

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Laura Silva Macedo Lima

**IMPLEMENTAÇÃO DA DUPLA CAMADA DE GÁS AR/ (AR+CO₂) NO PROCESSO
DE SOLDAGEM TIG NO AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L**

Belo Horizonte

2017

Laura Silva Macedo Lima

**IMPLEMENTAÇÃO DA DUPLA CAMADA DE GÁS AR/ (AR+CO₂) NO PROCESSO
DE SOLDAGEM TIG DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Pedro Paiva Brito

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Belo Horizonte

2017

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

L732i Lima, Laura Silva Macedo
Implementação da dupla camada de gás AR/ (AR+CO₂) no processo de soldagem TIG no aço inoxidável AISI 316L / Laura Silva Macedo Lima. Belo Horizonte, 2017.
121 f. : il.

Orientador: Pedro Paiva Brito
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Soldagem TIG (Tungsten Inert Gas). 2. Ligas (Metalurgia). 3. Aço inoxidável.
5. Resistência de materiais. I. Brito, Pedro Paiva. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
III. Título.

SIB PUC MINAS

CDU: 621.791

Laura Silva Macedo Lima

**IMPLEMENTAÇÃO DA DUPLA CAMADA DE GÁS AR/ (AR+CO₂) NO PROCESSO
DE SOLDAGEM TIG DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Pedro Paiva Brito

Prof. Dr. Pedro Paiva Brito – PUC Minas (Orientador)

Prof. Dr. Paulo José Modenesi – UFMG (Banca Examinadora)

Prof^a. Dra. Sara Silva Ferreira de Dafé – PUC Minas (Banca Examinadora)

Belo Horizonte, 22 de Dezembro de 2017

*À todos que de alguma forma contribuíram
para a minha constante evolução, em especial à
minha família.*

AGRADECIMENTOS

À Deus, por todas as coisas.

Ao professor Dr. Pedro Paiva Brito, pela excelente orientação e dedicação, se fazendo presente e contribuindo de maneira enriquecedora em todas as etapas do projeto.

Ao professor Me. Leonel Dimas de Abreu, por sua dedicação e por todo o conhecimento compartilhado, principalmente durante as práticas de soldagem, que foram fundamentais para que eu pudesse ter sucesso nesta caminhada.

Ao professor Dr. Paulo J. Modenesi por viabilizar a realização desse projeto ao disponibilizar o misturador de gases utilizado nos ensaios de soldagem.

Ao professor do CEFET-MG, Me. Carlos Eduardo dos Santos pelo fornecimento dos dados dos ensaios de DRX.

Aos Técnicos de Laboratório da PUC Minas da unidade Coração Eucarístico, em especial ao Ítalo Bruno dos Santos, que estavam sempre dispostos a me ajudar durante toda a execução do projeto, e aos Técnicos de Laboratório da PUC Minas da unidade Contagem, em especial à Thaís Roberta Campos, que se mostraram sempre de prontidão a me ajudar na execução dos ensaios de corrosão.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da PUC Minas pela estrutura disponibilizada e apoio na realização deste projeto.

À Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES pela bolsa de estudos concedida e pela qualidade do sistema disponibilizado, possibilitando o acesso à conteúdos de grande valor acadêmico.

Ao amigo André Bragança Carvalho França, por sua dedicação e paciência ao me dar suporte durante a execução de todo o projeto.

Ao amigo Rafael Prata Ritzinger, que me auxiliou no desenvolvimento das simulações realizadas em CFD.

Aos amigos de mestrado Bernardo de Oliveira Jakitsch, Bruna Carvalho do Nascimento e Marília Mansur Ferreira de Resende Chaves pelo companheirismo.

Ao meu amigo Antônio Viçoso Cotta pela amizade, apoio e ensinamentos contínuos, que me proporcionam ser uma pessoa melhor a cada dia.

À minha família, pelo imenso carinho e apoio na realização deste projeto e por estarem sempre presentes.

A todos que de alguma forma contribuíram para a realização desse trabalho.

RESUMO

O processo TIG (Tungsten Inert Gas) é uma das técnicas de soldagem mais utilizadas na união de aços inoxidáveis devido à alta qualidade superficial do cordão de solda e do metal soldado. No entanto, a soldagem TIG apresenta desvantagens como cordões rasos, com baixa penetração, e, conseqüentemente baixa produtividade em comparação com os demais processos de soldagem que envolvem o uso de gás. A presença de elementos ativos na poça de fusão, provenientes da atmosfera de proteção empregada durante a soldagem, reverte o sentido do efeito Marangoni de convecção, de forma que o cordão de solda tem sua geometria alterada de largo e raso para estreito e profundo. Desta forma, visando aumentar a produtividade do processo TIG, garantindo a integridade do eletrodo de tungstênio, foi proposta uma tocha para implementação da dupla camada de gás no processo TIG de soldagem (AA-TIG). Esta nova tocha opera com uma camada interna de gás inerte puro, responsável pela proteção do eletrodo, e uma camada externa de uma mistura de gases, ativo e inerte, responsáveis por alterar a geometria do cordão de solda. Para tanto, foi desenvolvida uma geometria alternativa de bocal que pode ser adaptado à tocha TIG convencional possibilitando a utilização de uma segunda camada de gás, na qual se pode variar a concentração de gás ativo. A eficiência do bocal proposto pôde ser atestada por meio da realização da simulação numérica do escoamento dos gases e, também, em testes práticos. Utilizando-se o bocal desenvolvido, observou-se que a melhor razão profundidade/largura do cordão encontrada foi para concentração de 2,5% de CO₂, alcançando uma penetração 2,5 vezes maior do que a alcançada pelo processo TIG convencional, garantindo a integridade do eletrodo, sem apresentar alterações significativas na composição das fases e nas micrografias, embora tenha apresentado redução nos valores de microdureza na região do cordão de solda.

Palavras-chave: Soldagem TIG. AISI 316L. Dupla Camada de Gás. Penetração. Aço Inoxidável.

ABSTRACT

The TIG (Tungsten Inert Gas) process is one of the most widely used welding techniques in the union of stainless steels due to the high surface quality of the weld bead and welded metal. However, TIG welding has disadvantages such as shallow beads, low penetration, and consequently low productivity compared to other welding processes involving the use of gas. The presence of active elements in the fusion pool due to the atmospheric protection used during the weld, reverses the direction of the Marangoni convection effect, so that the weld bead has its geometry changed from wide and shallow to narrow and deep. Thus, in order to increase the productivity of the TIG process and guarantee the integrity of the tungsten electrode, a torch was proposed to implement the double layer of gas in the TIG welding process (AA-TIG). This new torch operates with an inner layer of pure inert gas responsible for the protection of the electrode, and an outer layer of a mixture of active and inert gas responsible for changing the geometry of the weld bead. For this purpose, an alternative nozzle geometry has been developed which can be adapted to the conventional TIG torch enabling the use of a second gas layer in which the active gas concentration can be varied. The efficiency of the proposed nozzle was attested by means of numerical simulation of the gas flow as well as in practical tests. When using the developed nozzle, it was observed that the best depth / width ratio of the weld bead found was for a concentration of 2.5% of CO₂, achieving a penetration 2.5 times greater if compared to the conventional TIG process. Using this configuration the electrode integrity was ensured and none significant changes related to fase composition and to optical microscopy was noticed. However, an increase on microhardness was observed on the welding pool.

Keywords: GTAW. AISI 316L. Double Shielding. Penetration. Stainless Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Diagrama esquemático da tocha projetada para a implementação da dupla camada de gás no processo TIG de soldagem.....	34
Figura 2	Variações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304 visando diferentes propriedades	39
Figura 3	Micrografia óptica do aço AISI 316L	41
Figura 4	Classificação dos processos de soldagem de acordo com a natureza da união	42
Figura 5	Representação esquemática do processo de soldagem TIG.....	43
Figura 6	Representação esquemática dos equipamentos básicos utilizados no processo de soldagem TIG	44
Figura 7	Representação esquemática do efeito do tipo da corrente e sua polaridade no processo de soldagem TIG	45
Figura 8	Influência do ângulo do eletrodo na geometria do cordão de solda.....	47
Figura 9	Representação esquemática do efeito Marangoni de convecção na poça de fusão (a) $\partial\sigma/\partial T < 0$ (b) $\partial\sigma/\partial T > 0$	52
Figura 10	Representação esquemática dos mecanismos de aumento de penetração na soldagem A-TIG.....	53
Figura 11	Cordões de solda TIG em chapas de aço inoxidável AISI 316L de 6 mm de espessura a)sem a adição de enxofre (fluxo) b) com a adição a adição de enxofre (fluxo)	54
Figura 12	Distribuição da microdureza ao longo as seção transversal do cordão de solda realizado no aço AISI 304.....	56
Figura 13	Seção transversal dos cordões de solda para diferentes concentrações de CO ₂ na camada externa	58
Figura 14	Percentual de ferrita nos cordões de solda.....	61
Figura 15	Perfil de microdureza dos cordões de solda	61
Figura 16	Susceptibilidade à formação de trincas em função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq}	62
Figura 17	Diagrama de Schaeffler	63
Figura 18	Microestrutura relativa ao modo A de solidificação	64

Figura 19 Microestrutura relativa ao modo AF de solidificação.....	65
Figura 20 Microestrutura relativa ao modo FA de solidificação.....	66
Figura 21 Microestrutura relativa ao modo F de solidificação	67
Figura 22 Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe - Cr – Ni	68
Figura 23 Diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni para 70% Fe	69
Figura 24 Diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni para um teor de cromo constante	69
Figura 25 Formação de precipitado de cromo nos contornos de grão e de regiões empobrecidas em cromo.....	70
Figura 26 Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	71
Figura 27 Representação da geometria do sistema exportado para o ANSYS	72
Figura 28 Malha gerada para a geometria do bocal simulada	73
Figura 29 Ilustração esquemática da geometria do bocal.....	74
Figura 30 Bancada automatizada para soldagem TIG com o bocal modificado	77
Figura 31 Regiões nas quais foram obtidas as micrografias.....	78
Figura 32 Representação esquemática das regiões onde foram realizadas as medições de microdureza na direção vertical da amostra	81
Figura 33 Representação esquemática das regiões onde foram realizadas as medições de microdureza na direção horizontal da amostra	81
Figura 34 Fração mássica de CO ₂ para a condição Ar-(Ar + 1%CO ₂) (a) intervalo [0-0.01] (b) intervalo [0.005-0.01]	84
Figura 35 Fração mássica de Ar para a condição Ar-(Ar + 1%CO ₂) (a) intervalo [0-1] (b) intervalo [0.9-1]	85
Figura 36 Fração mássica de CO ₂ para a condição Ar-(100%CO ₂).....	86
Figura 37 Fração mássica de Ar para a condição Ar-(100%CO ₂).....	86
Figura 38 Linhas de velocidade para a condição Ar-(Ar + 1%CO ₂) (a) conjunto (b) gás externo (c) gás interno	88
Figura 39 Linhas de velocidade para a condição Ar-(100%CO ₂) (a) conjunto (b) gás externo (c) gás interno	89

Figura 40 Desenho técnico do bocal com todas as dimensões necessárias para fabricação	90
Figura 41 Bocal fabricado em latão.....	90
Figura 42 Representação gráfica dos parâmetros geométricos dos cordões de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO ₂) na camada externa do bocal	99
Figura 43 Micrografia do metal base para as configurações a) e d) após tratamento térmico - b) e e) 100% Ar - c) e f) 100% Ar + Ar-2,5%	102
Figura 44 Micrografia do cordão de solda para as configurações a), c), e) 100% Ar - b), d), f) 100% Ar + Ar-2,5%	103
Figura 45 Micrografia da linha de fusão para as configurações a) e c) 100% Ar - b) e d) 100% Ar + Ar-2,5%	104
Figura 46 Difratoograma das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	105
Figura 47 Ampliação do difratograma das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	106
Figura 48 Perfil vertical de microdureza das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	108
Figura 49 Perfil horizontal de microdureza das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química nominal do aço inoxidável austenítico 316L (% em peso)	40
Tabela 2	Propriedades mecânicas do AISI 316L recozido	40
Tabela 3	Propriedades dos gases	49
Tabela 4	Composição química do fluxo utilizado no processo A-TIG para soldagem do aço AISI 304	55
Tabela 5	Parâmetros utilizados na soldagem do aço AISI 304	55
Tabela 6	Parâmetros de soldagem	58
Tabela 7	Razão profundidade / largura dos cordões soldados pelo processo TIG com dupla camada de gás	59
Tabela 8	Parâmetros de soldagem e razão entre as dimensões para os diferentes cordões de solda realizados	60
Tabela 9	Condições de contorno gerais utilizadas nas simulações	74
Tabela 10	Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L	75
Tabela 11	Concentração dos gases para cada ensaio (% em volume)	76
Tabela 12	Valores do parâmetro R utilizados na determinação da fração relativa das fases por difração de raios-X	80
Tabela 13	Peso dos eletrodos antes e depois do processo de soldagem para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa do bocal	91
Tabela 14	Morfologia dos eletrodos antes e depois do processo de soldagem para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa do bocal	92
Tabela 15	Seção transversal do cordão de solda para diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa de gás	95
Tabela 16	Resultados numéricos dos parâmetros geométricos dos cordões de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa de gás	98
Tabela 17	Área da seção transversal do cordão de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa de gás	101

Tabela 18 Valores de tensão e heat input aplicados para as nove condições de soldagem	101
Tabela 19 Fração volumétrica de austenita e ferrita δ calculada por meio da Difração de Raios-X	106
Tabela 20 Fração volumétrica de ferrita δ obtida por meio do ferritoscópio	107

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
CFD	Computational Fluid Dynamics
D/W	Razão Profundidade / Largura do cordão de solda
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
PAW	Plasma Arc Welding
TIG	Tungsten Inert Gas
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

$$\frac{D}{W}$$

Razão Profundidade/Largura do cordão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	33
1.1	Justificativas	35
1.2	Objetivo Geral	35
1.3	Objetivos Específicos.....	36
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	37
2.1	Aços Inoxidáveis.....	37
2.1.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos	38
2.1.1.1	<i>O aço inoxidável AISI 316L.....</i>	<i>40</i>
2.2	Soldagem.....	41
2.2.1	Soldagem TIG.....	43
2.2.1.1	<i>Equipamentos e Parâmetros de Processo.....</i>	<i>44</i>
2.2.1.2	<i>Gases de Proteção</i>	<i>47</i>
2.2.1.3	<i>Aplicações</i>	<i>50</i>
2.2.2	Efeito Marangoni.....	50
2.2.3	Soldagem A-TIG.....	52
2.2.4	Soldagem TIG com dupla camada de gás	56
2.2.5	Soldabilidade do AISI 316L	61
2.2.6	Solidificação do AISI 316L	62
3	METODOLOGIA.....	71
3.1	Projeto e Análise do Bocal.....	71
3.2	Materiais	75
3.3	Testes de Soldagem	76
3.3.1	Macrografia	77
3.3.2	Micrografia	78
3.3.3	Identificação das Fases Presentes.....	78
3.3.3.1	<i>Difração de Raios-X.....</i>	<i>79</i>
3.3.3.2	<i>Ferritoscópio</i>	<i>80</i>
3.3.4	Microdureza.....	80
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	83
4.1	Projeto e Análise do Bocal.....	83
4.2	Eletrodo	91
4.3	Testes de Soldagem	95
4.3.1	Macrografia	95
4.3.2	Micrografia	102
4.3.3	Identificação das Fases Presentes.....	105
4.3.3.1	<i>Difração de Raios-X.....</i>	<i>105</i>
4.3.3.2	<i>Ferritoscópio</i>	<i>107</i>
4.3.4	Microdureza.....	108
5	CONCLUSÕES.....	113
5.1	Projeto e Análise do Bocal.....	113

5.2	Eletrodo	113
5.3	Testes de Soldagem	113
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	115
	REFERÊNCIAS	117

1 INTRODUÇÃO

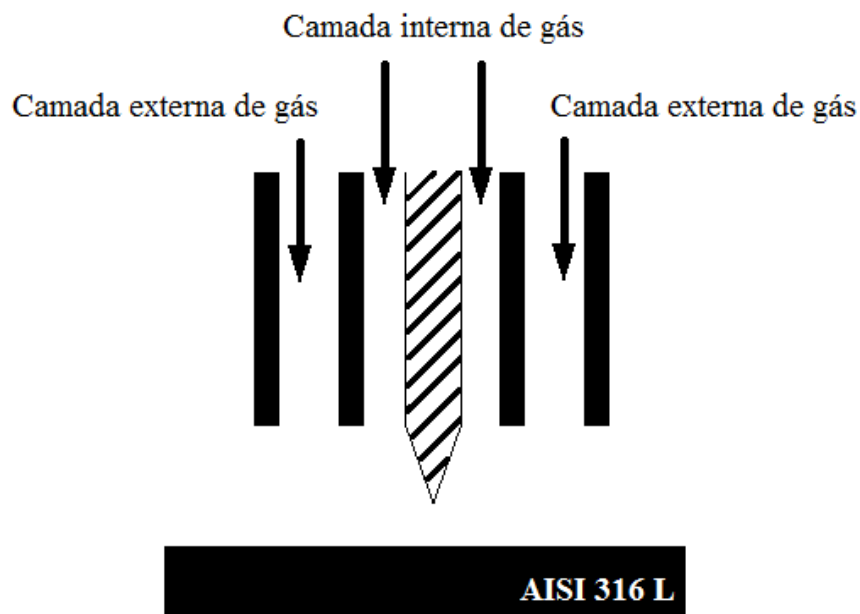
O processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), também conhecido como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), é um dos processos mais utilizados na soldagem de aços inoxidáveis devido à alta qualidade superficial do cordão de solda e do metal soldado (LU *et al.* 2009b). O calor necessário à obtenção da junta é obtido por meio de um arco elétrico estabelecido entre a peça a ser soldada e um eletrodo de tungstênio não consumível. Para evitar a degradação por oxidação do eletrodo, é necessária a presença de uma atmosfera de proteção formada por gás inerte, como Ar ou He. Nesse processo, o valor da corrente do arco elétrico é um fator limitante já que mesmo na presença de gases de proteção valores elevados de corrente de soldagem podem levar a degradação do eletrodo utilizado. Dessa forma, mesmo aumentando-se o aporte de calor por meio da otimização de parâmetros de soldagem, a largura do cordão continua sendo maior do que a profundidade de penetração do mesmo, o que diminui a razão penetração/largura e, conseqüentemente, a produtividade do processo (LU *et al.* 2009a). Assim sendo, a soldagem TIG proporciona um cordão de solda com penetração mais rasa em comparação com os demais processos de soldagem que envolvem o uso de gás como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e PAW (*Plasma Arc Welding*), para um mesmo valor de velocidade de soldagem (MIRZAEI *et al.* 2016). Geralmente, a profundidade de penetração de um cordão de passe único dado pelo processo TIG não alcança 3 mm (LU *et al.* 2009a).

