4) apresentam cordões de solda irregulares o que pode se justificar pelo excesso de material de solda depositado por unidade de comprimento, já que para essas amostras a velocidade de soldagem é baixa. Sendo assim, os cordões de solda são formados por sobreposições de poças de fusão que formam um elevado volume de material concentrado em uma área localizada (Pessoa,2015).

Figura 15- Aspecto superficial e seção transversal das amostras C0



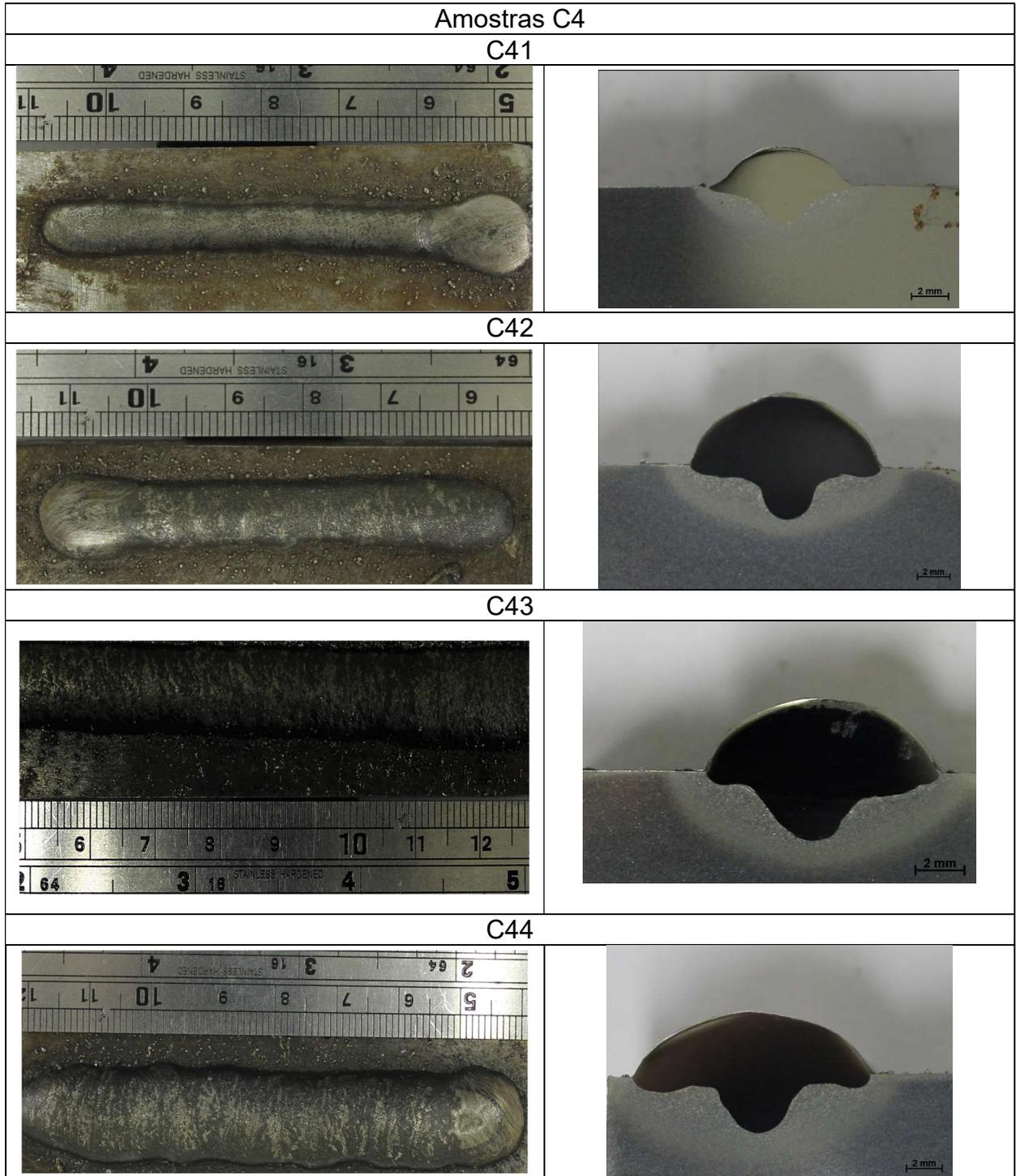
Fonte: Autor

Figura 16-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C2



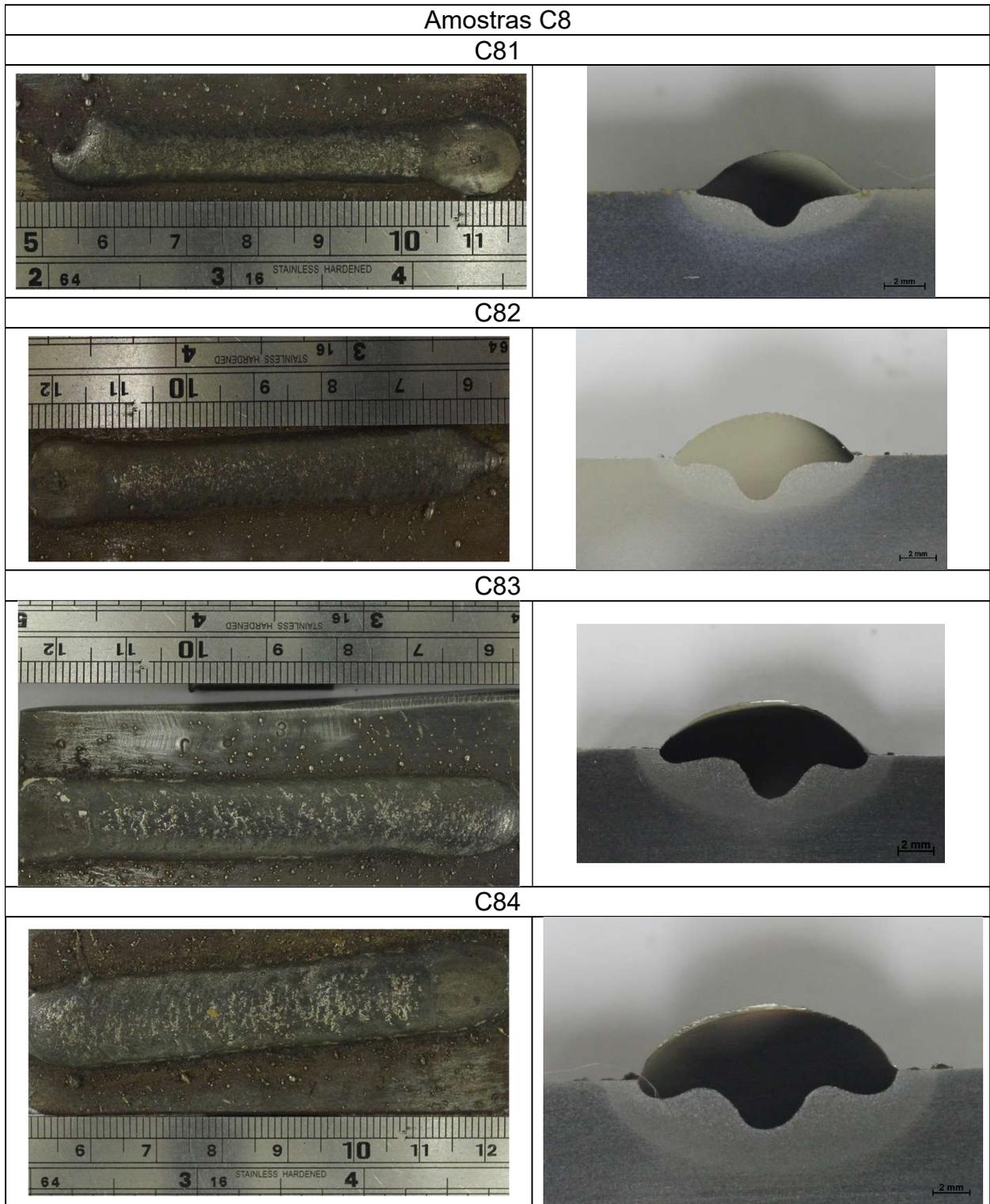
Fonte: Autor

Figura 17-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C4



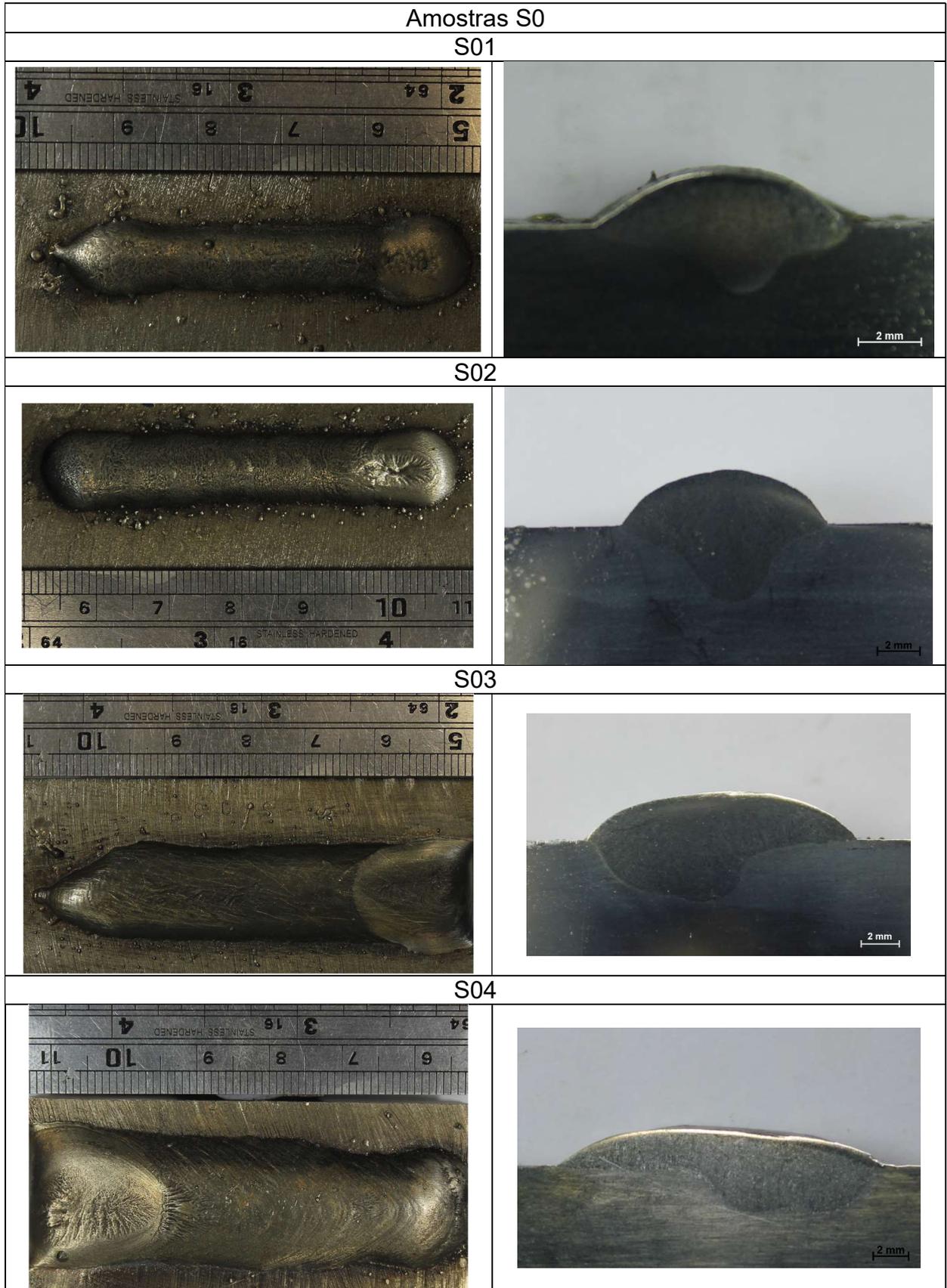
Fonte: Autor

Figura 18-Aspecto superficial e seção transversal das amostras C8



Fonte: Autor

Figura 19-Aspecto superficial e seção transversal das amostras S0



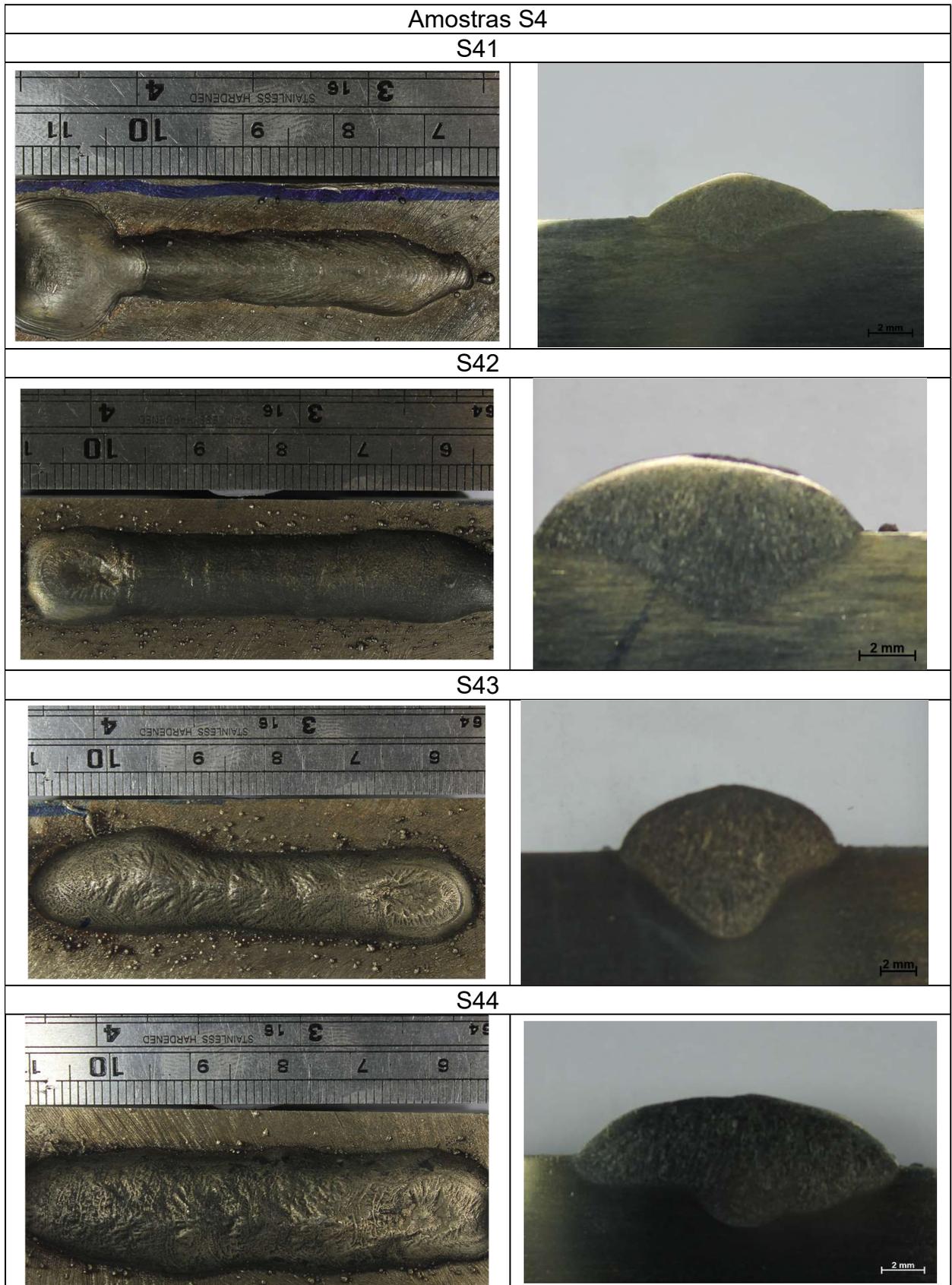
Fonte: Autor

Figura 20- Aspecto superficial e seção transversal das amostras S2



Fonte: Autor

Figura 21- Aspecto superficial e seção transversal das amostras S4



Fonte: Autor

Figura 22-Aspecto superficial e seção transversal das amostras S8



Fonte: Autor

Além da aparência superficial dos cordões, foram analisadas duas seções transversais dos cordões de solda, para mensurar as características expostas na Tabela 10 e na Tabela 11. Os valores dispostos na tabela são valores médios das características expressadas. Cada característica será comentada separadamente mais a seguir.

Tabela 10- Características geométricas dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.

<b>Amostra</b>	<b>Largura(mm)</b>	<b>Penetração(mm)</b>	<b>Reforço(mm)</b>	<b>Diluição(%)</b>
<i>C01</i>	5,23(±0,15)	1,55 (±0,03)	2,26 (±0,06)	29,73 (±0,57)
<i>C02</i>	8,56(±0,07)	2,26 (±0,001)	2,74 (±0,01)	29,85 (±0,59)
<i>C03</i>	13,36 (±0,5)	2,45 (±0,12)	3,19 (±0,05)	27,67 (±2,91)
<i>C04</i>	14,06 (±0,53)	2,02 (±0,47)	3,82 (±0,19)	27,99 (±3,74)
<i>C21</i>	7,71 (±0,05)	1,95 (±0,03)	2,27(±0,11)	35,66 (±0,55)
<i>C22</i>	10,36 (±0,06)	2,55 (±0,04)	2,84(±0,06)	36,36 (±0,38)
<i>C23</i>	13,15 (±0,11)	2,69 (±0,1)	3,06(±0,02)	37,26 (±0,59)
<i>C24</i>	14,58 (±0,15)	2,01 (±0,12)	4,08(±0,09)	20,95 (±3,38)
<i>C41</i>	7,55 (±0,14)	1,82 (±0,01)	2,06(±0,08)	37,35 (±0,75)
<i>C42</i>	8,47 (±0,04)	2,39 (±0,02)	3,21(±0,13)	29,18 (±1,38)
<i>C43</i>	10,40 (±0,17)	3,18 (±0,01)	3,31(±0,17)	36,57 (±0,37)
<i>C44</i>	13,37 (±0,21)	3,11 (±0,17)	3,64(±0,06)	32,67 (±0,39)
<i>C81</i>	8,12 (±0,04)	1,74 (±0,09)	2,11 (±0,13)	35,12 (±2,46)
<i>C82</i>	10,25 (±0,2)	2,36 (±0,04)	2,61 (±0,06)	32,72 (±1,51)
<i>C83</i>	12,12 (±0,17)	2,77 (±0,05)	3,07 (±0,06)	35,20 (±0,28)
<i>C84</i>	12,64 (±0,25)	2,74 (±0,01)	3,63 (±0,04)	32,63 (±0,03)