De acordo com estudos realizados por Heiple and Roper (HEIPLE; ROOPER, 1982; HEIPLE; ROOPER, 1985; LU *et al.* 2002) a produtividade do processo de soldagem TIG pode ser aumentada com a adição de elementos tensoativos tais como O e S na poça de fusão. A presença de elementos tensoativos na poça de fusão modifica o sentido da convecção no metal fundido durante o processo de soldagem aumentando a taxa de transferência de calor para a parte inferior da junta soldada e, conseqüentemente, elevando a penetração (FUJII *et al.* 2008). Com isso, em 1960 o *E.O. Paton Institute of Electric Welding* foi o primeiro a propor o método A-TIG (GUREVICH; ZAMKOV, 1966), por meio do qual é feita a adição de uma camada de fluxo sólido sobre a superfície da chapa antecedendo o processo de soldagem. De acordo com Leconte *et al.* (2006), esse

processo seria capaz de aumentar a penetração em 2-4 vezes. No entanto, a eficiência do processo depende da quantidade e da granulometria do fluxo, assim como do método de aplicação e limpeza, que são fatores operacionais de difícil controle.

Uma solução alternativa para promover a incorporação de elementos tensoativos na poça de fusão é a adição de gases como CO_2 ou O_2 na camada de gás inerte Argônio (Ar) (LU *et al.* 2004 a,b). O preparo e aplicação da mistura de gás ativo e inerte podem ser controlados de uma maneira mais eficaz em comparação com fluxo sólido, podendo ser também automatizados. Entretanto, com a presença de gases ativos O_2 ou CO_2 o eletrodo de tungstênio sofre danos severos pela oxidação. Buscando prevenir a degradação do eletrodo de tungstênio, recentemente foi desenvolvida uma tocha para implementação da dupla camada de gás no processo TIG de soldagem, como representado esquematicamente na Figura 1. Essa nova tocha opera com um fluxo interno de gás inerte e um fluxo externo de uma mistura de gases ativo e inerte (LU *et al.* 2010).

Figura 1 Diagrama esquemático da tocha projetada para a implementação da dupla camada de gás no processo TIG de soldagem.



Fonte: Elaborado pela autora

No presente estudo, uma adaptação para a tocha de soldagem TIG convencional foi projetada e construída para operar com um fluxo interno de gás Ar puro e uma camada externa da mistura de Ar-CO₂ para soldagem de chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L. Amostras das seções transversais das chapas foram analisadas em termos macroscópicos, microscópicos, microdurezas e difração de raios-x. A influência da geometria da tocha na oxidação e deterioração do eletrodo de tungstênio, também, foram investigados.

1.1 Justificativas

A adição de gases ativos na soldagem TIG de aço inoxidável austenítico foi desenvolvida recentemente e foi possível comprovar o aumento de penetração da junta. Entretanto, a geometria do bocal utilizada na adição do gás ativo, a influência da adição de gás CO₂ ao processo na microestrutura e propriedades mecânicas não foram ainda exploradas suficientemente. Dessa forma, espera-se que o presente trabalho possa contribuir na proposta de uma geometria para o bocal e na elucidação de questões ligadas à oxidação do eletrodo durante a soldagem, variação da microestrutura e microdureza na poça de fusão bem como a composição de fases.

1.2 Objetivo Geral

Desenvolver um bocal para o processo TIG de soldagem que seja capaz de direcionar duas camadas independentes de gás (Ar e Ar+CO₂) para a poça de fusão e utilizá-lo na soldagem de cordões sobre chapas do aço inoxidável austenítico AISI 316L, assim como analisar os cordões e os eletrodos utilizados no processo nos aspectos macroscópicos e microscópicos.

1.3 Objetivos Específicos

- Estudar o fluxo de gases através do bocal por meio de simulações numéricas CFD (*Computational Fluid Dynamics*);
- Desenvolver a geometria do bocal que viabilizará a implementação da dupla camada de gás no processo TIG;
- Analisar macro e microscopicamente a influência dos diferentes percentuais de gás ativo implementados, nos cordões de solda e nos eletrodos utilizados no processo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção, apresenta-se uma revisão da literatura a respeito da soldagem do aço inoxidável austenítico AISI 316L, do processo de soldagem TIG e suas derivações.

2.1 Aços Inoxidáveis

Lippold e Kotecki (2005) definem aços inoxidáveis como sendo aços de alta-liga que têm como base os sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni e que possuem uma concentração mínima de cromo em peso de 10,5%. Esse teor de cromo proporciona a formação de uma camada passiva na superfície do metal, composta primariamente por óxidos de cromo quando o aço entra em contato com o oxigênio, fazendo com que os aços inoxidáveis sejam comercialmente conhecidos pela sua resistência à corrosão e à oxidação, até mesmo em temperaturas elevadas (1000°C). Os aços inoxidáveis são encontrados em sistemas geradores de energia, indústrias farmacêuticas, alimentícias, componentes de motores a jato, e até mesmo em equipamentos de cozinha e automobilísticos (CALLISTER, 2007; ASM HANDBOOK, 1993).

Os aços inoxidáveis são usualmente classificados em cinco tipos, martensítico, ferrítico, austenítico, duplex (austenítico e ferrítico) e endurecíveis por precipitação (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

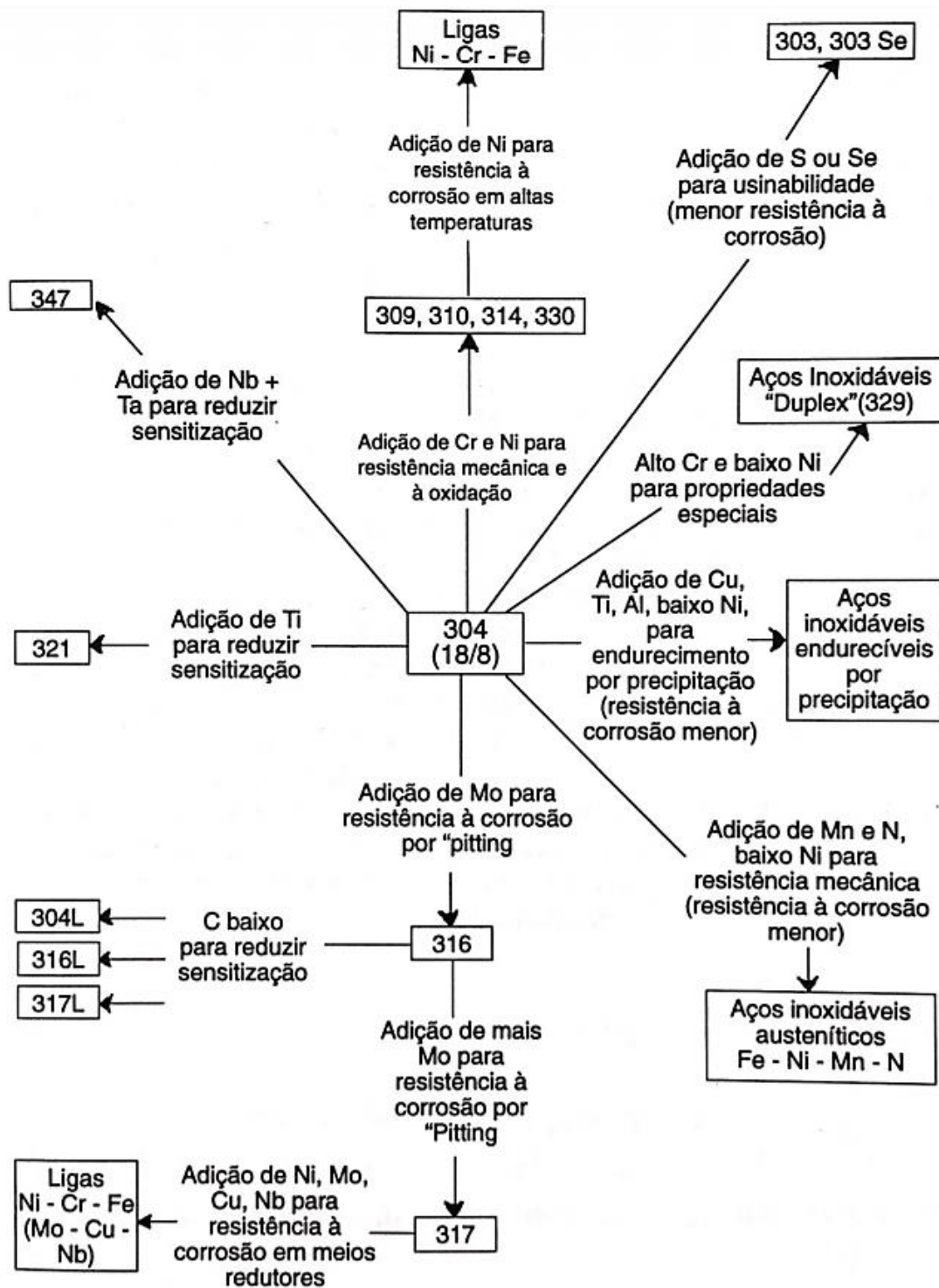
Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam predominantemente a austenita (γ) estável à temperatura ambiente. São aços que contêm em sua composição química percentuais de Cr entre 16% e 26% e percentuais de Ni entre 6% e 22% (SOUZA, 2012). Quando comparados aos demais aços inoxidáveis, os aços austeníticos apresentam um baixo limite de escoamento, limite de resistência elevado e alta ductilidade à temperatura ambiente. Ainda se comparados aos ferríticos e martensíticos, os aços inoxidáveis austeníticos apresentam excelente soldabilidade, possuem melhor estampabilidade e maior resistência à corrosão, principalmente em temperaturas baixas (CHEN, 2013), sendo amplamente utilizado no armazenamento de gás natural liquefeito de petróleo, que possui ponto de ebulição igual a -162°C a 1 atmosfera. (KUMAR, 2011), porém, não são resistentes à corrosão por cloretos. Esses aços são paramagnéticos e possuem

aplicabilidade na indústria química, alimentícia e de refino de petróleo (MODENESI, 2001; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; CALLISTER, 2007).

2.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos representam cerca de 65% a 70% de todo o aço inoxidável produzido (MODENESI, 2001). Na classe dos aços inoxidáveis austeníticos, os aços da série 300 (em nomenclatura devida ao *American Iron and Steel Institute* – AISI) são os mais utilizados. Essa utilização se deve às combinações de propriedades que podem ser alcançadas mediante a variação da composição química da liga, por meio do acréscimo de elementos de liga tais como. Ni, Mo, Cr, Al, Ti (PADILHA, 1994). A Figura 2 apresenta os principais aços inoxidáveis austeníticos a partir do AISI 304, considerado o aço “clássico” desta família por ser o aço inoxidável mais popular e mais versátil, com maior gama de aplicações devido a uma combinação de propriedades, como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente e soldabilidade (PADILHA, 1994; SILVA; MEI, 2013).

Figura 2 Variações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304 visando diferentes propriedades



2.1.1.1 O aço inoxidável AISI 316L

De acordo com a norma ASTM A 240 (2002), o aço AISI 316L deve apresentar composição química similar às apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 Composição química nominal do aço inoxidável austenítico 316L (% em peso)

C máx	Mn máx	Si máx	P máx	S máx	Cr	Ni	Mo
0,03	2,0	0,75	0,045	0,03	16,0-18,0	10,0-14,0	2,0 - 3,0

Fonte: ASTM A 240, 2002

Seu elevado percentual (em peso) de Cr (16,0% - 18,0%) e Ni (10,0% - 14,0%) proporcionam à liga uma maior resistência à corrosão intergranular em ambientes corrosivos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Algumas propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L recozido estão representadas na Tabela 2.

Tabela 2 Propriedades mecânicas do AISI 316L recozido

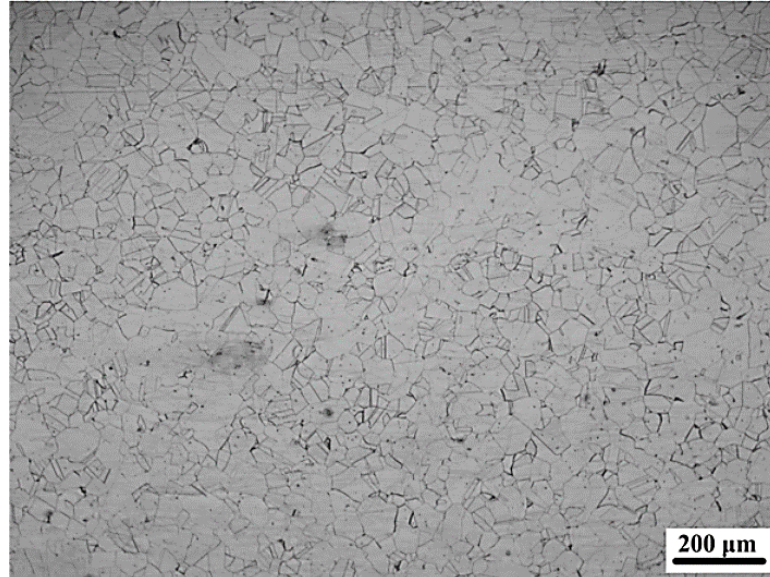
Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Alongamento [%]
170	485	40

Fonte: CALLISTER, 2007

De acordo com os estudos de Muthukumaran *et al.* (2010) o aço inoxidável austenítico AISI 316L na condição de laminado e recozido apresentou dureza na ordem de 195 HV.

A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos é composta, em sua maioria, de austenita, se caracterizando por apresentar uma microestrutura monofásica, podendo conter maclas. Feng *et al.* (2015) avaliaram em seu estudo a microestrutura do AISI 316L, como metal de adição no processo de soldagem por fricção. A micrografia do material como recebido está representada na Figura 3, na qual observa-se principalmente grãos de austenita equiaxiais e maclas.

Figura 3 Micrografia óptica do aço AISI 316L



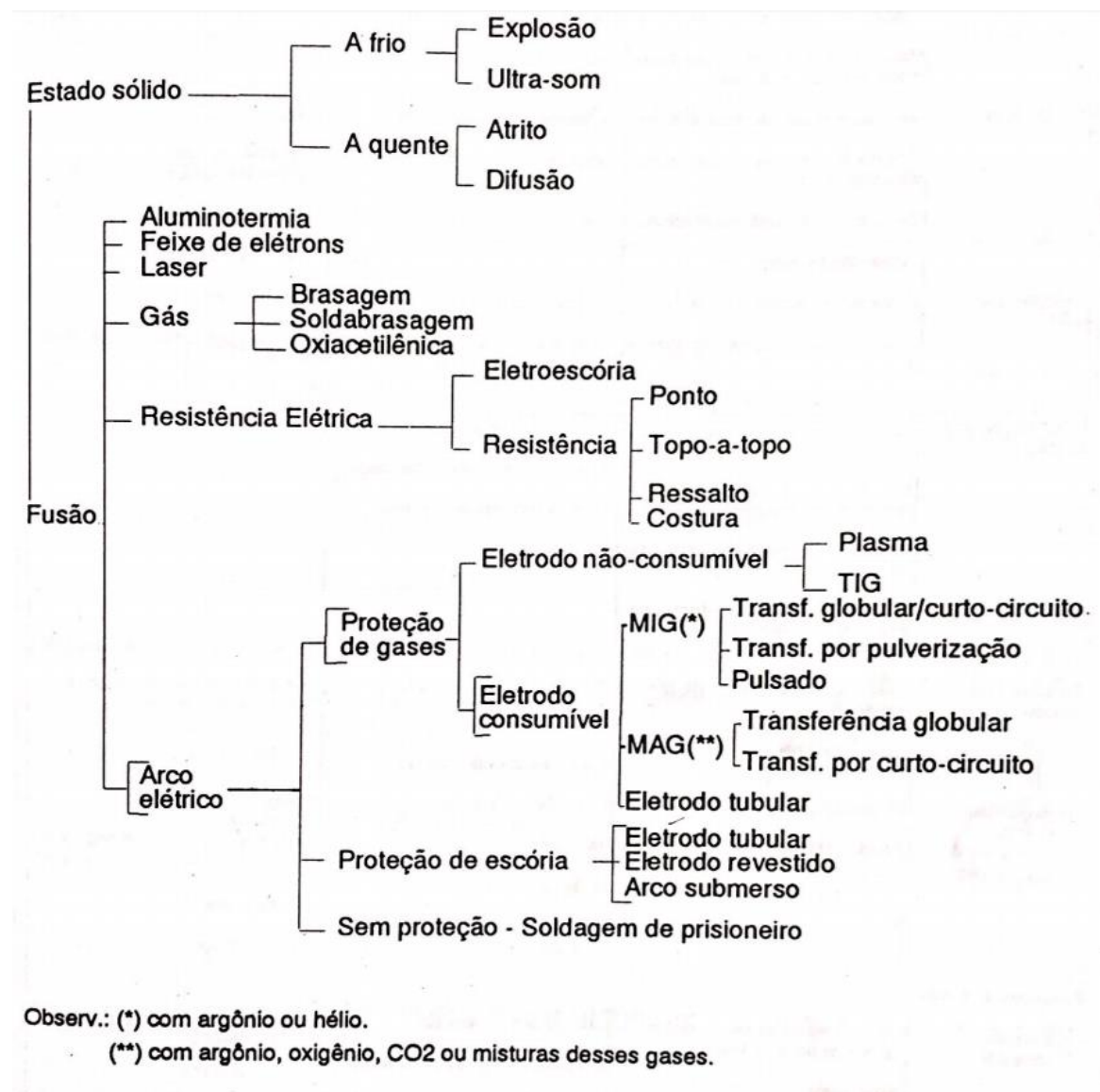
Fonte: FENG *et al.* 2015

2.2 Soldagem

Por definição, a soldagem é um processo de união de partes metálicas, poliméricas e cerâmicas através da aplicação de calor ou de pressão, assegurando continuidade física e química à junta soldada (WAINER; BRANDI; MELLO, 2005). No entanto, esse processo também tem sido utilizado com o objetivo de depositar materiais sobre uma superfície, visando a recuperação e o revestimento de componentes (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grupos de acordo com sua natureza da união, sendo o primeiro constituído pelos processos de soldagem por pressão (ou deformação) que englobam os processos de soldagem por forjamento, ultrassom, fricção, difusão, explosão. O segundo grupo, que engloba os processos de soldagem por fusão pode ser separado em subgrupos de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças, como representado pela Figura 4. Dentre estes, os processos de soldagem a arco elétrico são os de maior importância industrial na atualidade (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

Figura 4 Classificação dos processos de soldagem de acordo com a natureza da união



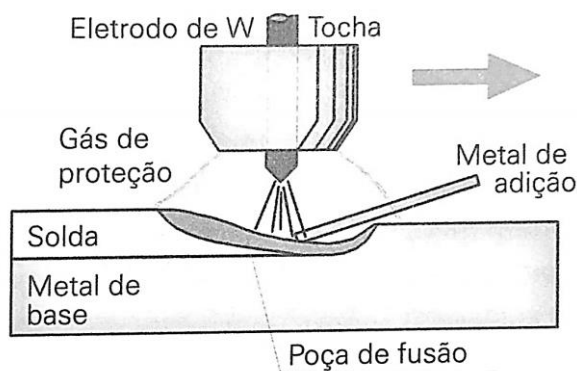
Fonte: WAINER; BRANDI; MELLO, 2005

De acordo com Houldcroft (1979), os processos de soldagem devem satisfazer os seguintes aspectos: fornecer uma quantidade de energia capaz de unir materiais, sendo estes metálicos ou não; remover as impurezas das superfícies metálicas a serem unidas; evitar que o material fundido entre em contato com o ar atmosférico durante o processo de soldagem; assegurar o controle das propriedades físicas e metalúrgicas da solda.