Fonte: Autor

Tabela 11- Características geométricas dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)

<b>Amostra</b>	<b>Largura(mm)</b>	<b>Penetração(mm)</b>	<b>Reforço(mm)</b>	<b>Diluição(%)</b>
S01	8,77 (±0,25)	2,08 (±0,03)	1,61 (±0,13)	46,74 (±1,57)
S02	9,81 (±0,03)	3,60 (±0,04)	2,49 (±0,13)	48,03 (±0,50)
S03	14,18 (±0,02)	3,19 (±0,04)	2,39 (±0,20)	46,70 (±1,16)
S04	18,47 (±0,35)	2,92 (±0,02)	2,42 (±0,194)	41,67 (±3,49)
S21	9,38 (±0,14)	2,15 (±0,00)	1,75 (±0,11)	44,11 (±2,99)
S22	11,90 (±0,10)	3,03 (±0,01)	2,36 (±0,01)	47,08 (±0,22)
S23	13,41 (±0,58)	2,73 (±0,06)	3,16 (±0,03)	35,52 (±2,37)
S24	13,88 (±0,1)	2,90 (±0,39)	4,07 (±0,03)	33,57 (±2,54)
S41	8,18 (±0,16)	1,65 (±0,08)	1,92 (±0,03)	38,96 (±2,34)
S42	10,86 (±0,33)	3,03 (±0,09)	2,81 (±0,03)	43,04 (±0,32)
S43	11,79 (±0,44)	4,20 (±0,29)	3,60 (±0,28)	50,43 (±1,01)
S44	15,74 (±0,09)	3,49 (±0,13)	2,97 (±0,35)	47,01 (±3,14)
S81	9,60 (±0,34)	2,05 (±0,11)	1,82 (±0,23)	42,82 (±5,37)
S82	11,34 (±0,47)	2,98 (±0,03)	2,39 (±0,05)	47,85 (±3,64)
S83	13,72 (±0,13)	3,21 (±0,03)	2,62 (±0,14)	45,58 (±0,38)
S84	14,92 (±0,39)	2,79 (±0,15)	3,51 (±0,02)	39,43 (±1,11)

Fonte: Autor

## **5.2.1 Penetração**

### *5.2.1.1 Penetração das amostras de soldagem dissimilar.*

Os valores de penetração das amostras de soldagem dissimilar se encontram na Tabela 10, a Figura 23 mostra o gráfico que compara os valores de penetração entre as amostras. Nota-se primeiramente um comportamento de aumento da penetração que acompanha o aumento da energia. A energia tem influência preponderante nos valores de penetração, comparando níveis de energia entre 0,5 e 1,5 kJ/mm. Porém é possível notar que as amostras de maior energia chegam a valores inferiores as amostras de 1,5 kJ/mm e até menor do que 1 kJ/mm.

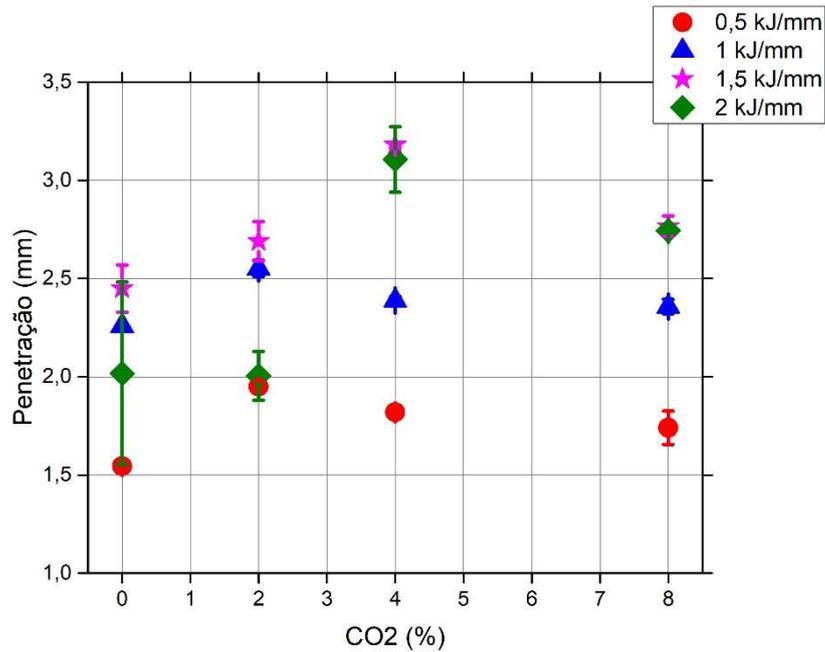
Tal comportamento provavelmente se deve ao aumento do material depositado por área que impede o arco de fundir o metal de base, isto se refletirá no reforço e largura, que serão avaliados nas seções posteriores. A penetração está ligada ao fluxo de calor imposto, a corrente de soldagem e ao movimento do metal líquido. Um aumento do reforço pode ter gerado uma barreira entre o calor e a poça de fusão.

Nunes (2015) avaliou a influência da energia nas propriedades geométricas em soldagem de AISD e utilizou duas técnicas distintas de aumento da energia, uma delas através da diminuição da velocidade de soldagem e nestes casos o aumento da energia promoveu um aumento do reforço e não promoveu alterações significativas na penetração. Note que com a adição do CO<sub>2</sub> as amostras de 2kJ/mm superam os valores de penetração das amostras com 1kJ/mm, o CO<sub>2</sub> contribui para gerar uma poça mais quente o que ajuda a vencer a resistência do material depositado.

Era esperado que o aumento do teor de CO<sub>2</sub> fosse acompanhado pelo aumento da penetração já que a alta capacidade de troca de calor do CO<sub>2</sub> e sua energia liberada faz transferir mais calor para a metal base quando comparado ao Ar. Porém observa-se que esta tendência se interrompe nas amostras a partir de 4% de CO<sub>2</sub>. Pode-se justificar este comportamento pela mudança na física do arco com o aumento do teor de CO<sub>2</sub>, a manutenção dos parâmetros de soldagem entre as amostras com teores distintos, podem ter gerado mudanças no arco que prejudicaram a penetração. Segundo Scotti e Ponomarev (2008, p.105) “O usuário deve ficar atento a este detalhe ao regular o equipamento para passar a soldar com proteção mais rica em CO<sub>2</sub> evitando que um arco muito curto se estabeleça (muito respingo, falta de penetração) ”.

Observando a Figura 23, pode-se diferir dois pares de comportamento distintos em relação ao aumento do teor de CO<sub>2</sub>. Inicia-se uma tendência de aumento da penetração que é precedida por uma queda, em 8% para as amostras de energia mais elevada (1,5 e 2 kJ/mm) e em 4% para as amostras de energia mais baixa (1 e 0,5 kJ/mm). Como mencionado nas seções anteriores, os valores menores de energia apresentaram um aumento na tensão que pode ter comprometido a melhora da penetração por ocasionar um encurtamento do arco.

Figura 23- Penetração dos cordões soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem



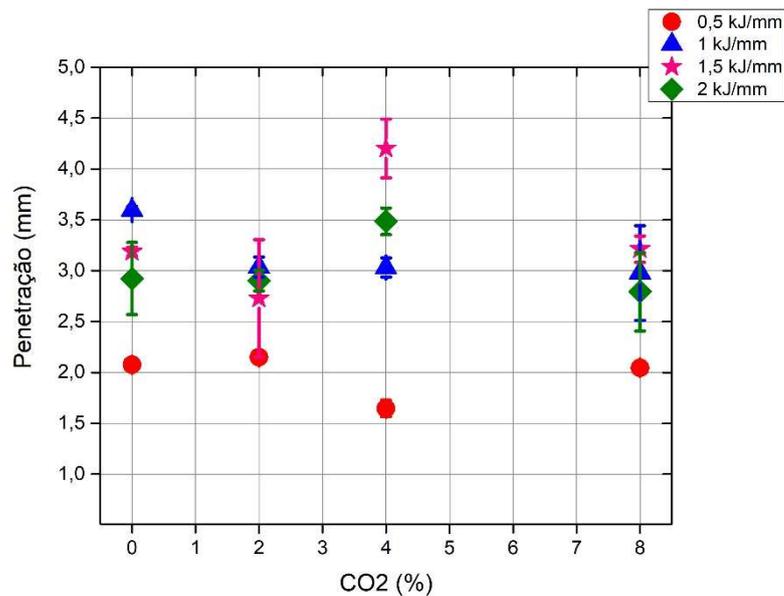
Fonte: Autor

#### 5.2.1.2 Penetração das amostras de soldagem similar.

Os valores de penetração das amostras de soldagem similar se encontram na Tabela 11. Já na Figura 24 se encontram esses mesmos valores equiparados. É possível notar que o comportamento em relação a energia se difere um pouco em relação as amostras de soldagem dissimilar, pois os valores de penetração das amostras de 1 kJ/mm são mais elevados que as amostras de 2 kJ/mm. Este comportamento foi encontrado nas amostras de soldagem dissimilar, porém a tendência se agrava nas soldagens similares, o que pode ser creditado ao fato de que a mudança na molhabilidade do metal base e como a penetração depende da fusão e movimento da poça liquida em direção ao metal base, uma poça de fusão com mais material de baixa condutividade térmica proporciona uma barreira maior para o calor do arco.