2.2.1 Soldagem TIG

O processo TIG (Tungsten Inert Gas), também conhecido como GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) é um processo de soldagem por fusão. Essa fusão se deve a energia fornecida pelo arco elétrico estabelecido entre o eletrodo não consumível de tungstênio e um dos componentes a serem soldados. A proteção do eletrodo, do material fundido e da zona termicamente afetada (ZTA) do contato com o ar atmosférico é garantido por uma camada de gases e/ou mistura de gases inertes conduzidos pela tocha. Como o eletrodo não é consumível, esse processo pode ser realizado com ou sem metais de adição, assim como pode ser manual ou automatizado (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013; WAINER; BRANDI; MELLO, 2005). O processo está esquematicamente ilustrado na Figura 5.

Figura 5 Representação esquemática do processo de soldagem TIG



Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013

O fato da fonte de calor ser independente do acréscimo de metal de adição no processo TIG permite que exista um maior controle da energia fornecida para a peça de metal a ser soldada. Esse controle minimiza a ZTA e as possíveis distorções, permitindo a soldagem de chapas finas (de 1 a 2 mm) assim como de materiais que apresentam baixa soldabilidade, apresentando uma excelente qualidade (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013; WAINER; BRANDI; MELLO, 2005).

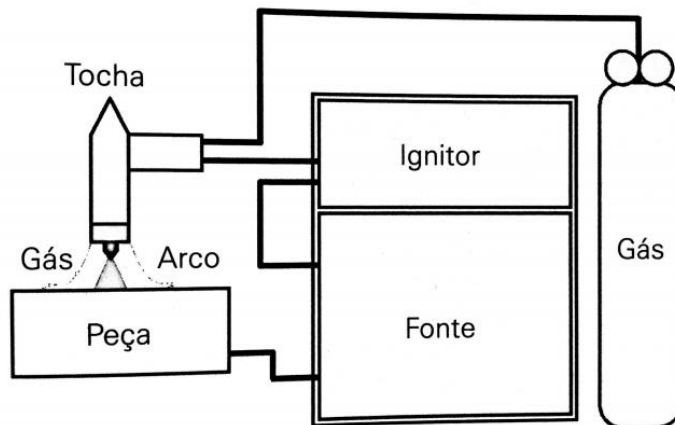
O processo TIG pode ser usado na soldagem da maior parte das ligas metálicas, incluindo os aços inoxidáveis, ligas de níquel, titânio, alumínio, magnésio, cobre, latão, bronze e até mesmo ouro. Pode, também, ser usado na soldagem de materiais dissimilares (BONHNART, 2002).

Nesse processo, o arco elétrico apresenta boa estabilidade o que propicia a formação de cordões de solda com bom acabamento e boa aparência, tornando desnecessária a limpeza da superfície após soldagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

2.2.1.1 Equipamentos e Parâmetros de Processo

O processo de soldagem TIG utiliza uma fonte de energia elétrica, um ignitor, uma fonte gás inerte, uma tocha de soldagem equipada com um eletrodo de tungstênio, cabos e mangueiras, além de dispositivos auxiliares que podem ser adicionados ao processo visando automatizá-lo (WAINER; BRANDI; MELLO, 2005; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013). Os equipamentos básicos estão representados de forma esquemática na Figura 6.

Figura 6 Representação esquemática dos equipamentos básicos utilizados no processo de soldagem TIG



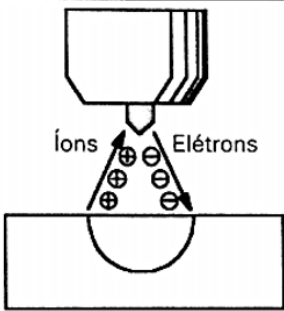
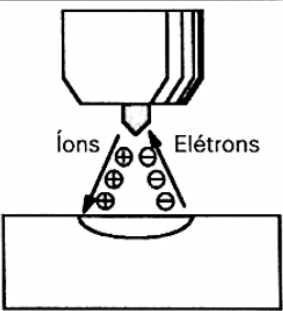
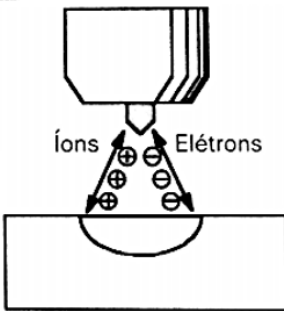
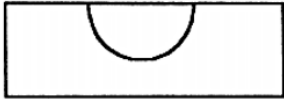
Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013

Os principais parâmetros da soldagem TIG são: comprimento do arco elétrico, corrente elétrica, velocidade de soldagem e vazão do gás de proteção (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

O comprimento do arco elétrico, isto é, a distância entre a ponta do eletrodo de tungstênio e a superfície da peça a ser soldada, interfere na estabilidade do arco elétrico, uma vez que, distâncias muito pequenas ou longas resultam em arcos instáveis, favorecendo a formação de defeitos tais como mordeduras e porosidades. Esta distância também influencia no valor de tensão do processo. Considerando valores constantes de corrente de soldagem e de vazão do gás de proteção, para um comprimento de arco elétrico maior tem-se uma tensão de soldagem maior e consequentemente um cordão mais raso e mais largo (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

Na soldagem TIG, a corrente elétrica é um parâmetro predeterminado na fonte de energia que influencia na geometria do cordão. Valores maiores de corrente resultam em cordões mais largos e com maior profundidade de penetração. Além da intensidade da corrente, outros fatores que influenciam na geometria do cordão é o tipo da corrente e sua polaridade, representado na Figura 7 (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

Figura 7 Representação esquemática do efeito do tipo da corrente e sua polaridade no processo de soldagem TIG

Tipo de Corrente:	CC-	CC+	CA
Polaridade do eletrodo	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Fluxo de elétrons e íons			
Perfil do cordão			
Limpeza de óxido	Não	Sim	Sim (meio ciclo)
Aplicações	Aço, Cu, Ag, Aços Inoxidáveis e ligas resistentes ao calor	Al, Mg (somente para baixas correntes e espessuras)	Al, Mg e suas ligas com maiores correntes e espessuras

Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013

A velocidade de soldagem está vinculada à produtividade do processo de tal forma que velocidades mais altas proporcionam uma maior eficiência e produtividade. Entretanto, velocidades elevadas podem originar defeitos no cordão de solda como descontinuidade, falta de fusão, baixa penetração e mordeduras. Além disso, velocidades mais altas tendem a formar cordões mais rasos e mais estreitos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

O gás de proteção, gás inerte, é responsável pela qualidade do cordão de solda, uma vez que este irá isolar a poça de fusão do contato com o meio ambiente, evitando a formação de óxidos e de porosidades. Dessa forma, a vazão deve respeitar um valor mínimo que garanta a proteção do cordão (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

Outro parâmetro importante é a energia de soldagem (*heat input*), quantidade de calor cedido pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta, que no caso de corrente contínua pode ser calculado pela Equação (1) (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012; WAINER; BRANDI; MELLO, 2005):

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \cdot \eta \quad (1)$$

Onde:

H = energia de soldagem (J/cm)

V = tensão de soldagem (V)

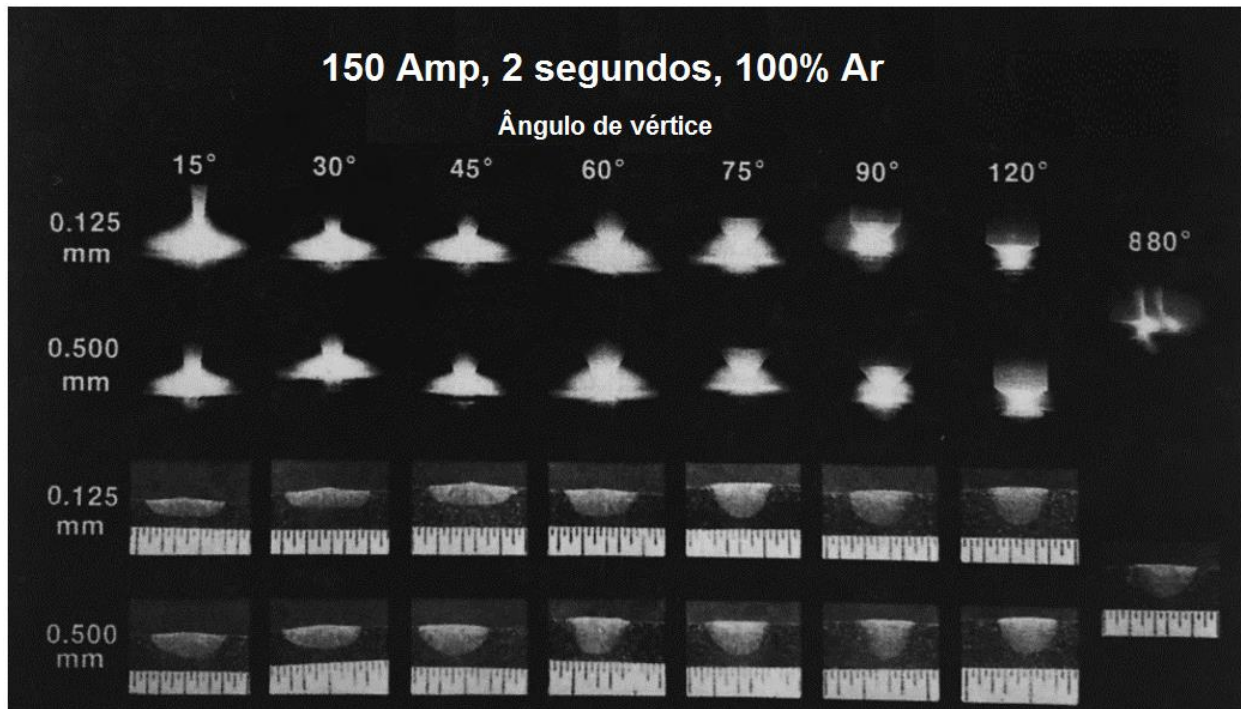
I = corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

η = rendimento térmico do processo

Na soldagem com corrente contínua, o ângulo do eletrodo é outro parâmetro que influencia na penetração e na largura do cordão de solda, como ilustrado na Figura 8.

Figura 8 **Influência do ângulo do eletrodo na geometria do cordão de solda**



Fonte: BONHNART, 2002

2.2.1.2 Gases de Proteção

O objetivo principal do gás de proteção é proteger a região do arco elétrico do contato com a atmosfera. O gás de proteção irá deslocar o ar atmosférico impedindo que este entre em contato com o metal fundido, o eletrodo e o arco elétrico. Assim, a qualidade da solda depende da eficiência da proteção fornecida pelos gases. Além disso, o gás de proteção também afeta a estabilidade do arco elétrico e as propriedades e geometria do cordão de solda. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008; CARY, 1998; THE PROCEDURE HANDBOOK, 1994)

Os gases de proteção podem ser inertes ou ativos. Os gases inertes não reagem quimicamente com outros elementos e são essenciais na soldagem TIG para garantir a integridade do eletrodo. Os gases inertes utilizados são Ar e He. Considerando a soldagem na posição plana, quanto mais denso for o gás, maior a eficiência da proteção fornecida por este, uma vez que ele irá deslocar o ar atmosférico dos arredores do arco elétrico, enquanto o gás menos denso irá se dispersar, exigindo uma vazão volumétrica

de gás maior para compensar. Dessa forma, quando utiliza-se o argônio que é aproximadamente 10 vezes mais denso do que o hélio e 30% mais denso do que o ar obtém-se, uma camada de proteção mais efetiva em relação ao hélio (SCOTTI; PONOMAREV, 2008, THE PROCEDURE HANDBOOK, 1994).

Em relação ao hélio, nos processos de soldagem, o argônio proporciona maior facilidade de abertura do arco elétrico, requer um valor de tensão menor para um dado valor de corrente e de comprimento de arco devido ao seu potencial de ionização mais baixo. Dessa forma, o argônio é mais indicado na soldagem de materiais mais finos e que possuam condutividade térmica mais baixa, sendo o hélio mais efetivo na soldagem de materiais mais espessos, que apresentem condutividade térmica mais elevadas como o cobre e as ligas de alumínio, assim como em processos automatizados com altas velocidades de soldagem (CARY, 1998).

Os gases ativos são gases que reagem com os elementos da poça de fusão, sendo o CO_2 e o O_2 uns dos gases ativos mais comumente utilizados. Devido ao efeito oxidante do CO_2 , este pode causar porosidade assim como perda de elementos de liga tais como cromo, vanádio, titânio e manganês no aço fundido (CARY, 1998, THE PROCEDURE HANDBOOK, 1994).

Algumas propriedades dos gases influenciam no processo de soldagem, como o peso específico, referente ao peso dos gases em relação ao do ar, que é igual a 1. A condutividade térmica, refere-se ao calor na coluna do arco elétrico e a dimensão desta, assim como à velocidade com que o calor irá ser transferido no gás. O potencial de ionização consiste na energia necessária para retirar um elétron da camada de valência de uma molécula ou átomo, de forma que a capacidade de ionização dos gases irá interferir na abertura e estabilidade do arco elétrico. Quanto menor for o valor do potencial de ionização, mais facilmente se dará a abertura do arco, e quanto maior for o potencial de ionização, maior energia terá o arco. A Tabela 3 contém as propriedades descritas acima para o Ar, He e CO_2 .

Tabela 3 Propriedades dos gases

Gás	Peso Específico [ar=1]	Potencial de Ionização [eV]	Condutividade Térmica [mW/m.K]
Ar	1,38	15,8	16,4
He	0,1368	24,6	142,6
CO ₂	1,53	14,4	14,7

Fonte: SCOTTI; PONOMAREV, 2008; SHIELDING, 1998

Os gases podem ser monoatômicos ou moleculares. Diferentemente do Ar, gás monoatômico que não sofre dissociação, o dióxido de carbono é um gás triatômico que dissocia na parte superior do arco elétrico, próximo ao eletrodo. O processo de dissociação envolve a absorção de energia (endotérmico), acarretando na redução da temperatura da atmosfera do arco elétrico, levando a um aumento da tensão para equilibrar a energia utilizada na dissociação das moléculas (Cai *et al.* 2017). O processo de dissociação é seguido do processo de ionização e na sequência do processo de recombinação, que ocorre na parte inferior do arco, próximo à poça de fusão. Este processo irá fornecer energia ao sistema na forma de calor latente (TATAGIBA *et al.* 2012, SCOTTI; PONOMAREV, 2008, CARY, 1998). As equações de dissociação do CO₂ estão representadas nas Equações (2) e (3).



2.2.1.3 Aplicações

Por ser um processo que permite um controle rigoroso do calor cedido, o processo de soldagem TIG possibilita uma solda de qualidade, viabilizando a soldagem de ligas aço de baixa soldabilidade e de chapas com menores espessuras. Dessa forma, o processo TIG permite a soldagem de uma gama de materiais, tendo aplicabilidade na indústria. O processo é comumente utilizado na costura e união de topo de tubos de aço inoxidável, especialmente de peças leves ou de precisão (indústria aeroespacial), e passe de raiz de tubulações de aço carbono e outros materiais. Pode ser utilizado na soldagem de titânio, alumínio, magnésio, cobre, latão, bronze, ouro, sendo usado também na união de material dissimilares como aço inoxidável e aço carbono, cobre e latão (BONHNART, 2002; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2013).

No entanto, de acordo com Li *et al.* (2007) e Nakhaei *et al.* (2016) o processo de soldagem TIG apresenta desvantagens como formação de cordões rasos, com baixa penetração e conseqüentemente baixa produtividade se comparado aos demais processos de soldagem que envolvem o uso de gás. A profundidade de penetração de um único passe de solda do processo TIG convencional com argônio se limita a 3 mm, apresentando a razão profundidade / largura entre 0,2-0,3. Dessa forma, a soldagem TIG tem sido utilizada principalmente na união de chapas com até 6 mm de espessura (LU *et al.* 2009a; LU *et al.* 2013).