Já para a relação entre o teor de CO<sub>2</sub> e os valores de penetração, o comportamento se assemelha ao encontrado nas amostras de soldagem dissimilar, onde o aumento do teor de CO<sub>2</sub> influenciou de forma distintas para as energias de 0,5 e 1,0 kJ/mm e para as energias de 1,5 e 2,0 kJ/mm. Nas energias mais altas o aumento do teor de CO<sub>2</sub> propiciou um aumento do nível de penetração até a mistura de 4% de CO<sub>2</sub>, para as amostras com 8% foi observada queda em relação ao teor anterior e nas energias mais baixas há certa tendência de queda do nível de penetração com o aumento do teor de CO<sub>2</sub>. Este comportamento, como mencionado na seção anterior, se justifica pelo encurtamento do arco ocasionado pelo aumento de instabilidade que é ocasionado pelo teor superior de gás carbônico.

Figura 24-Penetração dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

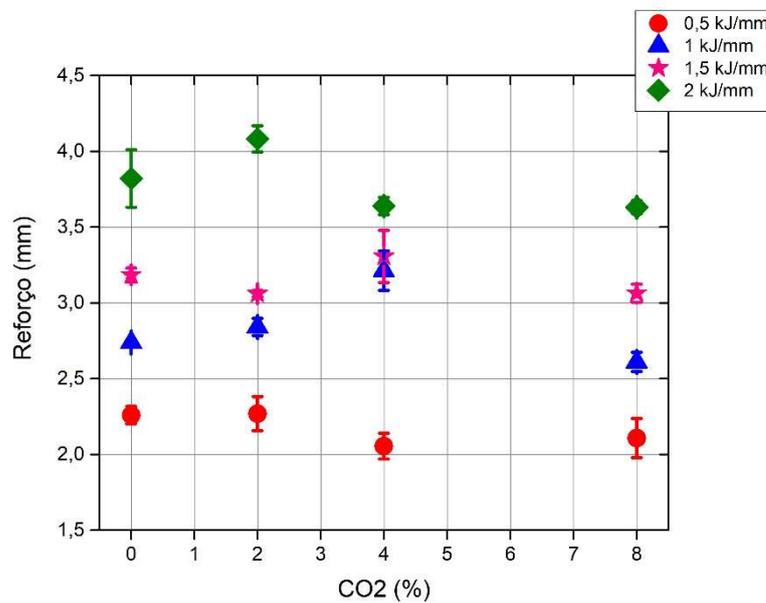
## **5.2.2 Reforço**

### *5.2.2.1 Reforço das amostras de soldagem dissimilar*

A Figura 25 compara no gráfico os valores dos reforços medidos para as amostras de soldagem dissimilar. O comportamento do aumento do reforço ligado ao aumento da energia é esperado, pois o aumento da energia se deu através da queda da velocidade de soldagem, ou seja, há um aumento do material depositado por unidade de comprimento, o que já foi mencionado na sessão anterior por gerar consequências na penetração, relacionando o aumento do material a uma provável insuficiência de calor para a fusão do substrato. Silva (2002) relata o efeito do aumento do material depositado sobre o reforço, tendo esse aumento do reforço agido como uma barreira para que o calor do arco alcance o substrato, citando ainda sua influência sobre a diluição, consequência que será observada a diante.

O aumento do teor de CO<sub>2</sub> promoveu inicialmente uma leve tendência de aumento e em seguida uma tendência a queda do reforço sobretudo para o patamar mais alto de energia, um arco mais quente tende a gerar uma poça mais fluida e, portanto, uma queda no reforço. A tendência de queda se interrompe nos 4% de gás carbônico o que reflete os resultados da penetração e pode-se creditar ao encurtamento do arco. Para a energia de 1 kJ/mm o aumento do teor de CO<sub>2</sub> se refletiu no aumento do reforço, isto pode ser consequência de uma queda na largura provocada por um perfil distinto de penetração, este efeito pode ser observado na seção a seguir.

Figura 25-Reforço dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem



Fonte: Autor

#### 5.2.2.2 Reforço das amostras de soldagem similar

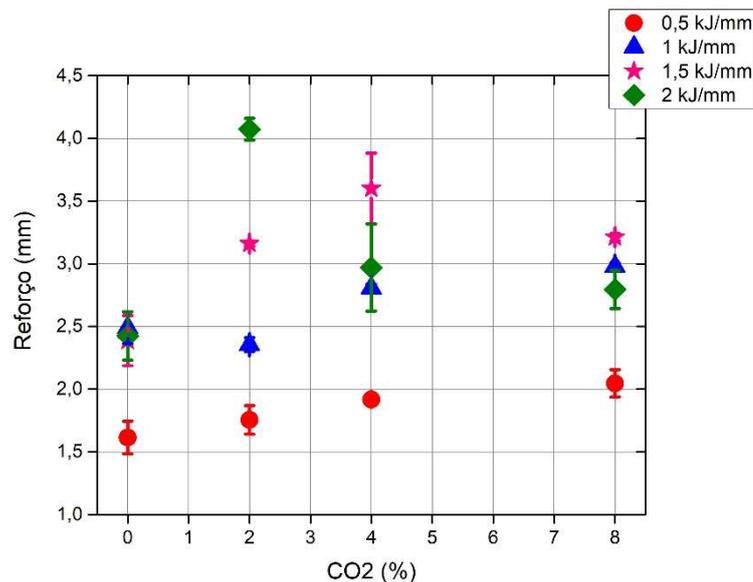
No que se refere a influência da energia, sobre o reforço, os resultados refletem o que já foi mencionado, o aumento da energia através da baixa da velocidade de soldagem, promove um aumento no reforço, porém para teores superiores de CO<sub>2</sub>, o reforço cai de forma mais significativa.

Note que o valor mais elevado de energia, após a inserção de CO<sub>2</sub> na mistura, sofre uma queda nos valores do reforço que alcançam faixas menores em relação a energias mais baixas. Apesar de em alguns momentos, por conta da técnica da energia de soldagem, o aumento de energia gerar um aumento do material depositado e por consequência um aumento do reforço, a velocidade de soldagem mais baixa gera sobreposição de peças de soldagem, o que com o aumento do aporte térmico gerado pela presença do CO<sub>2</sub> (e maior influencia do He, pela consequente queda do argônio) leve mais calor ao metal líquido e ocasione a queda da velocidade de soldagem.

Isso pode ser observado também na penetração, onde as amostras de 2 kJ/mm, para os teores mais baixos, têm níveis de penetração menores em relação as energias mais baixas, porém durante a inserção gradativa de CO<sub>2</sub> na mistura acaba por alcançar valores de penetração mais elevados.

Já para o teor de CO<sub>2</sub> a queda do reforço só foi significativa para os patamares mais altos de energia e para os teores mais elevados de CO<sub>2</sub>. Para as energias mais baixas os resultados refletem os resultados expostos na seção anterior, a partir de 4% o reforço aumenta no mesmo sentido em que a penetração cai, o que pode-se creditar as mudanças no comportamento do arco de soldagem por do aumento da tensão e aqui há uma diferença em relação as amostras de soldagem dissimilar que mesmo com o encurtamento do arco não gerou um tão significativo aumento do reforço, isso pode-se creditar ao fato de que o metal de base é mais suscetível ao aumento do calor da poça que acaba compensando os problemas advindos do aumento da tensão do arco.

Figura 26-Reforço dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

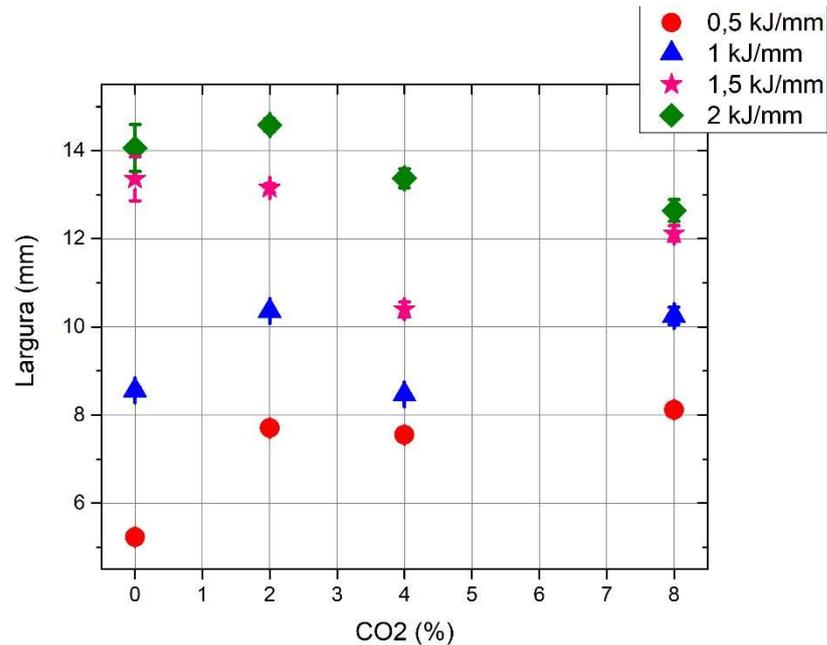
### **5.2.3 Largura**

#### *5.2.3.1 Largura das amostras de soldagem dissimilar*

Uma poça mais fluida tende a aumentar a largura por formar um cordão menos convexo, portanto era de se esperar que o aumento do teor de CO<sub>2</sub> influenciasse o aumento da largura e consequente queda no reforço, resultado diverso ao encontrado na Figura 27. Galoway et al (2011), relata que o aumento do teor de He gera uma queda na largura por ter seu movimento preferencial para o fundo da poça. Relembrando que neste trabalho, a composição do gás de proteção partiu de uma mistura 62%Ar+38%He, onde o teor de CO<sub>2</sub> foi aumentado entre 2,4 e 8%, diminuindo a porcentagem de Ar presente na mistura. A queda do teor de Ar, pode ter feito o He preponderar sobre o movimento de convecção da poça de soldagem, além disso a fluidez da poça provocada pelo aumento do teor de CO<sub>2</sub> pode ter favorecido esse movimento, gerando poças mais profundas e menos largas. Nos patamares inferiores de energia a largura aumentou, provavelmente por ter uma quantidade menor de material para fundir o efeito do calor do arco conseguiu alcançar melhor o metal de base e não somente no centro da poça de fusão.

O aumento da energia promoveu um aumento da largura por aumentar a quantidade de material depositado, por conta da técnica utilizada para o aumento da energia ser devido a diminuição da velocidade de soldagem.

Figura 27- Largura dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem



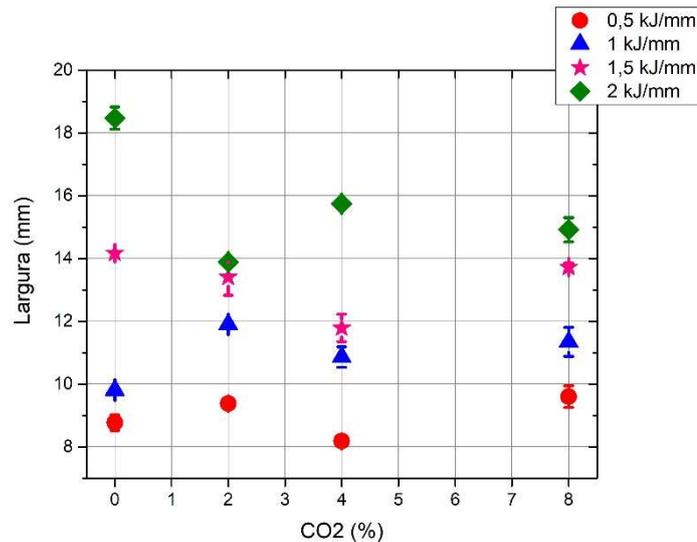
Fonte:Autor

#### 5.2.3.1 Largura das amostras de soldagem similar

O comportamento da largura em relação a energia se mantém ao encontrado nas soldagens dissimilar. Para o superduplex nas energias mais altas, o aumento do teor de CO<sub>2</sub> promoveu queda da largura, apesar do aumento da penetração, isso deve-se ao fato do perfil dos cordões de solda que não com formato de prato, que é o perfil) esperado para mistura Ar+He, a penetração se concentrou no centro da poça, gerando um cordão menos largo, isso pode ser notado avaliando os perfis dos cordões de solda.

Já para o par inferior de energias o aumento do teor de CO<sub>2</sub> não refletiu o comportamento encontrado nas soldagens dissimilares, pode-se creditar este comportamento a mudança do material de base e o calor não foi suficiente para aumentar a área fundida do metal de base.

Figura 28- Largura dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

## 5.2.4 Diluição

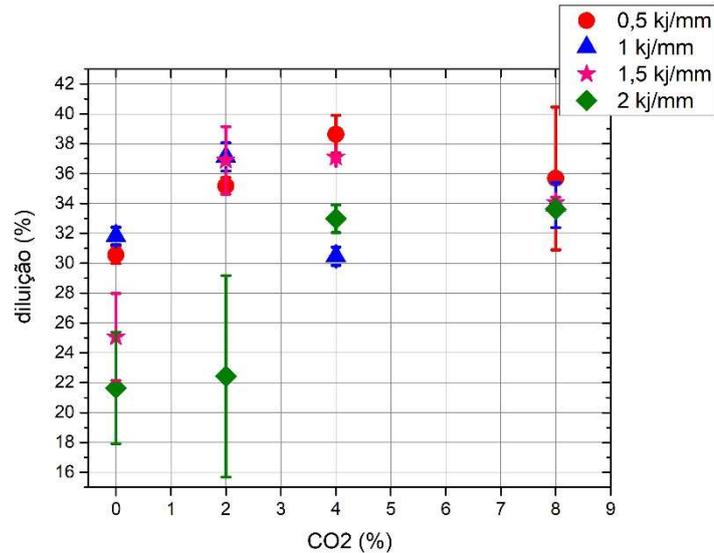
### 5.2.4.1 Diluição das amostras de soldagem dissimilar

Na Figura 29 estão comparados os valores de diluição para as amostras de soldagem dissimilares. É possível notar que os valores de energia mais altos produziram valores de diluição inferiores. Isso pode ser atribuído a maior quantidade de metal fundido que gerou um reforço mais elevado, impedindo que o calor alcance o substrato. Os valores de menores de energia tiveram efeito contrário, estes resultados refletem os comportamentos das demais propriedades geométricas.

No que se refere ao teor de CO<sub>2</sub>, os valores de diluição seguem os resultados encontrados na penetração, onde há um aumento da penetração até 4% CO<sub>2</sub>, gerado pelo aumento do calor da poça proporcionado pelo efeito do gás. Valiente (2015) associa a presença do teor de He e Ar no gás de proteção ao aumento da diluição. Utilizando de misturas de He+Ar+CO<sub>2</sub> obteve os maiores valores de diluição para as amostras com o maior teor de CO<sub>2</sub>, relacionando a adição do CO<sub>2</sub> a uma poça mais quente que aumentara o perfil de penetração em relação a mistura Ar+He aumentando a área fundida do metal base. Este fenômeno é observado nas amostras até o patamar de 4%, o que faz questionar o que pode ter interrompido o fenômeno.

O aumento da tensão pode ter comprometido os efeitos sobre a diluição, visto que, a diluição depende do calor do arco que alcança o metal base, portanto um encurtamento do arco, compromete este alcance, o que se pode creditar a interrupção do aumento da diluição.

Figura 29- Diluição dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.



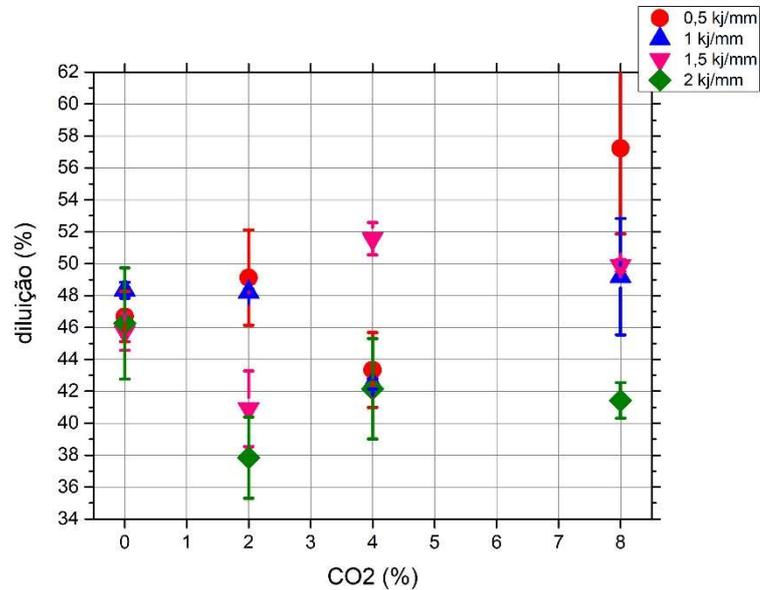
Fonte: Autor

#### 5.2.4.2 Diluição das amostras de soldagem dissimilar

Na Figura 30 se encontram comparados os valores de diluição para as amostras de soldagem dissimilar. No que tange a relação entre a energia e a diluição, os comportamentos das amostras dissimilares se assemelham ao encontrado nas amostras de soldagem similar, onde o aumento da energia ocasiona queda da diluição o que pode ser creditado ao aumento do material depositado.