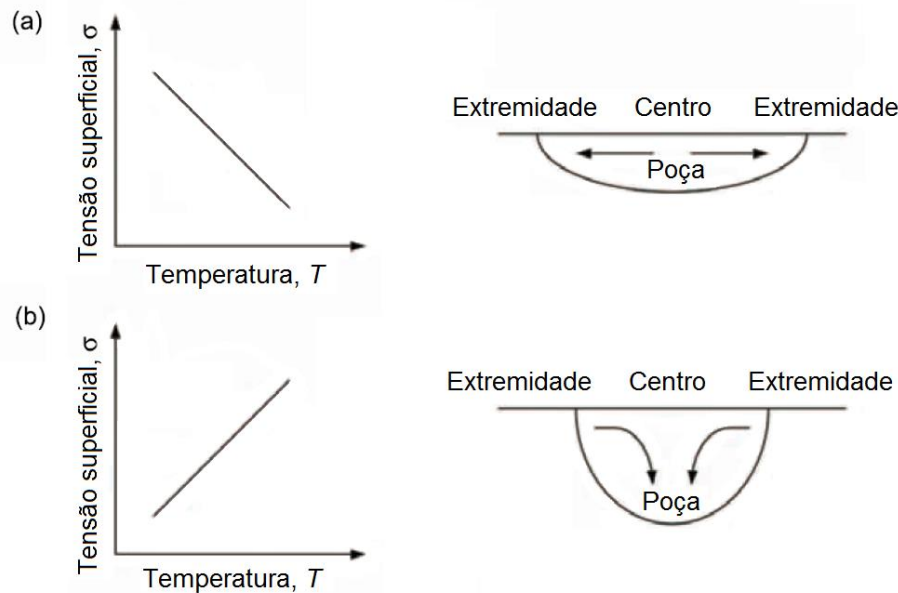
2.2.2 Efeito Marangoni

Geralmente, a geometria do cordão de solda é resultado da forma com que o calor é dissipado na poça de fusão. A transferência de calor é uma combinação dos processos condutivos e convectivos. A relação entre esses dois modos de transferência pode ser expressa pelo número de Peclet, que é dado pela razão entre convecção e condução (LU *et al.* 2004c). Baseado em Lu *et al.* (2010), o cálculo do número de Peclet para a soldagem do aço AISI 316L pelo processo TIG com dupla camada de gás, com velocidade de soldagem igual a 2 mm/s foi maior do que 1. Dessa forma, a principal forma de transferência de calor na poça de fusão ocorre por convecção.

Estudos anteriores mostram que o efeito Marangoni de convecção é um mecanismo que influencia o fluxo do material fundido na poça de fusão. O efeito Marangoni de convecção é baseado na diferença de tensão superficial apresentada na poça de fusão. Para alguns materiais a tensão superficial diminui com o aumento da temperatura. O material fundido apresenta um gradiente de temperatura significativo e consequentemente o mesmo ocorre para o gradiente de tensão superficial. Devido a distribuição de temperatura na poça de fusão, na qual as extremidades apresentam temperaturas inferiores ao centro, o efeito Marangoni irá prever um fluxo do centro para as extremidades da poça.

Heiple e Ropper (1982; 1985), Mirzaei *et al.* (2016), Lu *et al.* (2010), assim como estudos mais recentes vêm provando que a presença de elementos ativos na poça líquida de fusão reverte o sentido do efeito Marangoni de convecção, deixando de acontecer do centro para as extremidades ($\partial\sigma/\partial T < 0$) para ocorrer das extremidades para o centro ($\partial\sigma/\partial T > 0$), Figura 9. De acordo com Heiple e Ropper (1985) e Lu *et al.* (2003) o oxigênio (O) e o enxofre (S) são elementos ativos para os aços inoxidáveis. O oxigênio derivado da decomposição do CO_2 a altas temperaturas se dissolve na poça fundida durante o processo de soldagem. Quando a concentração de gases ativos atinge um valor crítico, o cordão de solda tem sua geometria alterada de largo e raso para estreito e profundo, aumentando assim a razão entre a profundidade e a largura do cordão de solda (D/W) se comparado à soldagem GTA convencional. No entanto, uma quantidade de elementos ativos superior ao valor crítico, favorecem a formação de óxidos no cordão de solda, o que irá diminuir os efeitos da tensão superficial, reduzindo novamente a relação D/W (PATSCHEGER *et al.* 2011).

Figura 9 Representação esquemática do efeito Marangoni de convecção na poça de fusão (a) $\partial\sigma/\partial T < 0$ (b) $\partial\sigma/\partial T > 0$

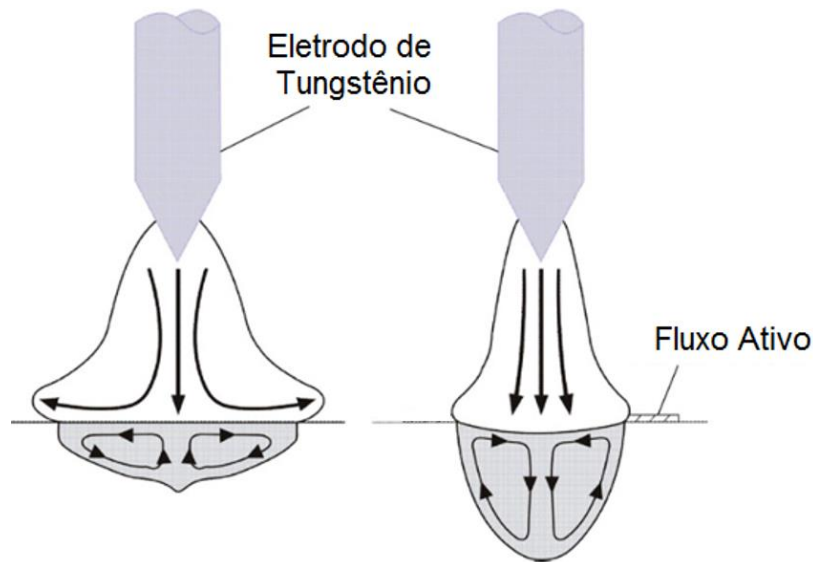


Fonte: Lu *et al.* 2010

2.2.3 Soldagem A-TIG

Na soldagem A-TIG deposita-se sobre o metal a ser soldado uma fina camada de fluxo ativo sólido antes do início do processo de soldagem (BERTHIER; PAILLARD; CHRISTIEN, 2013). O fluxo é uma mistura de finas partículas de óxidos responsáveis pelo aumento na penetração do cordão de solda devido à dois possíveis mecanismos, o efeito Marangoni e a constrição induzida do arco elétrico, como representado na Figura 10 (LIU *et al.* 2015; RAMKUMAR *et al.* 2016).

Figura 10 Representação esquemática dos mecanismos de aumento de penetração na soldagem A-TIG



Fonte: LIU *et al.* 2015

Quando o fluxo sólido contém elementos tensoativos (elementos que tendem a reduzir a tensão superficial no líquido) como o oxigênio e o enxofre, o sinal do gradiente de tensão superficial pode se tornar positivo, isto é, à medida que a temperatura aumenta o coeficiente de tensão superficial aumenta, revertendo o sentido do efeito Marangoni de convecção deixando de acontecer do centro para as extremidades para ocorrer das extremidades para o centro, contribuindo para o aumento da penetração do cordão de solda (ARIVAZHAGAN; VASUDEVAN, 2015; RAMKUMAR *et al.* 2016).

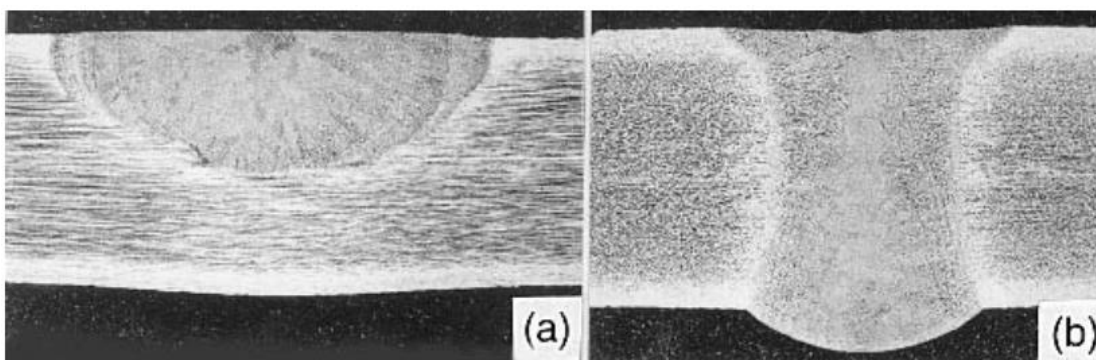
A dissociação e a ionização dos elementos que compõem o fluxo irão induzir a constrição do arco elétrico. O uso de fluxos tais como fluoretos, cloretos e óxidos sustentam esse mecanismo de constrição (BERTHIER; PAILLARD; CHRISTIEN, 2013). Esse mecanismo irá promover um aumento da densidade de energia do arco elétrico que é caracterizado por uma energia de soldagem menor e consequentemente uma menor taxa de resfriamento se comparado ao processo TIG convencional (RAMKUMAR *et al.* 2015). A constrição do arco depende da capacidade de dissociação, ionização e recombinação dos elementos presentes no fluxo com os elétrons (BERTHIER; PAILLARD; CHRISTIEN, 2013). Dessa forma, a presença de elementos ativos na

soldagem A-TIG influencia a geometria do cordão de solda, levando ao aumento da profundidade de penetração e redução da largura do cordão.

Se comparado ao processo TIG convencional, o processo de soldagem A-TIG pode proporcionar um aumento na penetração de 1,5 a 4 vezes, reduzindo o número de passes necessários na união de chapas (BERTHIER; PAILLARD; CHRISTIEN, 2013). Além disso, os cordões mais profundos fazem com que a preparação da extremidade da junta seja desnecessária, fazendo com que o processo seja ainda mais vantajoso (RAMKUMAR *et al.* 2015). Além de elevada produtividade, o processo A-TIG apresenta menor custo, o cordão de solda possui menor tensão residual e menor distorção (ARIVAZHAGAN; VASUDEVAN, 2015). No entanto, de acordo com Leconte *et al.* (2006) e Nakhaei *et al.* (2016), a eficiência do processo de soldagem A-TIG depende da quantidade e da granulometria do fluxo aplicado, que são fatores operacionais de difícil controle.

Howse e Lucas (2000 apud Kou 2003) avaliaram a influência do enxofre na geometria do cordão de solda realizado pelo processo TIG no aço inoxidável austenítico AISI 316L. As macrografias dos cordões de solda estão representadas na Figura 11.

Figura 11 Cordões de solda TIG em chapas de aço inoxidável AISI 316L de 6 mm de espessura a) sem a adição de enxofre (fluxo) b) com a adição a adição de enxofre (fluxo)



Fonte: Howse e Lucas (2000 apud Kou 2003)

Os autores observaram que com a adição de fluxo, houve maior constrição do arco elétrico e, conseqüentemente, maior penetração do cordão de solda.

Cai *et al.* (2016) estudaram a interferência do fluxo ativo utilizado na soldagem do aço AISI 304 pelo processo A - TIG na microdureza. A composição do fluxo em peso (%) utilizado no processo está apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 Composição química do fluxo utilizado no processo A-TIG para soldagem do aço AISI 304

Óxido de Boro e Óxido de Cromo	Óxido de Sílica e Óxido de Titânio	Fluoreto de Sódio
60-70	25-35	<5

Fonte: Cai *et al.* (2016)

A granulometria do fluxo foi de aproximadamente 50 μm com nível de pureza entre 99-99,5%. As partículas sólidas do fluxo foram misturadas em álcool, em uma proporção de 2,6 g de fluxo para 1 ml de álcool e aplicadas à superfície do aço inoxidável formando uma camada de aproximadamente 0,2mm. Os parâmetros de soldagem utilizados são mostrados na Tabela 5.

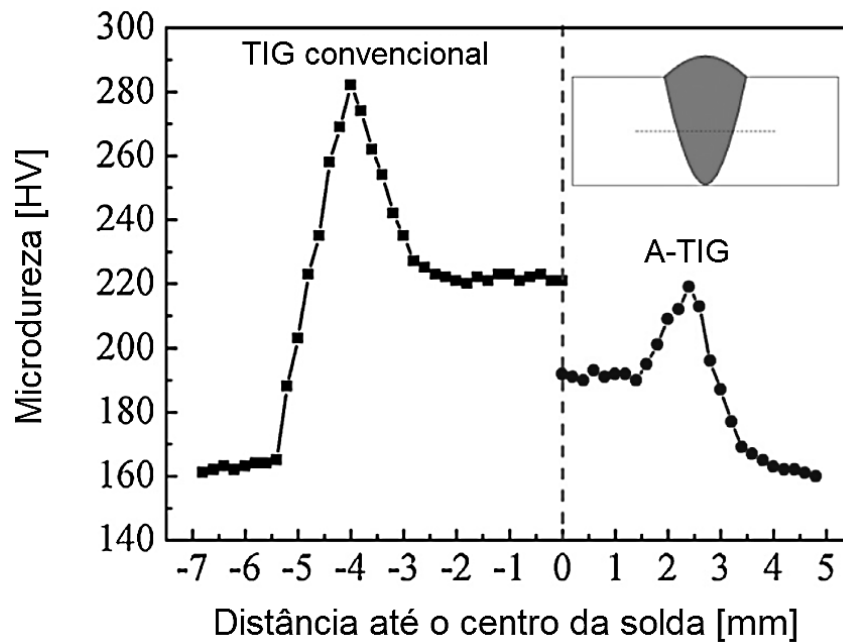
Tabela 5 Parâmetros utilizados na soldagem do aço AISI 304

Processo	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (mm/min)	Diâmetro do Eletrodo (mm)	Comprimento do arco (mm)	Vazão do gás (ml/min)
A-TIG	180	250	4,0	3	150
TIG - Conv. #1	250	120	3,0	3	150
TIG - Conv. #2	350	190	3,0	3	150

Fonte: Cai *et al.* (2016)

As medições de dureza foram realizadas ao longo da largura do cordão de solda tanto para o processo TIG convencional, quanto para o processo A-TIG utilizando-se a escala Vickers com carga de 100 g aplicada por 10 s. Os valores obtidos estão representados graficamente na Figura 12.

Figura 12 Distribuição da microdureza ao longo as seção transversal do cordão de solda realizado no aço AISI 304



Fonte: Cai et al. (2016)

O processo convencional de soldagem TIG proporcionou valores de microdureza mais elevados (atingindo valor máximo de 280 HV) se comparado aos valores obtidos pelo processo de soldagem A – TIG (atingindo valor máximo de 210 HV). Em seus estudos, Arivazhagan e Vasudevan (2013) observaram que as propriedades mecânicas da solda podem ser reduzidas devido a um elevado valor de *heat input* (Equação (1)) aplicado ao sistema, levando à deterioração da microestrutura do material. Conforme os dados apresentados na Tabela 5, o processo A-TIG requer valor de corrente e de tensão inferior e uma velocidade de soldagem superior, reduzindo o valor de *heat input* que induz à taxas de resfriamento mais lentas, resultando em menores níveis de distorção, de tensões residuais e aumento da produtividade (CAI et al. 2016).

2.2.4 Soldagem TIG com dupla camada de gás

Uma solução alternativa para promover a incorporação de elementos tensoativos na poça de fusão é a adição de gases ativos na camada de gás inerte Argônio (Ar) (LU et al. 2004 a,b). O preparo e aplicação da mistura de gás ativo e inerte pode ser

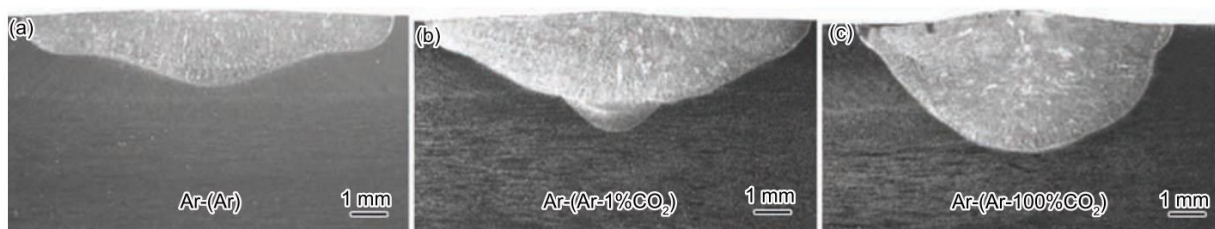
controlado de uma maneira mais eficaz se comparado ao fluxo sólido, podendo ser também automatizado. Alguns pesquisadores verificaram que pequenas adições de CO_2 , O_2 ou SO_2 causariam a alteração no sentido de convecção do efeito Marangoni na poça de fusão (LU *et al.* 2004 a,b; LU *et al.* 2010, FUJII *et al.* 2008). No entanto, na presença de gases ativos, mesmo em pequenas quantidades, o eletrodo de tungstênio oxida, diminuindo sua vida útil. Buscando prevenir essa oxidação, foi proposta uma tocha para implementação da dupla camada de gás no processo TIG de soldagem (AA-TIG). Essa nova tocha opera com uma camada interna de gás inerte puro, responsável pela proteção do eletrodo, e uma camada externa de uma mistura de gases, ativo e inerte, responsáveis por alterar a geometria do cordão de solda por meio do efeito Marangoni de convecção (LU *et al.* 2010; MIRZAEI *et al.* 2016; NAKHAEI *et al.* 2016; ZOU *et al.* 2015). Nesse processo, a concentração do gás ativo, a corrente de soldagem, a vazão dos gases (NAKHAEI *et al.* 2016), a velocidade de soldagem e o comprimento do arco elétrico são parâmetros importantes (LI *et al.* 2012). Entretanto, esse processo requer determinada atenção, pois quando gases ativos como CO_2 , O_2 ou SO_2 são utilizados no processo de soldagem, eles causam o aumento da densidade das partículas de óxidos no metal fundido, podendo levar à fragilização da microestrutura (ZOU *et al.* 2015).

Lu *et al.* (2010) avaliaram a oxidação do eletrodo e a variação da geometria do cordão de solda na soldagem do aço inoxidável AISI 304 pelo processo TIG com dupla camada de gás. Foram realizados três cordões com concentrações diferentes do gás ativo (CO_2), Ar-(Ar), Ar-(Ar-1% CO_2) e Ar-(100% CO_2). Os principais parâmetros do processo estão listados na Tabela 6 e as macrografias da seção transversal dos cordões de solda estão representadas na Figura 13.

Tabela 6 Parâmetros de soldagem

Parâmetros	Valores
Composição do Eletrodo	W-2%ThO ₂
Diâmetro do Eletrodo [mm]	2,4
Ângulo do Eletrodo [°]	30
Vazão de gás da camada interna e externa	10L/min
Comprimento do arco elétrico [mm]	3
Corrente de Soldagem [A]	160
Velocidade de Soldagem [mm/s]	2

Fonte: Lu *et al.* (2010)

Figura 13 Seção transversal dos cordões de solda para diferentes concentrações de CO₂ na camada externa

Fonte: Lu *et al.* (2010)

Após a realização dos cordões de solda, Lu *et al.* (2010) constataram para todos os valores de concentração de CO₂ utilizados na dupla camada de gás, que o eletrodo de tungstênio foi protegido do contato com os gases ativos, tendo sua integridade garantida.

Segundo Lu *et al.* (2010), durante o processo de soldagem, o gás ativo (CO₂) presente na segunda camada de gás sofre decomposição, e o elemento ativo (O) se dissolve na poça de fusão, ajustando a concentração de elementos ativos na poça, alterando o modo do efeito Marangoni de convecção. Lu *et al.* (2010) verificaram que quando o teor de oxigênio na poça de fusão é maior do que 70 ppm, o efeito Marangoni tem seu modo de convecção invertido, de modo que o fluxo de calor passa a ocorrer de fora para dentro, e o cordão se torna mais profundo e mais estreito. Lu *et al.* (2002)

verificaram em seus estudos que para o aço AISI 304 esse valor está entre 70 ppm e 300 ppm.

A geometria dos cordões de solda foi analisada por meio de seus valores de largura e profundidade de penetração, de modo que as relações entre profundidade e largura dos três cordões de solda obtidos pelo processo de soldagem TIG com dupla camada de gás estão representadas na Tabela 7 (LU *et al.* 2010).

Tabela 7 Razão profundidade / largura dos cordões soldados pelo processo TIG com dupla camada de gás

Amostras	Razão Profundidade / Largura do cordão (D/W)
Ar-(Ar)	0,19
Ar-(Ar-1%CO ₂)	0,28
Ar-(Ar-100%CO ₂)	0,41

Fonte: Lu *et al.* (2010)

Com a adição de CO₂ na camada externa do bocal o cordão teve seu formato modificado, passando de um cordão raso e largo para um cordão profundo e estreito, tendo sua razão (D/W) alterada de 0,19 para 0,41, apresentando um aumento de 2,15 vezes, o que comprova o aumento da performance do processo.

Para uma vazão de 10L/min, Lu *et al.* (2010) notaram a não formação de carepa na superfície do cordão de solda. A formação de óxidos na superfície da poça de fusão é prejudicial, pois irá impedir a livre movimentação na poça de fusão, impedindo que o sinal do gradiente de tensão se torne positivo, fazendo com que o cordão permaneça raso e largo.

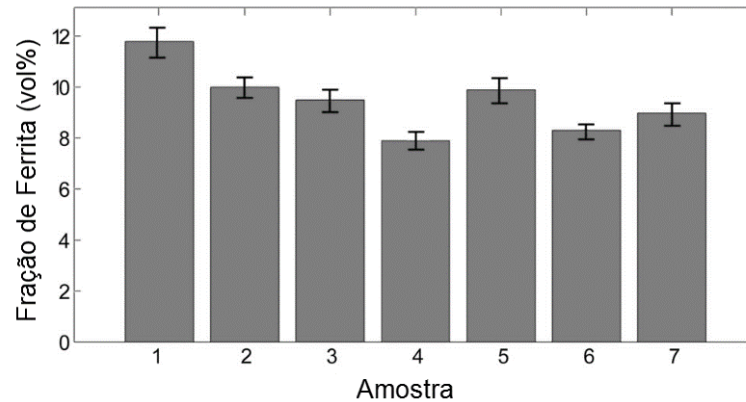
Nakhaei *et al.* (2016) avaliaram os efeitos do processo de soldagem TIG com dupla camada de gás na microestrutura e no formato do cordão de solda do aço inoxidável austenítico AISI 304L. Foram realizados sete cordões de solda variando-se o valor de corrente de soldagem entre 130 A e 150 A, as concentrações de gás ativo (CO₂) na camada externa entre 0%, 0,5% e 2,0% e variou-se também a vazão dos gases entre 5 L/min e 8 L/min. Para todos os casos, utilizou-se puro argônio (Ar) como gás da camada interna. Os parâmetros de soldagem para cada cordão realizado estão apresentados na Tabela 8, assim como os valores da razão D/W encontrados.

Tabela 8 Parâmetros de soldagem e razão entre as dimensões para os diferentes cordões de solda realizados

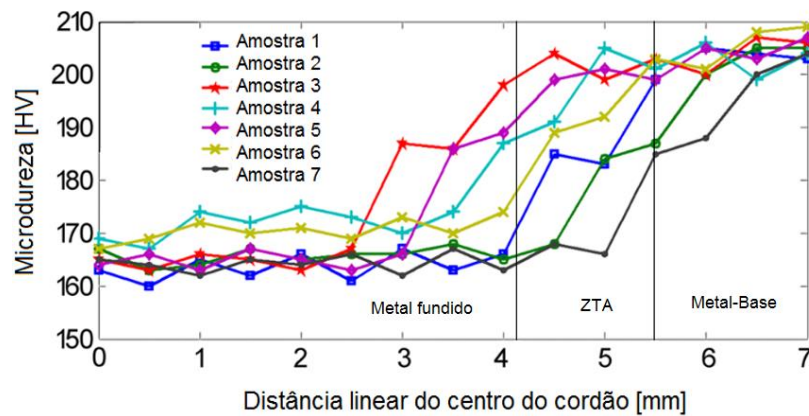
Amostra	Composição dos Gases	Corrente de Soldagem [A]	Vazão [L/min]	Razão D/W
1	Ar + -	130	5	0,26
2	Ar + -	150	5	0,28
3	Ar + 0,5%CO ₂	130	5	1,17
4	Ar + 0,5%CO ₂	150	5	0,88
5	Ar + 2,0%CO ₂	130	5	0,47
6	Ar + 2,0%CO ₂	150	5	0,70
7	Ar + 2,0%CO ₂	150	8	0,30

Fonte: Nakhaei *et al.* (2016)

Nakhaei *et al.* (2016) concluíram que o processo de soldagem TIG com adição de gás ativo por meio da dupla camada de gás é aplicável para todas as classificações de aço inoxidável. A presença de elementos ativos na poça de fusão altera o coeficiente de tensão superficial de negativo para positivo, invertendo o efeito Marangoni de convecção que antes acontecia do dentro para fora e passa a ocorrer das extremidades para o centro. Enquanto a penetração máxima encontrada para a soldagem TIG convencional foi de 2,5 mm, Nakhaei *et al.* (2016) alcançaram uma penetração de 6 mm quando o processo AA-TIG foi utilizado. Observou-se, também, que o aumento na vazão dos gases de 5 para 8 l/min levou a uma redução da eficiência do processo atribuído ao aumento significativo do teor de oxigênio na poça de fusão, favorecendo a formação de uma camada mais espessa de óxido na superfície do cordão. A maior agitação da poça de fusão causada pela adição de elementos ativos promoveu uma nucleação mais homogênea e, conseqüentemente, obteve-se um refino da microestrutura. Analisando o perfil de microdureza dos cordões, Nakhaei *et al.* (2016) observaram uma redução no percentual de ferrita δ com o aumento da energia de soldagem (*heat input*), levando a um aumento do valor de dureza na região do metal fundido se comparado aos demais valores obtidos, como indicado pela Figura 14 e Figura 15.

Figura 14 Percentual de ferrita nos cordões de solda

Fonte: Nakhaei *et al.* (2016)

Figura 15 Perfil de microdureza dos cordões de solda

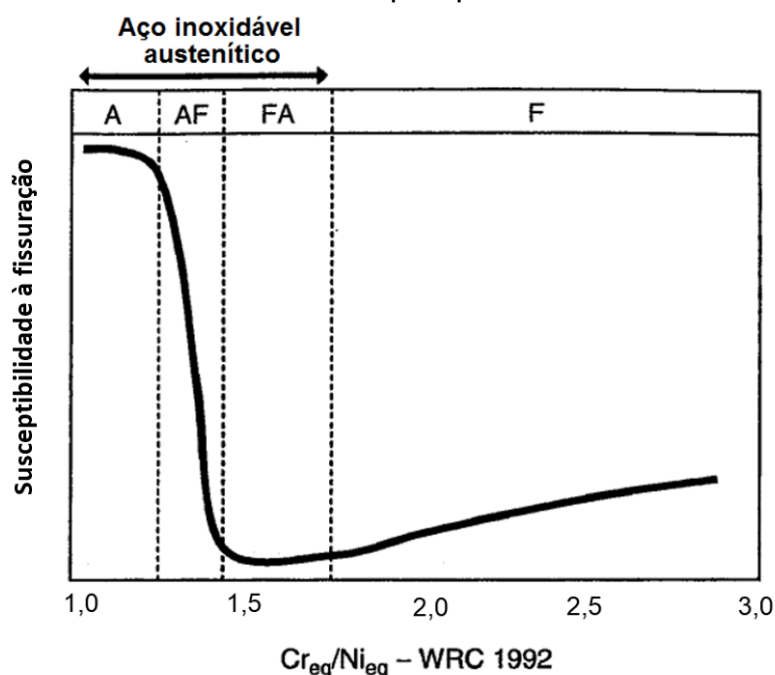
Fonte: Nakhaei *et al.* (2016)

2.2.5 Soldabilidade do AISI 316L

Embora as ligas austeníticas geralmente apresentem boa soldabilidade, caso as devidas precauções não sejam tomadas, a liga pode estar sujeita à uma série de problemas, tais como contaminação por impurezas, trincas, diminuição da ductilidade. Apesar da boa resistência à corrosão, os aços inoxidáveis austeníticos podem apresentar formas de corrosão localizada nos contornos de grão na zona termicamente afetada (ZTA), assim como concentração de tensão ao redor da região soldada (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Nos aços austeníticos como AISI 316L, a susceptibilidade à formação de trincas é essencialmente uma função do modo de solidificação da liga e, conseqüentemente, da composição química da mesma. Dessa forma, os metais que se solidificam de modo A, formando apenas austenita, são mais susceptíveis ao trincamento. As ligas que se solidificam no modo FA são as que apresentam maior resistência ao trincamento, como ilustrado pela Figura 16 (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Figura 16 Susceptibilidade à formação de trincas em função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq}



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

O formato do cordão de solda, a energia de soldagem elevada, assim como a presença de impurezas aumenta o risco de trincamento da liga (LIPPOLD, 2005).

2.2.6 Solidificação do AISI 316L

Durante o processo de solidificação a microestrutura do aço inoxidável austenítico sofre variações de acordo com sua composição química e suas condições de soldagem, podendo levar à formação de uma estrutura completamente austenítica ou à formação de ferrita (δ) entre as dendritas de austenita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

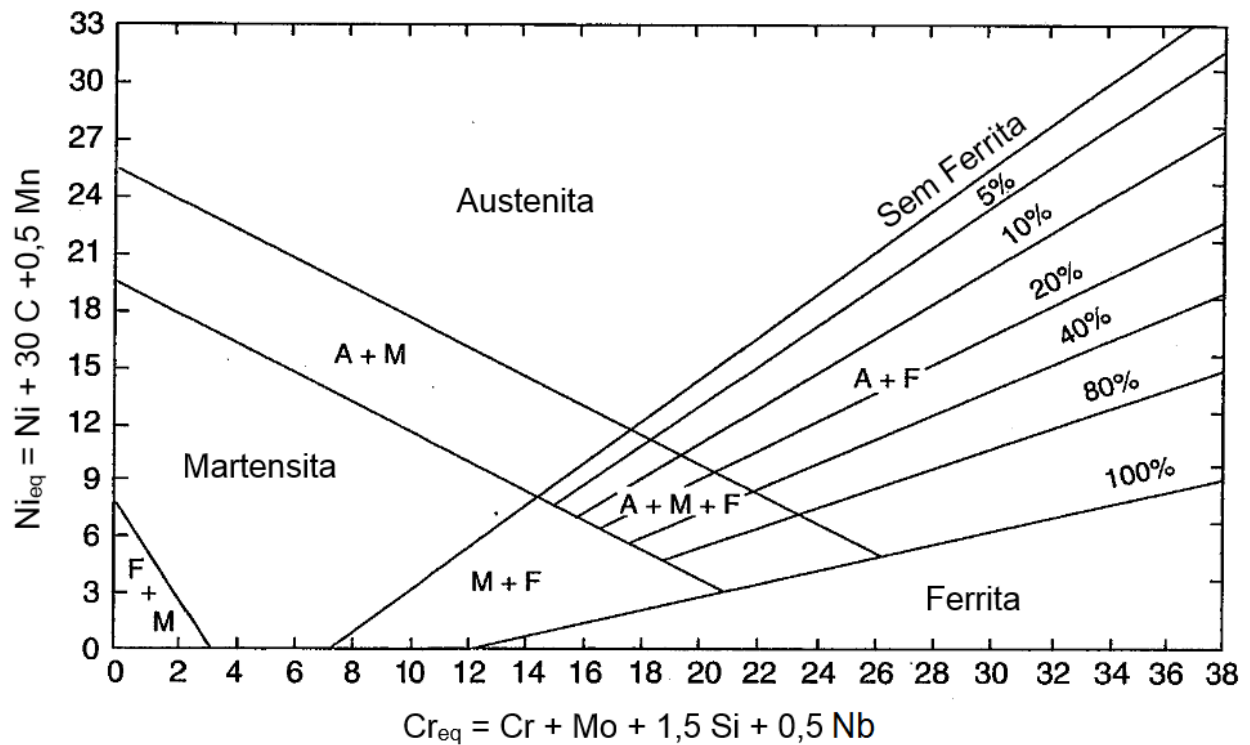
O diagrama de Schaeffler permite prever a composição final da microestrutura da zona fundida de acordo com a composição química do aço inoxidável, com base nos valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} calculados conforme Equações (4) e (5) respectivamente (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0,5 Mn \quad (5)$$

Dessa forma, por meio do diagrama de Schaeffler, representado na Figura 17, pode-se estimar os percentuais de austenita e ferrita presentes no cordão de solda do aço inoxidável austenítico AISI 316L (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Figura 17 Diagrama de Schaeffler

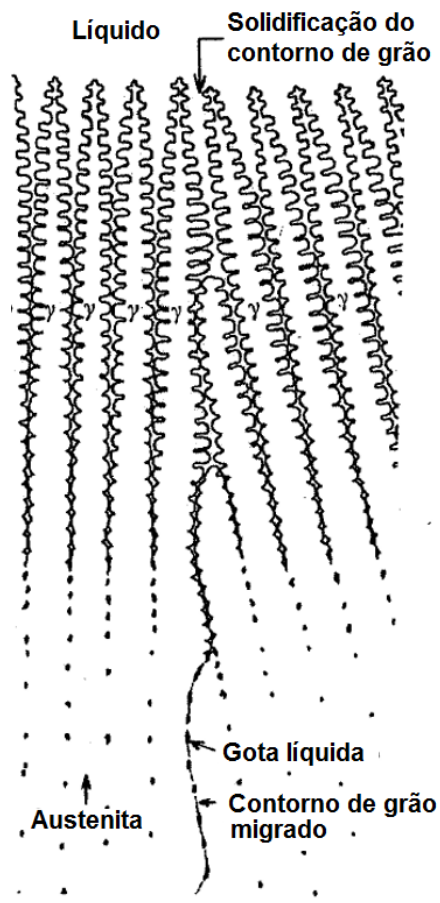


Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

Os modos de solidificação consistem basicamente em quatro possíveis modos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; PADILHA, 1994):

1. Modo A (austenita) - o processo de solidificação ocorre com a formação de dendritas de austenita. Podendo ser expresso pela equação $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$, como representado pela Figura 18;

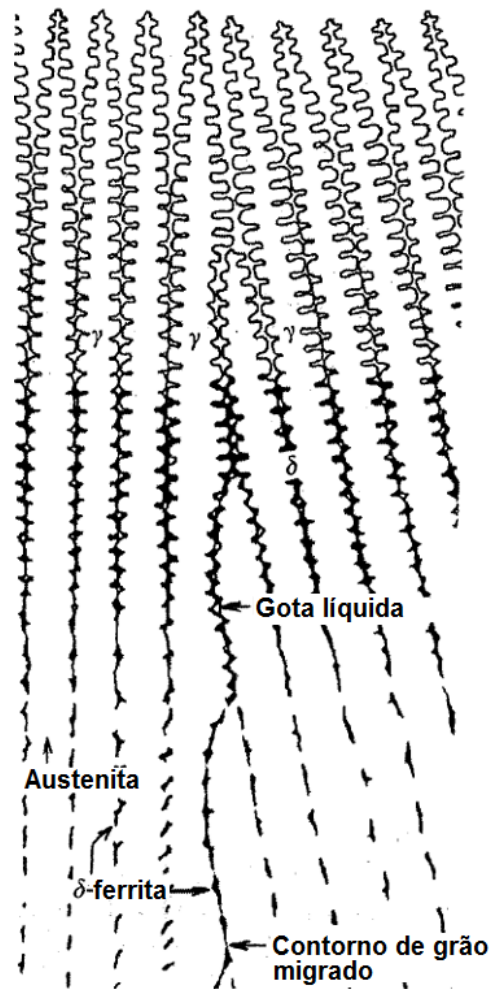
Figura 18 Microestrutura relativa ao modo A de solidificação



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

2. Modo AF (austenita-ferrita) - o processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, seguido da formação de ferrita entre os braços das dendritas, por meio da segregação de elementos que favorecem a formação de ferrita. Sendo expresso pela equação $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$, como representado pela Figura 19.