Já para a influência do teor de CO<sub>2</sub> considero os resultados inconclusivos, é possível observar na Figura 30 valores elevados de desvio padrão o que compromete a avaliação das tendências, dando insegurança na discussão dos resultados.

Figura 30-Diluição dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

### 5.3 Quantificação da fração de ferrita

As proporções entre as fases alotrópicas do aço superduplex tem ligação direta com suas propriedades mecânicas e sua resistência a corrosão. Teores excessivos de ferrita podem fragilizar o material, no mesmo sentido em que sua ausência pode comprometer sua resistência a corrosão sob tensão (Nunes,2009)

As medições no ferritoscópio foram realizados ao longo da seção transversal se restringindo ao metal de solda, evitando as bordas como ordena as instruções do equipamento. Foram realizadas 10 medidas somente na região do cordão de solda. Os valores do teor de ferrita medidos através desse método estão descritos na Tabela 12 e na Tabela 13.

Tabela 12- Valores médios do teor de ferrita, medido com ferritoscópio, das amostras de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.

<b>Amostra</b>	<b>%Fe(média)</b>	<b>Desv. Padrão(%)</b>
C01	21,281	2,452
C02	15,171	0,429
C03	15,817	1,074
C04	18,080	0,450
C21	13,025	1,987
C22	12,871	0,528
C23	7,635	1,315
C24	7,239	0,913
C41	26,114	2,404
C42	6,701	0,679
C43	3,024	0,420
C44	4,917	0,784
C81	28,473	0,997
C82	6,138	1,232
C83	5,231	0,697
C84	6,666	0,700

Fonte: Autor

Tabela 13- Valores médios do teor de ferrita, medido com ferritoscópio, das amostras de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)

<b>Amostra</b>	<b>%Fe(média)</b>	<b>Desv. Padrão(%)</b>
S01	44,102	3,849
S02	47,282	4,857
S03	45,301	1,935
S04	43,455	3,249
S21	44,254	2,365
S22	45,836	2,323
S23	45,329	1,273
S24	44,870	1,353
S41	46,623	4,008
S42	45,349	4,180
S43	44,901	4,454
S44	42,532	2,077
S81	47,404	2,573
S82	42,072	2,178
S83	41,845	2,599
S84	39,368	1,713

Fonte: Autor

O baixo teor de ferrita encontrado nas amostras de soldagem dissimilar (Figura 31) pode ser creditado ao alto valor de diluição do metal de base em relação ao metal de solda. O metal de solda se trata de um metal de baixa liga, portanto há uma introdução de ferro no metal de solda, que altera a relação Cr eq. e Ni eq., por diluir a quantidade de elementos de liga no metal de solda, originando uma microestrutura mais propícia a formação da austenita.

Nunes (2009,p.77) observou um menor teor de ferrita na 1ªcamada em relação a 2ª camada de revestimento, enumerando como uma das causas a difusão do carbono proveniente do metal base que pode ter se ligado ao cromo proveniente do metal de solda, diminuindo o teor do metal ferritizante. Porém é mais provável que a diluição tenha provocado o mesmo efeito somente pela inserção de ferro no metal de solda, já que o teor de carbono do metal de base é considerado baixo.

O resfriamento é insuficiente para tratar de um desequilíbrio tão voraz entre as fases já que há um equilíbrio maior entra as fases nas amostras de soldagem similar(Figura 32). Nos gráficos é possível notar que nas amostras do tipo C há uma abrupta queda no teor de ferrita relacionada ao aumento da energia, comportamento que não se repete para as amostras de soldagem similar.

Figura 31- Teor de ferrita dos cordões de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem

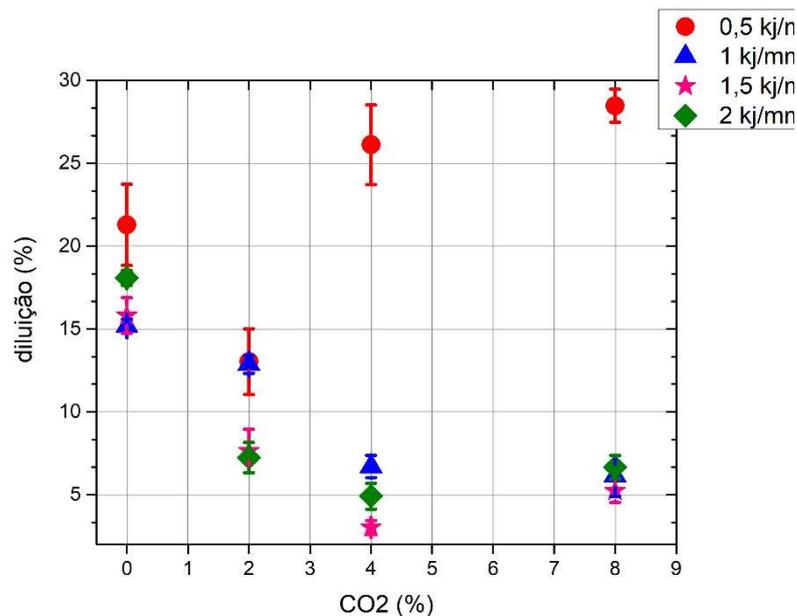
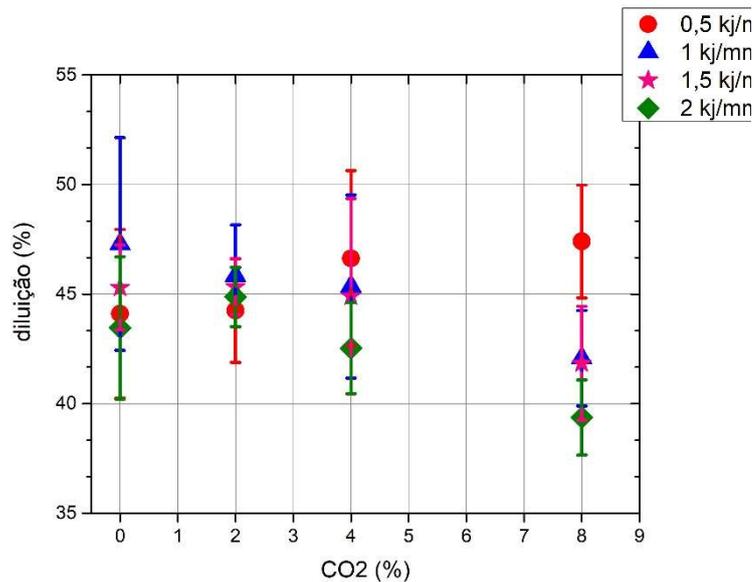


Figura 32- Teor de ferrita dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

Em busca de confirmar o fenômeno calculou-se o que seria a composição resultante do metal de solda, utilizando os valores de diluição de cada soldagem para as amostras C, Em seguida foi usado o Diagrama WRC-1992(Figura 33) para calcular o Níquel Equivalente (Eq.1) e o Cromo Equivalente (Eq. 2) que estão expostos na Tabela 14 para cada condição das soldagens C. Há outros métodos de cálculo do Níquel e o Cromo equivalente (Ni.eq. e Cr eq.), a escolha pelo o WRC-1992 se deve a sua projeção ser voltada de maneira mais específica para os AID e AISD, já que considera elementos de liga que estão mais presentes nesses casos(Kotecki e Stewart, 1992).

Equação 1- Cromo equivalente do Diagrama WRC-1992

$$\text{Cr Eq.} = \text{Cr} + \text{Mo} + 0,7 \text{ Nb}$$

Equação 2- Níquel equivalente método do Diagrama WRC-1992

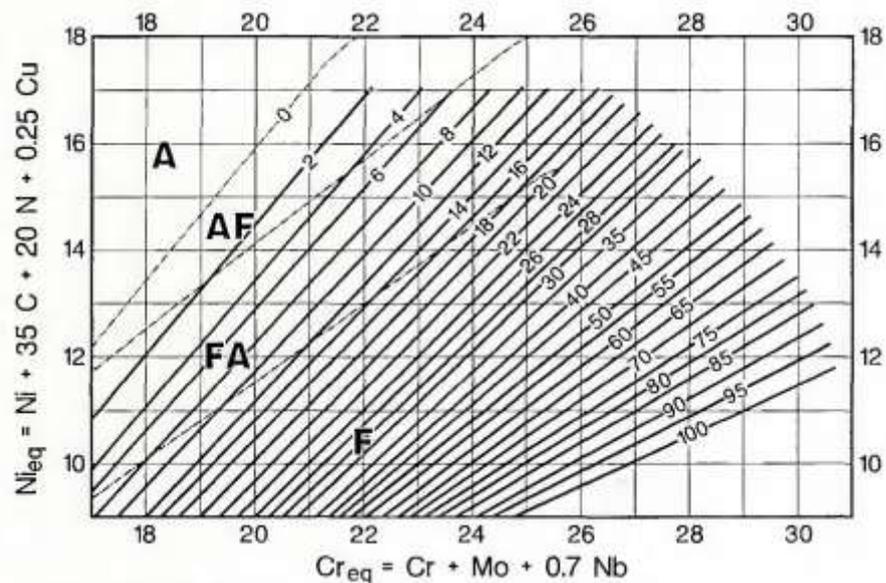
$$\text{Ni Eq.} = \text{Ni} + 35 \text{ C} + 20 \text{ N} + 0,25 \text{ C}$$

Tabela 14-Ni e Cr equivalente para as amostras de soldagem dissimilar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre aço carbono AISI 1010, para diversas energias de soldagem.