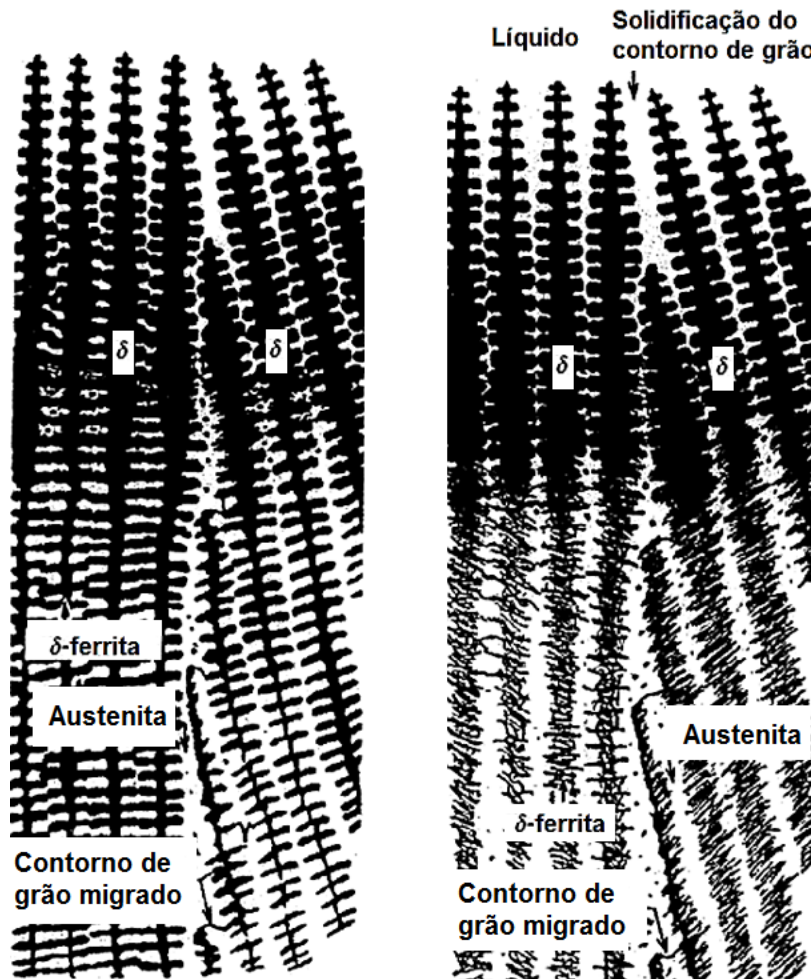
Figura 19 Microestrutura relativa ao modo AF de solidificação



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

3. Modo FA (ferrita-austenita) - o processo de solidificação tem início com a formação da ferrita na forma de dendritas, em seguida a austenita se forma na interface ferrita/líquido. De modo que a ferrita se estabilize no eixo da dendrita e nos espaços interdendríticos. Sendo expresso pela equação $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$, como representado pela Figura 20;

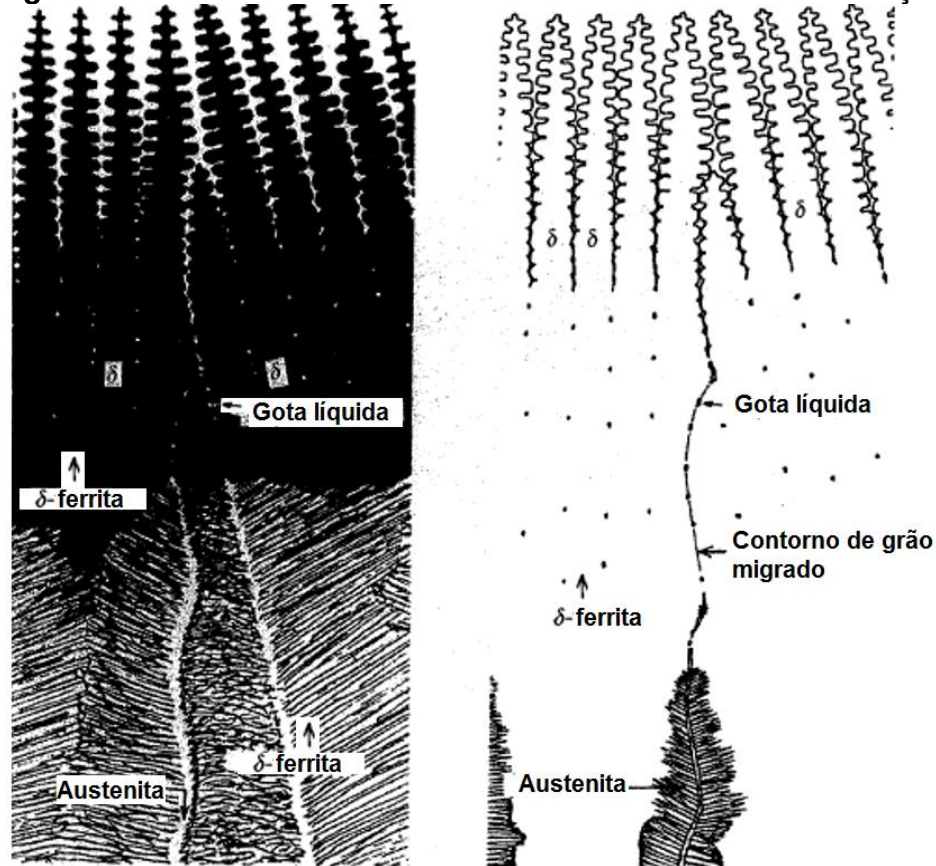
Figura 20 Microestrutura relativa ao modo FA de solidificação



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

4. Modo F (ferrita) - o processo de solidificação consiste na formação de ferrita, podendo haver formação de austenita somente no estado sólido. Sendo expresso pela equação $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$, como representado pela Figura 21.

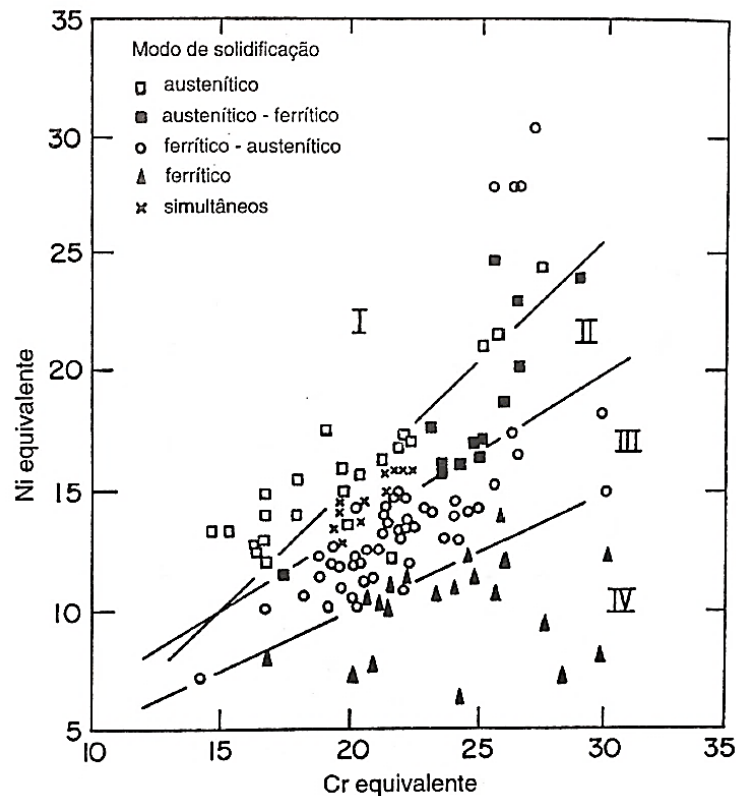
Figura 21 Microestrutura relativa ao modo F de solidificação



Fonte: LIPPOLD; KOTECKI, 2005

Os modos de solidificação A, AF, FA e F podem ser definidos como uma função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , como representado pela Figura 22.

Figura 22 Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe - Cr - Ni



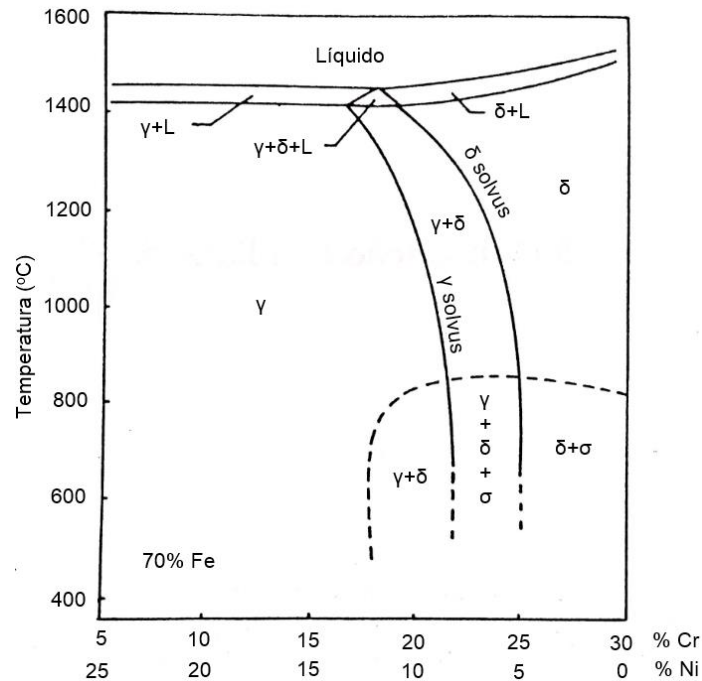
Fonte: PADILHA, 1994

A quantidade final de ferrita é uma função da relação dos elementos de liga presentes no aço e da taxa de resfriamento do mesmo.

Quanto à composição química Padilha (1994) afirma que o processo de solidificação pode se iniciar com a formação de ferrita e/ou austenita, dependendo da relação Cr/Ni, como representado pela Figura 23 e Figura 24.

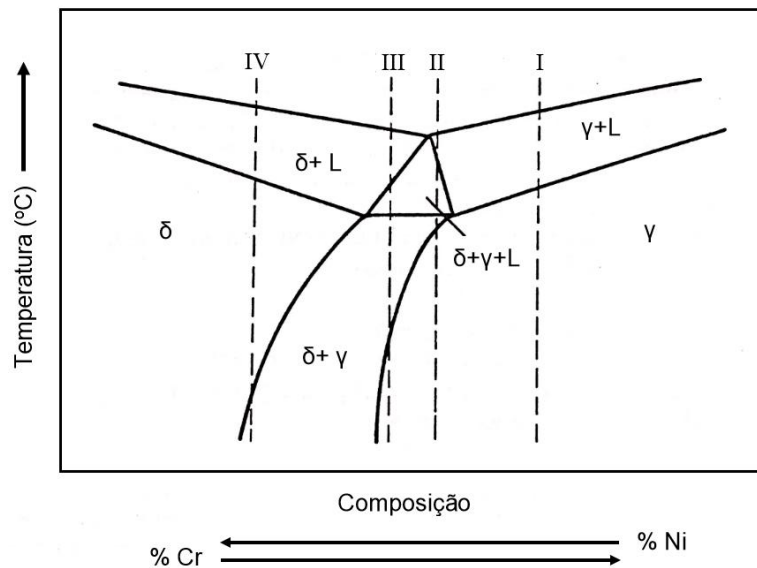
As ligas que iniciam sua solidificação com a formação de ferrita têm se mostrado menos susceptíveis à presença de trincas a quente na solidificação e em processos de soldagem. De acordo com Padilha (1994), as ligas que apresentam a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menor do que 1,5 possuem a austenita como fase primária na solidificação, e valores maiores do que 1,5 a solidificação se iniciaria com a formação de ferrita.

Figura 23 Diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni para 70% Fe



Fonte: PADILHA, 1994

Figura 24 Diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni para um teor de cromo constante



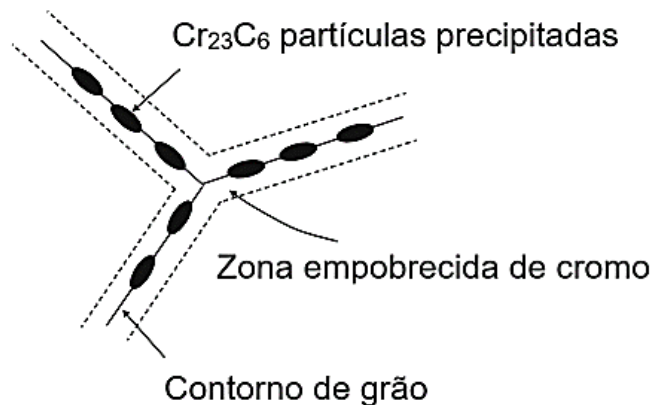
Fonte: PADILHA, 1994

Quanto a velocidade de resfriamento Fredriksson (1972) constatou que para aços inoxidáveis austeníticos velocidades maiores de resfriamento favoreciam a formação de

ferrita como fase primária na solidificação. De modo que, uma maior relação Cr/Ni e uma maior velocidade de resfriamento, irão favorecer a formação de ferrita durante o processo de solidificação.

Além da formação de austenita e ferrita, durante a solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos, ricos em Cr, pode haver precipitação de carbonetos Cr_{23}C_6 que se formam preferencialmente ao longo dos contornos de grão, resultando no empobrecimento das regiões adjacentes em Cr e reduzindo, conseqüentemente, a resistência à corrosão nos contornos de grão, como representado na Figura 25. Os aços inoxidáveis que passam por este processo de empobrecimento são chamados de aços sensibilizados (MCCAFFERTY, 2011; CALLISTER, 2007, LIPPOLD; KOTECKI, 2005; PADILHA, 1994). As regiões aquecidas a temperaturas próximas a 650°C estão mais propensas ao efeito da sensibilização. Aços que possuem teor de carbono inferior a 0,03%, assim como os aços estabilizados com nióbio ou titânio são imunes a esse efeito, uma vez que esses aços não estão propensos à precipitação de carbonetos de cromo durante o processo de soldagem (MODENESI, 2001).

Figura 25 Formação de precipitado de cromo nos contornos de grão e de regiões empobrecidas em cromo

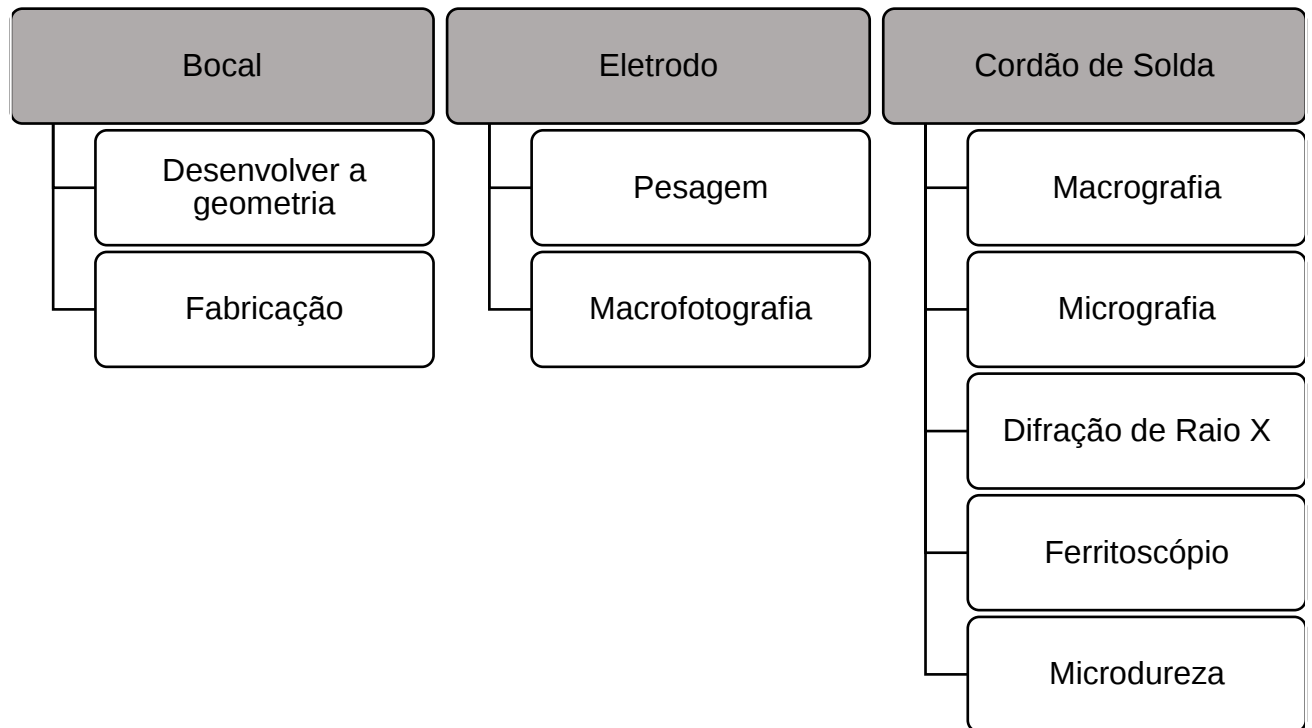


Fonte: MCCAFFERTY (2011)

3 METODOLOGIA

Nesta seção é apresentada a metodologia utilizada no trabalho. O fluxograma apresentado na Figura 26 indica todos os procedimentos experimentais realizados.

Figura 26 Fluxograma dos procedimentos experimentais



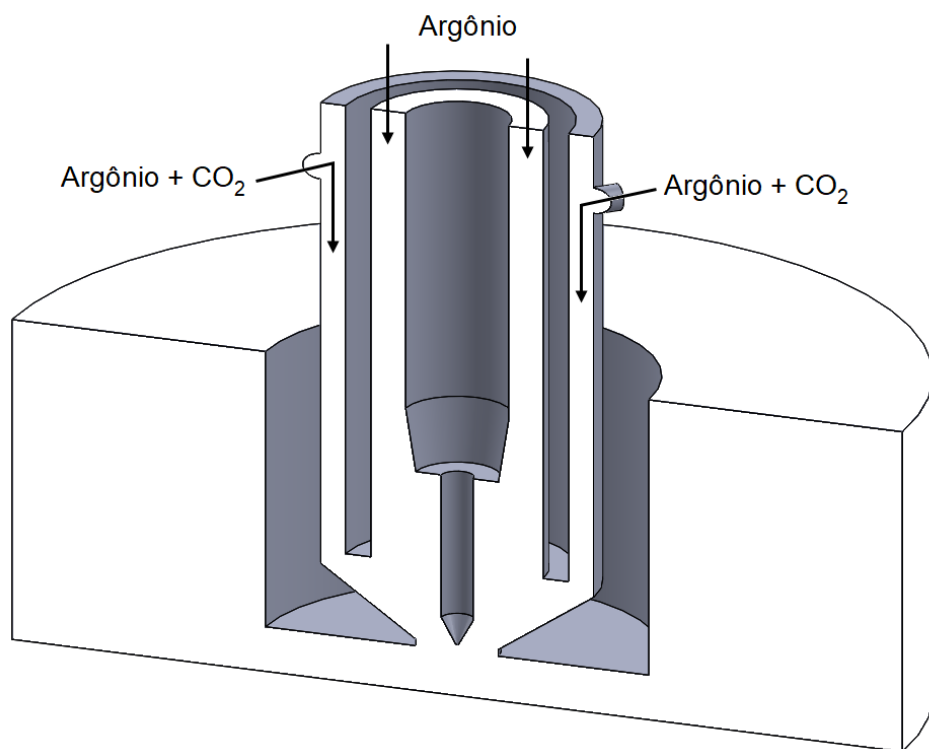
Fonte: Elaborado pela autora

3.1 Projeto e Análise do Bocal

Desenvolveu-se no SolidWorks a geometria do novo bocal tendo em vista as dimensões dos componentes da tocha utilizada no processo TIG convencional e a geometria dos bocais fabricados previamente por métodos empíricos. A geometria, representada na Figura 27, foi desenvolvida com base na representação das regiões pelas quais o fluido irá escoar, isto é, a parte sólida da geometria representa o fluxo de gás. A região cilíndrica externa ao conjunto (eletrodo, bocal cerâmico e bocal desenvolvido) representa o meio externo e as entradas dos gases estão indicadas. Foi necessário fazer modificações na geometria, a fim de facilitar e otimizar a etapa de

geração de malha, resultando em uma malha de melhor qualidade. Acrescentou-se 0,2 mm de raio à ponta do eletrodo e 0,5 mm na altura total do bocal na extremidade próxima ao eletrodo. As dimensões relativas ao eletrodo estão apresentadas na seção 3.2. Uma vez que a geometria estava pronta, esta foi exportada para o ANSYS no formato parasolid, para que o comportamento dos gases na camada interna e externa do bocal pudessem ser avaliados.

Figura 27 Representação da geometria do sistema exportado para o ANSYS

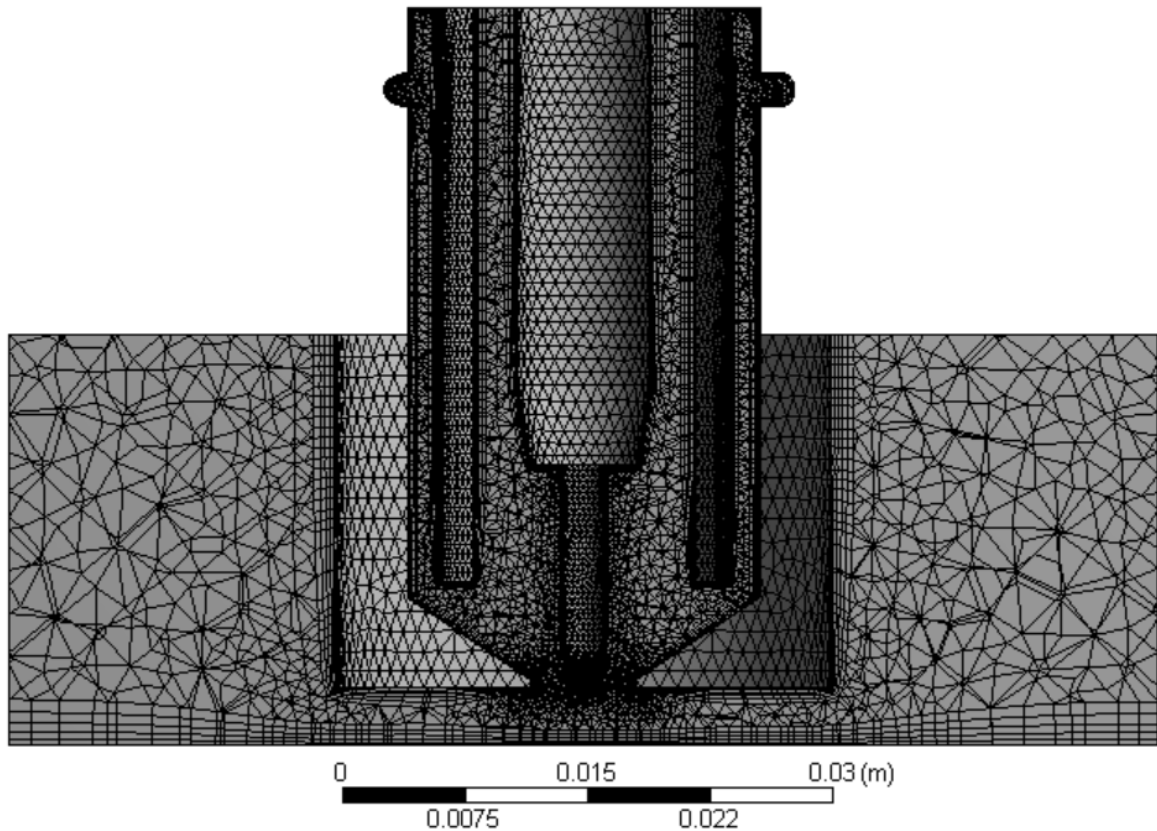


Fonte: Elaborado pela autora

A modelagem matemática foi resolvida utilizando o sistema de análise 3D FLUENT (CFD). Inicialmente, gerou-se a malha sugerida automaticamente pelo ANSYS, composta por elementos tetraédricos e, em seguida, foram realizados alguns ajustes à malha. Para garantir que a malha estivesse refinada nas regiões de interesse, alterou-se o “*Size Function*” para “*Proximity and Curvature*” e acrescentou-se o fenômeno de “*Inflation*” nas paredes. Na Figura 28 pode-se observar o efeito do refinamento da malha por meio do “*Inflation*” nas paredes e do “*Proximity and Curvature*” na geometria, garantindo uma

malha de qualidade nas regiões de interesse. Nota-se uma malha ainda mais refinada na região de saída do bocal, o que certifica a qualidade dos resultados encontrados nessa região. A malha gerada possui 454.709 elementos e 167.384 nós.

Figura 28 Malha gerada para a geometria do bocal simulada



Fonte: Elaborado pela autora

A solução do modelo matemático foi desenvolvida a partir do modelo de viscosidade $k-\epsilon$, com base nas equações de conservação de energia, massa e momento de Navier-Stokes, para um sistema operando com fluxo de gases compressíveis em escoamento turbulento e em regime permanente. O critério de convergência utilizado para equação de energia foi de erro igual a 10^{-5} e de 10^{-3} para as demais equações. Os outros parâmetros utilizados nas simulações estão representados na Tabela 9.

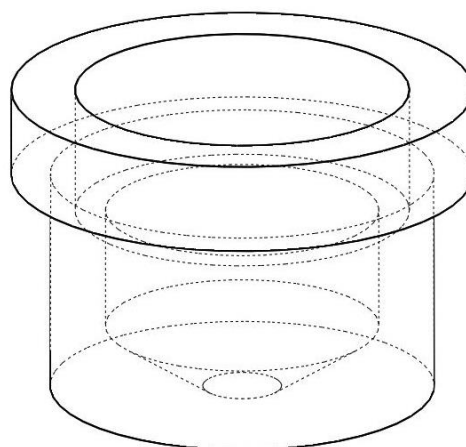
Tabela 9 Condições de contorno gerais utilizadas nas simulações

Parâmetros	Valores
Pressão atmosférica [Pa]	0
Aceleração da gravidade [m/s^2]	9,81
Temperatura dos gases [K]	300
Paredes	Adiabáticas

Fonte: Elaborado pela autora

As simulações foram realizadas para duas concentrações de gás ativo, na primeira utilizou-se Ar-(Ar + 1% CO_2) e na segunda Ar-(Ar + 100% CO_2). Para ambos os casos, considerou-se o material do bocal como sendo cobre (Cu).

A geometria final do bocal foi consolidada, uma vez que esta garantiu que o gás ativo alcançasse a poça de fusão mantendo o eletrodo isolado do contato com o CO_2 . Priorizou-se a utilização de inclinações mais suaves que favorecessem o escoamento do gás. Uma vez que a geometria do bocal representada esquematicamente na Figura 29, foi definida mediante os resultados das simulações, este foi fabricado em latão pelo processo de usinagem.

Figura 29 Ilustração esquemática da geometria do bocal

Fonte: Elaborado pela autora

A simulação realizada considerou apenas o comportamento do fluido, à temperatura ambiente escoando pelo sistema final que compõe a tocha modificada (tocha

convencional do processo de soldagem TIG + bocal desenvolvido). Para melhor compreensão da influência do bocal deve-se realizar uma simulação numérica com dados de temperatura adicionando o efeito do campo magnético induzido.

3.2 Materiais

No processo utilizou-se eletrodos de tungstênio com 2% de tório (W-2%ThO₂) com 2,4 mm de diâmetro e com ângulo de inclusão de 60°. Os eletrodos foram pesados em balança de precisão antes e após cada experimento. As pontas dos eletrodos também foram fotografadas antes e depois dos ensaios utilizando-se uma lupa óptica.

Os cordões de solda foram realizados em chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L. A Tabela 10 apresenta a composição química em % em peso do aço utilizado neste trabalho. O resultado apresentado é proveniente da técnica de espectrometria de massa.

Tabela 10 Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L (% em peso)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,008	1,2050	0,302	0,023	0,001	16,84	10,1	1,99
Cu	V	N	Nb	Sn	Ti	Ca	Al
0,1745	0,044	0,02985	0,011	0,006	0,0045	0,0023	0,002

Fonte: Elaborado pela autora

Todos os teores dos elementos químicos apresentados estão de acordo com os valores apresentados pela literatura, Tabela 1 (ASTM A 240, 2002).

As chapas de aço AISI 316L com dimensões de 150 mm x 20 mm x 11 mm foram recozidas a 1100 °C por 30 minutos e resfriadas em água (UNTERWEISER; BOYER; KUBBS, 1982). Em seguida, as superfícies das chapas foram fresadas e limpas com acetona (BONHNART,2002).

3.3 Testes de Soldagem

Os cordões de solda foram realizados utilizando-se o processo de soldagem TIG com o novo bocal adaptado. A tocha modificada foi alimentada com Ar puro na camada interna e com uma mistura de Ar e CO₂ na camada externa. Foi utilizado um misturador de gases industrial, responsável por manter constante as concentrações dos gases das camadas interna e externa da tocha durante o processo de soldagem. Para garantir as diferentes concentrações, realizou-se purga do sistema por 5 minutos antes do início de cada ensaio.

Cada cordão foi realizado com uma concentração diferente de gás ativo na camada externa do bocal. As diferentes concentrações de CO₂ utilizadas nos ensaios são apresentadas na Tabela 11.

Tabela 11 Concentração dos gases para cada ensaio (% em volume)

# Cordões	Gás Interno	Gás Externo
1	100% Ar	100% Ar
2	100% Ar	Ar + 1% CO ₂
3	100% Ar	Ar + 2,5% CO ₂
4	100% Ar	Ar + 4% CO ₂
5	100% Ar	Ar + 8% CO ₂
6	100% Ar	Ar + 15% CO ₂
7	100% Ar	Ar + 25% CO ₂
8	100% Ar	Ar + 50% CO ₂
9	100% Ar	100% CO ₂

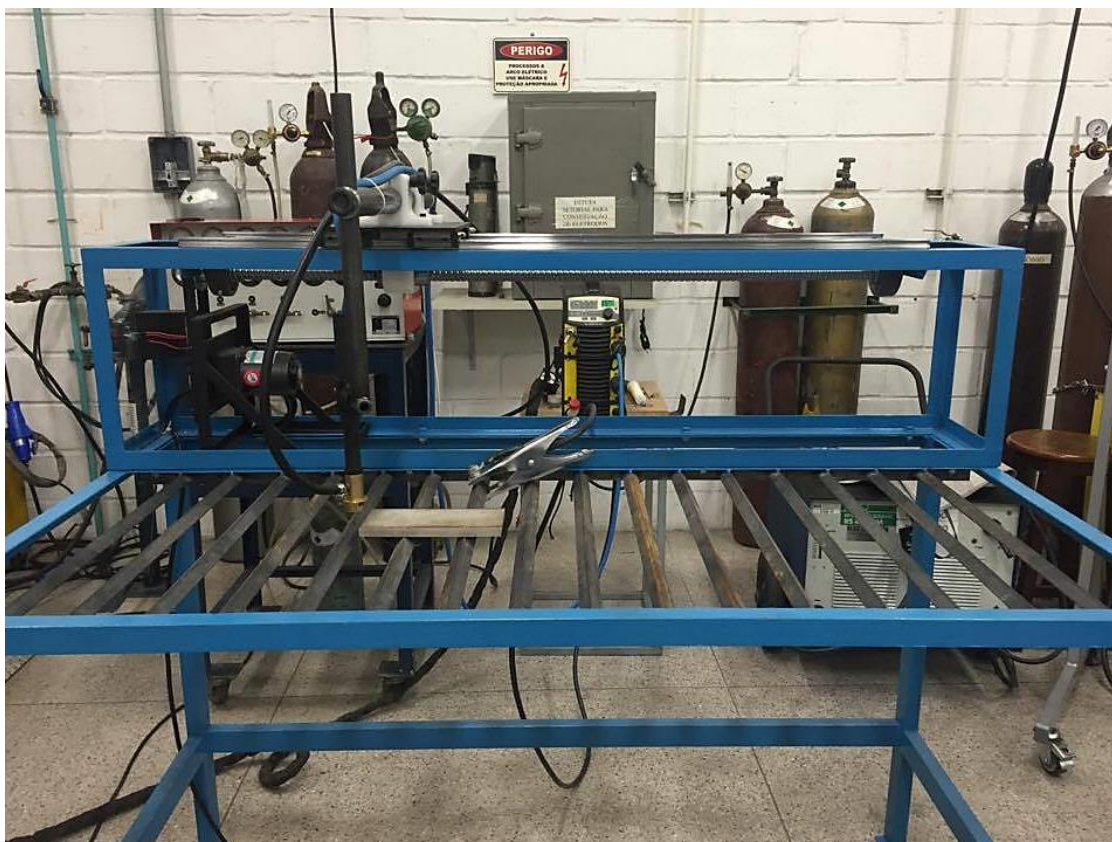
Fonte: Elaborado pela autora

Foram soldados cordões de 100 mm de comprimento nas chapas de 150 mm de comprimento. Foi depositado apenas um cordão por chapa, garantindo as condições iniciais do processo.

Em todos os ensaios utilizou-se vazões interna e externa iguais a 10 l/min, velocidade de soldagem de 2 mm/s, corrente de 80 A. A distância entre o eletrodo e a

chapa de aço foi de 4 mm. Os experimentos foram realizados em uma bancada automatizada, representada na Figura 30.

Figura 30 Bancada automatizada para soldagem TIG com o bocal modificado



Fonte: Elaborado pela autora

3.3.1 Macrografia

Uma amostra de 5 mm de espessura foi cortada da região central de cada um dos nove cordões de solda, nos quais as concentrações de CO_2 variaram de 0 a 100%. As nove amostras foram preparadas de tal forma que a sessão transversal do cordão foi lixada, polida e atacada. O ataque foi realizado por meio de um processo eletroquímico com solução aquosa saturada de ácido oxálico $(\text{COOH})_2\text{H}_2\text{O}$ (na proporção de 1:1) durante 15 minutos, com corrente de 0,40 A e tensão de 5,7 V, para revelar o cordão de solda.

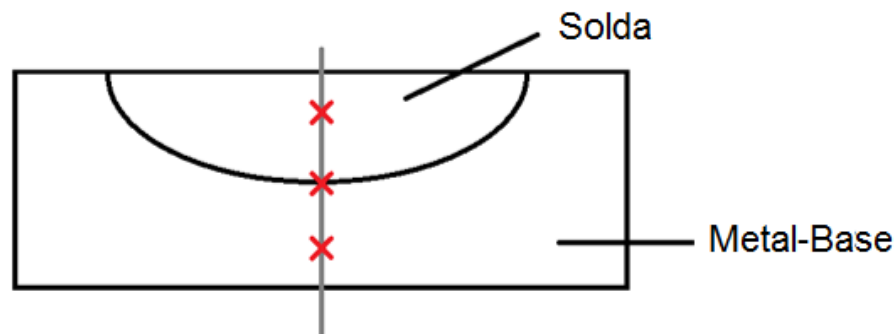
Após serem preparadas, as sessões transversais dos cordões de solda foram fotografadas utilizando uma lupa óptica. A largura, a profundidade de penetração e a área dos cordões de solda foram medidas pelo software AxioVision SE64 Rel. 4.9.1.

3.3.2 Micrografia

Foram cortadas amostras de 5 mm de espessura da região central de cada um dos cordões de solda. Foram analisadas 3 amostras, metal base (sem passar pelo processo de soldagem), Cordão 1 (100%Ar interno e 100% Ar externo) e Cordão 3 (100% Ar interno e Ar + 2,5% CO₂).