<b>Amostra</b>	<b>Cr Eq.</b>	<b>Ni Eq.</b>
C01	20,143	11,366
C02	5,846	5,783
C03	15,600	9,592
C04	9,092	7,050
C21	13,228	8,666
C22	10,618	7,647
C23	12,234	8,278
C24	10,880	7,749
C41	11,714	8,075
C42	11,107	7,837
C43	11,489	7,987
C44	11,234	7,887
C81	11,390	7,948
C82	11,288	7,908
C83	11,355	7,934
C84	11,310	7,917

Fonte: Autor

Figura 33- Diagrama WRC-1992



Fonte: Kotecki e Stewart (1992)

Na Figura 34, adaptação da Figura 33 ,o quadrado vermelho no canto esquerdo inferior denota os valores que estão na Tabela 14, que são os valores de Ni eq. e Cr eq. do metal equivalente das amostras de soldagem dissimilar. Já o quadrado preto no lado direito demonstra o valor para o metal de adição, os valores para o metal de adição estão expostos na Tabela 15. Note que o metal equivalente se encontra em uma região muito menos propicia a presença de ferrita do que o metal de adição e isso somado aos outros fatores podem justificar o desequilíbrio das fases no metal de solda. Isso explica a queda do teor de ferrita das amostras de soldagem dissimilar, comparados aos teores de ferrita das amostras de soldagem similar, note na Tabela 16 que o Cr. Eq. e o Ni Eq. do metal base é similar ao do metal de adição, ou seja, o metal de solda permanecerá numa região propicia a presença das duas fases.

Porém, pode-se notar na Figura 31 que as amostras com energia de 0,5 kJ/mm, mantiveram uma fração volumétrica mais elevada da ferrita em relação as demais energias, apesar de sua diluição ser mais elevada do que as demais(Figura 29). Apesar da mudança da composição do metal de solda em relação o metal de adição, na Figura 34 pode-se observar que o metal de solda está numa região que ainda é propicia a formação da ferrita, uma alta velocidade de resfriamento impediu a formação da austenita em parte do metal liquido o que gerou um teor mais elevado de ferrita. Os maiores níveis de CO<sub>2</sub> contribuíram para uma maior transformação no metal liquido, que com uma velocidade de resfriamento mais alta, gerou uma maior parcela de ferrita.

Tabela 15- Cr e Ni equivalente do metal de adição aço inoxidável superduplex AWS E2594.

<i>Material</i>	<b>Cr Eq.</b>	<b>Ni Eq.</b>
AWS E2594	29,0	14,85

Fonte: Autor

Tabela 16- Cr e Ni equivalente do metal base UNS 32750(SAF 2507)

<i>Material</i>	<b>Cr Eq.</b>	<b>Ni Eq.</b>
UNS 32750(SAF 2507)	29	14,05

Fonte: Autor

Figura 34- Diagrama WRC-1992 editado pelo autor

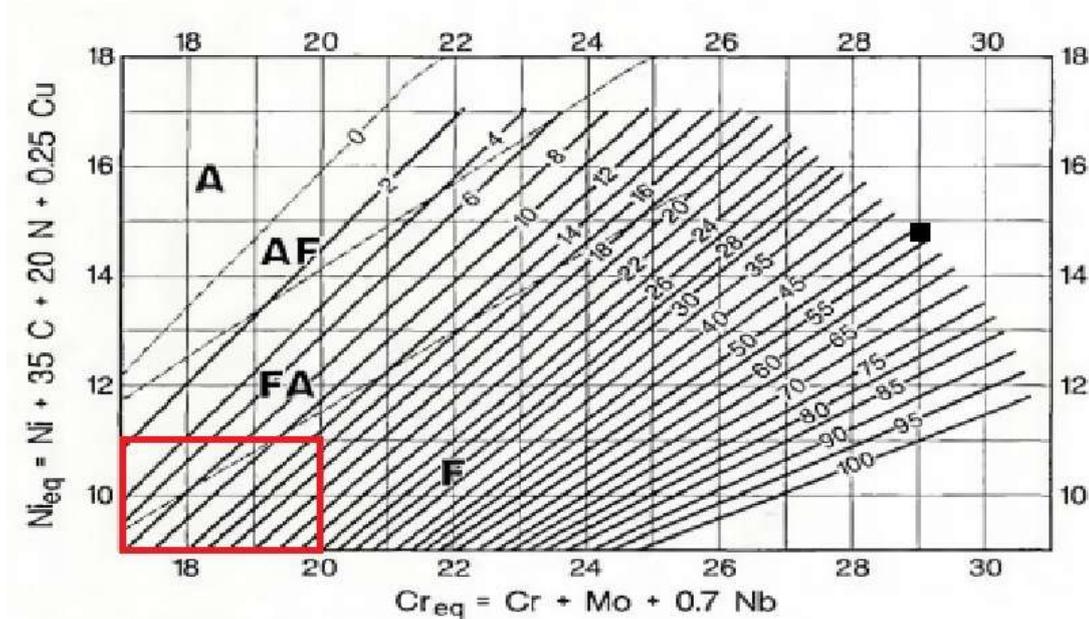
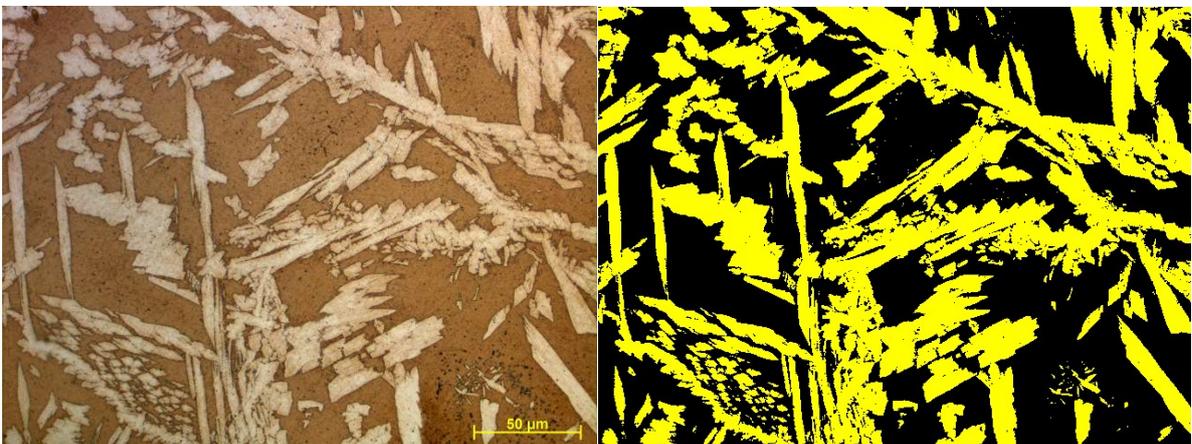


Figura: Kotecki e Stewart (1992) adaptado.

O desequilíbrio entre as fases nas amostras de soldagem dissimilar, pode provocar mudanças tanto nas propriedades mecânicas, quanto na resistência a corrosão em relação ao metal de solda. Nas amostras de soldagem similar, o balanço do metal de solda ficou mais próximo ao metal de adição. Para estas amostras, a microscopia ótica foi aplicada para confrontar os valores encontrados através do ferritoscópio. A Figura 35 ilustra o método do software para a quantificação das fases. Foram realizadas em média 30 medições ao longo do metal de solda. A Tabela 17 expõe os teores de ferrita quantificados através deste método.

Figura 35- Fotografia da microscopia optica(Lado direito) e a quantificação do software SVRNA(Lado esquerdo)



Fonte: Autor

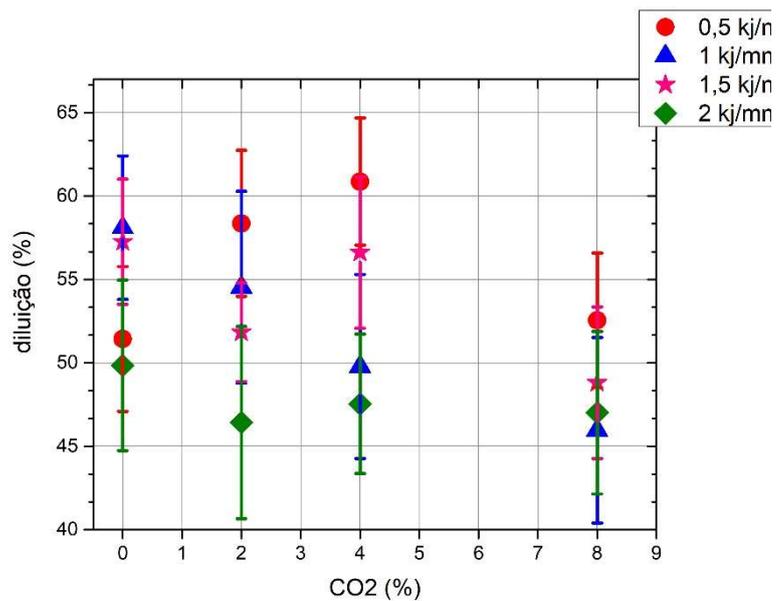
Tabela 17- Valores médios de ferrita dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)

<b>Amostra</b>	<b>%Fe(média)</b>	<b>Desv. Padrão(%)</b>
S01	51,432	4,335
S02	58,105	4,301
S03	57,257	3,751
S04	49,851	5,107
S21	58,360	4,382
S22	54,536	5,752
S23	51,839	2,952
S24	46,418	5,763
S41	60,868	3,816
S42	49,780	5,518
S43	56,614	4,539
S44	47,542	4,180
S81	52,549	4,040
S82	45,962	5,561
S83	48,814	4,546
S84	47,011	4,873

Fonte: Autor

Os valores obtidos nessa forma de quantificação reiteram os resultados obtidos através do ferritoscópico e seguem comparados na Figura 36.

Figura 36- Teor de ferrita dos cordões de soldagem similar com o eletrodo AWS ER 2594L sobre o aço inoxidável superduplex UNS S32750(SAF 2507)



Fonte: Autor

O aumento do teor de CO<sub>2</sub> acompanha o comportamento do aumento da energia de soldagem, pois influencia de forma direta na velocidade de resfriamento, o CO<sub>2</sub> contribui para formar uma poça mais quente, por conta da sua maior condutividade térmica, e uma maior tensão do arco, comparado ao Ar. Estes fatores reduzem as velocidades de resfriamento que favorecem a formação da austenita. (Pessoa, 2015)

Nunes(2009), relata um aspecto interessante da influência da energia sobre o balanço de fases. O aumento da energia que acompanha uma elevação da corrente de soldagem promoveu um aumento do teor de austenita, já o mesmo aumento promovido pela redução da velocidade de soldagem teve efeito inverso. Já Pessoa(2015), relata que há sim, uma menor promoção da formação de austenita na técnica de aumento de energia por baixa de velocidade de soldagem, porém o aumento de energia continua a propiciar o decréscimo do teor de ferrita.

Note ainda que as soldagens com energia mais baixa (0,5 kJ/mm) a tendência foi totalmente diversa ao restante das energias, o que segue o encontrado nas soldagens dissimilares. Baixas energias de soldagem estão ligadas a formação de ferrita, por possuir alta taxa de resfriamento. (Nunes,2009)

Kah e Martikainen (2012), consideram que há um potencial de transferência de carbono para a poça de soldagem através do gás de proteção, e que, portanto, o aumento do teor deste gás favoreceria a formação de austenita por conta do potencial austenítico do carbono. Porém, não há consenso na literatura sobre esse aspecto, há uma corrente contrária que considera a inserção do carbono desta forma não significativa para a poça de fusão, principalmente em misturas com baixos teores.

Portanto, os fatores de energia e teor de CO<sub>2</sub> no gás de proteção, influenciaram negativamente o teor de ferrita, resultado semelhante foi encontrado por Pessoa(2015) que utilizou a mesma liga como metal base.

## 6. CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais produzidos neste trabalho, considerando o efeito da alteração do teor de CO<sub>2</sub> em substituição ao Ar em soldagem com eletrodo de aço AWS ER2594L em soldagem similar do aço UNS 32750(SAF 2507) e dissimilar do aço SAE 1010, foi possível concluir que:

- O teor de CO<sub>2</sub> presente na mistura influencia as propriedades geométricas da soldagem com aumento da penetração e do reforço. De forma diferenciada para energias distintas.

- O aumento do teor de CO<sub>2</sub> produziu uma elevação da tensão que teve impacto direto nas características geométricas do cordão de solda, dificultando inclusive uma avaliação isolada da influência do aumento do teor desse gás na mistura. Isso se deu em teores superiores a 2% de CO<sub>2</sub>, tendo em vista o aumento do teor entre a condição sem a presença de CO<sub>2</sub> e a baixa presença houve uma queda da tensão.

- Observou-se uma tendência de aumento do teor de CO<sub>2</sub> gerou uma redução da largura para energias mais elevadas e um aumento para energias mais baixas.

- Para soldagens dissimilares, os altos valores de diluição, produziram uma abrupta queda no teor de ferrita por conta de inserção do elemento ferro na poça de fusão, que produziu um metal de solda mais propício à formação de austenita.

- Ainda para as soldagens dissimilares, a energia e o teor de CO<sub>2</sub> tiveram um efeito de promoção da fase austenítica. Porém para a energia de 0,5 kJ/mm o aumento do teor de CO<sub>2</sub>, promoveu aumento do teor de ferrita por conta da alta velocidade de resfriamento.

- Para as soldagens similares, o aumento do teor de CO<sub>2</sub> e da energia de soldagem promoveram uma tendência de queda no teor de ferrita no metal de solda (menor do que as observadas nas soldagens dissimilares). Com exceção das amostras de 0,5 kJ/mm de energia, onde aumento do teor de CO<sub>2</sub> promoveu tendência de aumento do teor de ferrita.

## REFERENCIAS

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural.** 2010. 255 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

Campbell, S. W., et al. (2011). **"Techno-economic evaluation on the effects of alternating shielding gases for advanced joining processes."** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 225(10): 1863-1872.

FERREIRA FILHO, D., BÁLSAMO, P. S. S., FERRARESI, V. A., **Influência do tipo de gás de proteção na soldagem MIG/MAG na qualidade do cordão de aço inoxidável,** In: 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2007, Águas de São Pedro.

Galloway, Alexander; McPherson, Norman; Gillies, Andrew. **Helium additions to MIG shielding gas - an economic option?**  
In: Welding and Cutting, Vol. 10, No. 2, 04.2011, p. 118-121.

Gomes da Silva, M. J., 2001, **Estudo da Temperatura de Solubilização de Aços Inoxidáveis Austeníticos ASTM A312 TP321 para operação em Indústria Petroquímica,** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Ce.

GUNN, R.N. **Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications.** Cambridge – England: Abington Publishing, 2003.

Kah, P. and J. Martikainen (2013). **"Influence of shielding gases in the welding of metals."** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 64(9): 1411-1421.

KOTECKI, D.J; SIEWERT, T.A. **WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram.** Welding Journal. v. 71 n.5 p. 171s-178s, 1992.

LISKEVYCH, Olga. **Study of the Influence of the CO<sub>2</sub> Content on the Metal Transfer Regularity and Process Stability of GMAW.** 2010. 101 f. Dissertação (Mestrado em Engenharias) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2010.

Luz, T. S., 2002, **Influência das variáveis do processo de soldagem na sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos,** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, CE.

MIRANDA, H.C. **Influência da Indutância na Soldagem MIG/MAG na posição Sobre-cabeça.** (Dissertação) Universidade Federal de Uberlândia, 2002. 215 p.

MODENESI, P.J. **Introdução à Física do Arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais**. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, Apostila do Programa de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica. Belo Horizonte. 2001. 53 p.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade de algumas ligas**. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, Apostila do Programa de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica. Belo Horizonte. 2011.

NUNES, E. B. **Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. 2009. 203 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

NUNES, E. B. **Revestimentos de aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo processo plasma pó**. 2015. 305 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

Pardal, J. M.; Tavares, S. S. M.; Ponzio, E. A.; Schmitt, V. M. Rev. Virtual Quim., 2013, **Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex**

PESSOA, Antônio Rodolfo Paulino, 2015. **Soldagem em chapas de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 utilizando o processo arame tubular**. Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

RAMÍREZ, A. J. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aço inoxidáveis duplex**. Tese (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 1997.

SANCHES, L.P. **Estudo Comparativo quanto à resistência à corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor**. Rio de Janeiro-RJ, Projeto final de Curso, 2009. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 78p.SANCHEZ, L. P.

SILVA, C. C. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos**. 2010. 326 f. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. 1.ed. São Paulo: Artlibre, 2008. 284 p

TATAGIBA, L. C. S.; GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. **Tendências no desenvolvimento de gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG.** Revista soldagem & inspeção, São Paulo, v. 17, n. 3, p. 218-228, sept. 2012

Valiente Bermejo, M. A., et al. (2015). "**Effect of shielding gas on welding performance and properties of duplex and superduplex stainless steel welds.**" Welding in the World 59(2): 239-249.

ZAMPROGNO, E.B., et al. "**Influência da variação da energia de soldagem na formação da microestrutura do aço UNS S32304**", In:VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica,10-1289, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 18-21 Agosto 2010.

ZIELINSKA, S., PELLERIN K., DZIERZEGA, K. MUSIOL, F. VALENSIA, Ch. de IZARRA and BRIAND, F.; **Gas influence on the arc shape in MIG-MAG welding,** Eur. Phys. J. AP, vol 43(1), July, 2008, pp. 111-122.