As três amostras foram embutidas a quente, de modo que a sessão transversal do cordão fosse lixada e polida em alumina 3 µm. Utilizou-se o reagente Kalling (100 ml de álcool etílico, 100 ml de HCl e 5g de CuCl₂) por 5 minutos para revelação da microestrutura. As micrografias foram feitas através do microscópio óptico. Foram realizadas imagens do metal base, no centro do cordão de solda e da ZTA, como representado na Figura 31.

Figura 31 Regiões nas quais foram obtidas as micrografias



Fonte: Elaborado pela autora

3.3.3 Identificação das Fases Presentes

Nesta seção são apresentados os ensaios realizados para detecção das fases presentes no metal de base (AISI 316L) e nos cordões soldados nas condições Ar - (Ar) e Ar-(Ar+2,5% CO₂).

3.3.3.1 Difração de Raios-X

Os ensaios de difração de raios-x foram realizados em três amostras, metal base (sem passar pelo processo de soldagem), Cordão 1 (100%Ar interno e 100% Ar externo) e Cordão 3 (100% Ar interno e Ar + 2,5% CO₂), com o objetivo de determinar as frações relativas de ferrita e austenita. Os ensaios foram realizados em um difratômetro com fonte de radiação gerada por alvo de Cu operando a uma tensão de 40,0kV e corrente de 30mA. A amplitude de varredura ("2theta") foi de 10 a 100°, com passo de 0,02° e velocidade de varredura de 2°/s. A determinação das frações volumétricas das fases presentes foi realizada a partir da intensidade integrada das reflexões dos planos (110), (200), (211), (220) da ferrita e dos planos (111), (200) e (220) da austenita. Havendo apenas duas fases presentes, a fração volumétrica de austenita (V_γ) pode ser determinada por:

$$V_\gamma = \left[\left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma,j}}{R_{\gamma,j}} \div \frac{1}{p} \sum_{j=1}^p \frac{I_{\alpha,j}}{R_{\alpha,j}} \right) + \frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma,j}}{R_{\gamma,j}} \right] \quad (6)$$

Na equação (6), “ q ” e “ p ” são os números de reflexões analisadas de austenita e ferrita, respectivamente; $I_{\gamma,j}$ e $I_{\alpha,j}$ são, respectivamente, as intensidades integradas das reflexões da austenita e da ferrita (ou seja, a área sob os picos de cada fase considerada); e R é um parâmetro proporcional à intensidade integrada teórica da reflexão correspondente. O parâmetro R depende do espaçamento entre planos, ângulo de Bragg, estrutura cristalina e composição da fase analisada. O detalhamento para o cálculo de R pode ser encontrado na norma ASTM E975-003 (Standard Practice for X-ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation). Os valores utilizados no presente trabalho (específicos para a radiação Cu K α) são apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 Valores do parâmetro R utilizados na determinação da fração relativa das fases por difração de raios-X

Reflexão	α_{110}	α_{200}	α_{211}	α_{220}	γ_{111}	γ_{200}	γ_{220}
R	391,54	64,23	125,09	37,13	286,80	138,57	86,33

Fonte: Elaborado pela autora

A determinação das intensidades integradas I_j , necessárias ao cálculo da fração relativa das fases, foi realizada utilizando-se o software PeakFit 4.1, com funções tipo Voigt.

3.3.3.2 Ferritoscópio

A quantificação da fração volumétrica de ferrita δ por meio do ferritoscópio foi realizada em três amostras, metal base (sem passar pelo processo de soldagem), Cordão 1 (100%Ar interno e 100% Ar externo) e Cordão 3 (100% Ar interno e Ar + 2,5% CO₂). Foram realizadas 10 medições em cada amostra e ao final obteve-se a média e desvio-padrão dos percentuais.

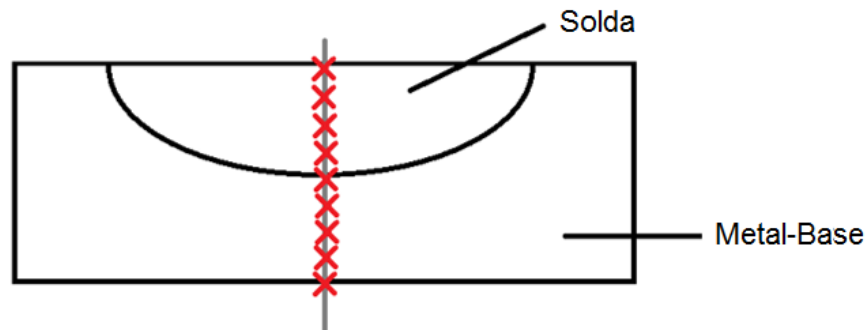
3.3.4 Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em três amostras, metal base (sem passar pelo processo de soldagem), Cordão 1 (100%Ar interno e 100% Ar externo) e Cordão 3 (100% Ar interno e Ar + 2,5% CO₂).

As microdurezas foram medidas em escala Vickers utilizando-se um microdurômetro digital com capacidade de ampliação de 400 vezes, carregamento de 500 g por um tempo de 20 segundos.

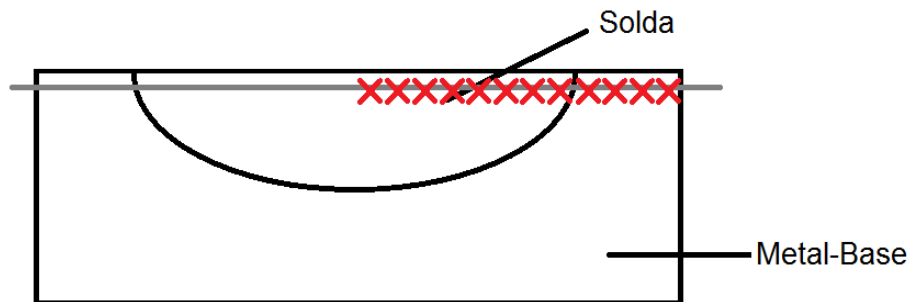
Foram realizadas medições na direção vertical e horizontal das amostras como indicado de maneira esquemática na Figura 32 e Figura 33, com o intuito de traçar o perfil de dureza do material após o processo de soldagem.

Figura 32 Representação esquemática das regiões onde foram realizadas as medições de microdureza na direção vertical da amostra



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 33 Representação esquemática das regiões onde foram realizadas as medições de microdureza na direção horizontal da amostra



Fonte: Elaborado pela autora

Na direção vertical, as medições se iniciaram a 0,05 mm de distância da borda superior. Foram realizadas 50 medições com intervalo de 0,2 mm de distância.

Na direção horizontal as medições foram feitas a uma distância de 0,25 mm da borda superior, do centro do cordão solda até a extremidade direita da amostra. As medições foram realizadas com intervalo de 0,2 mm. Para o metal de base foram feitas 12 medições aleatórias.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir são apresentados e analisados os resultados obtidos neste trabalho. A seção está dividida em bocal, eletrodo e cordão de solda.

4.1 Projeto e Análise do Bocal

A geometria do bocal, com base no escoamento do fluido, desenvolvida no SolidWorks foi simulada no ANSYS conforme descrito na metodologia. A simulação possibilitou analisar as concentrações dos gases ao longo da geometria do bocal, assim como avaliar os perfis de velocidade destes durante o processo de soldagem.

A Figura 34 e a Figura 35 indicam a fração mássica de CO_2 e Ar presentes no sistema durante o processo de soldagem para a configuração de Ar - ($\text{Ar} + 1\%\text{CO}_2$). Como o percentual de CO_2 utilizado nessa configuração é baixo, gerou-se as imagens b) com um intervalo mais restrito, com o intuito de tornar a escala mais sensível aos valores obtidos. A Figura 36 e Figura 37 representam, respectivamente, a fração mássica de CO_2 e Ar na configuração de Ar-($100\%\text{CO}_2$).

Figura 34 Fração mássica de CO₂ para a condição Ar-(Ar + 1%CO₂)
(a) intervalo [0-0.01] (b) intervalo [0.005-0.01]

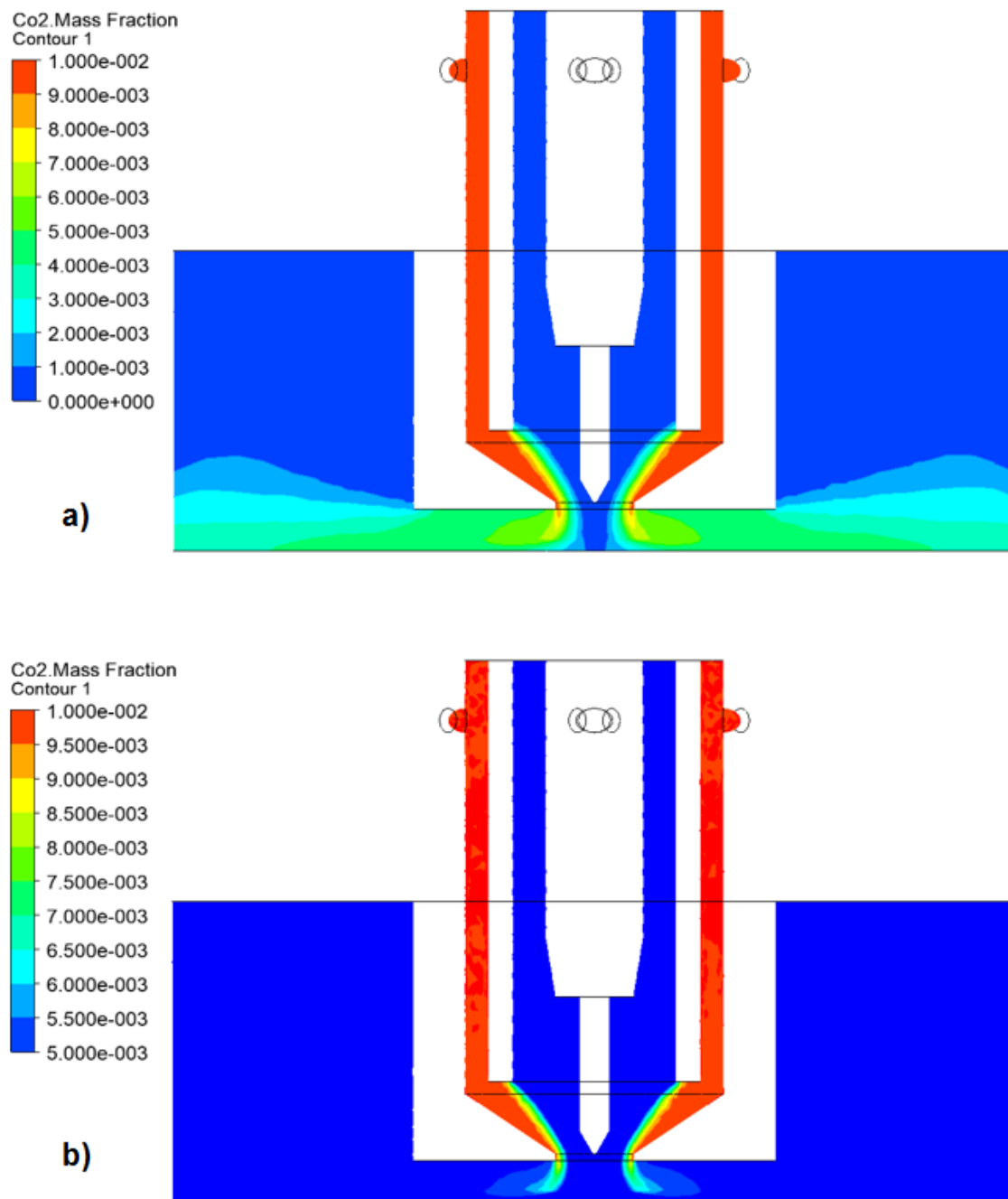
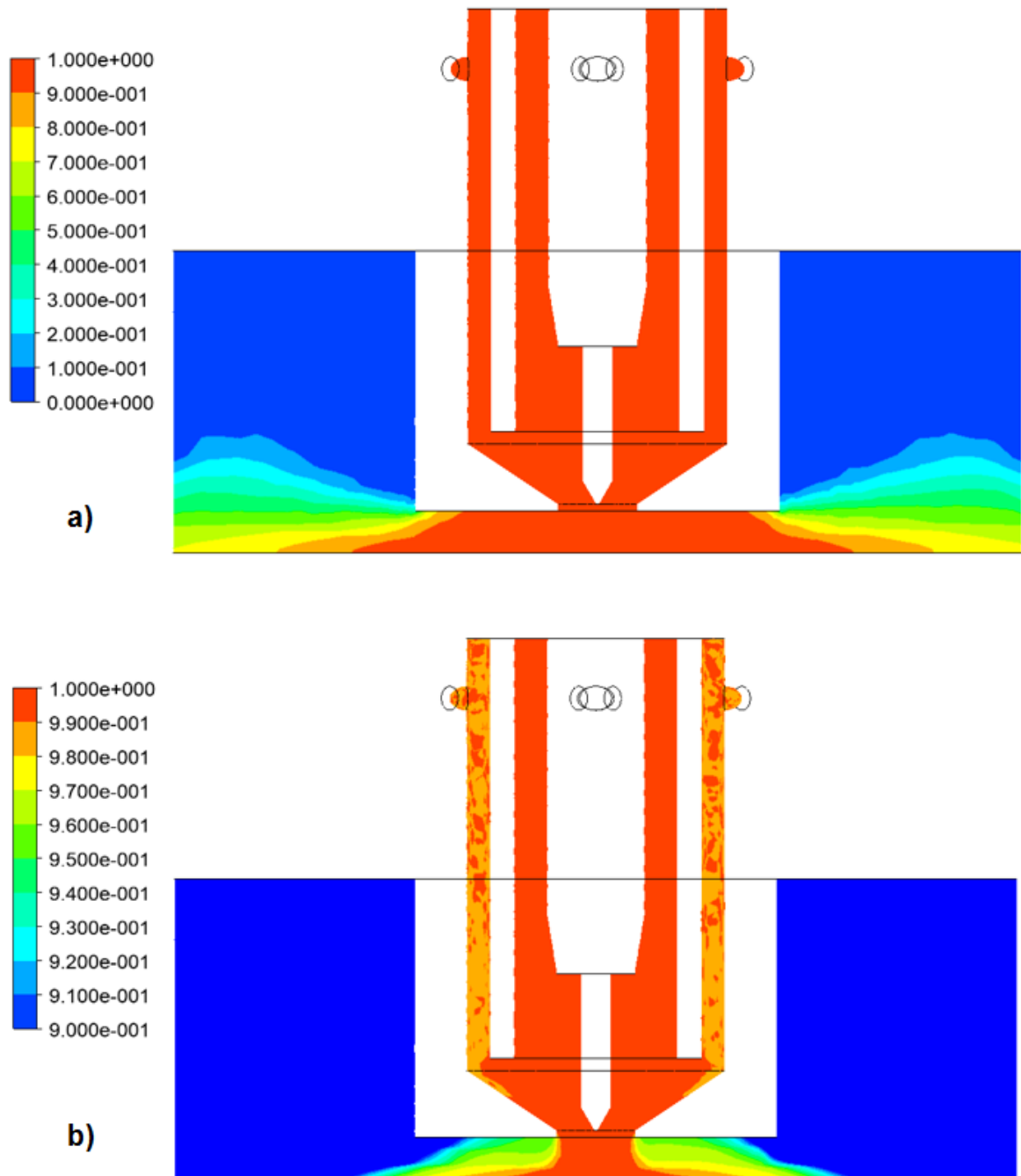
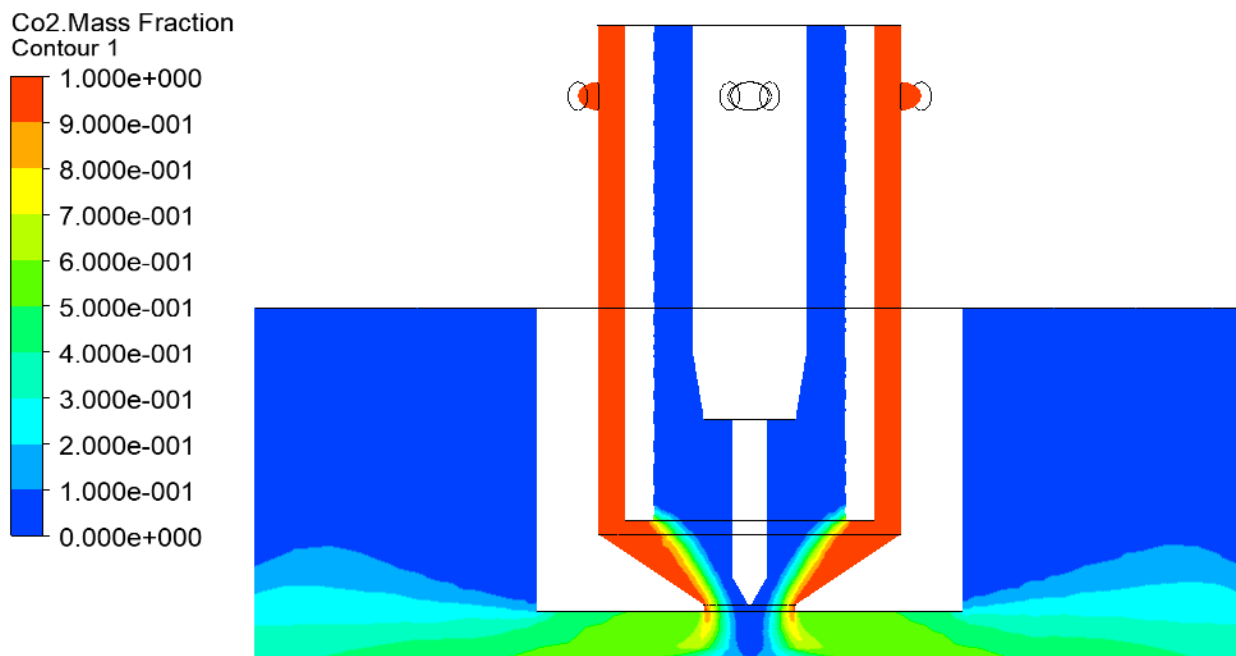


Figura 35 Fração mássica de Ar para a condição Ar-(Ar + 1%CO₂)
(a) intervalo [0-1] (b) intervalo [0.9-1]



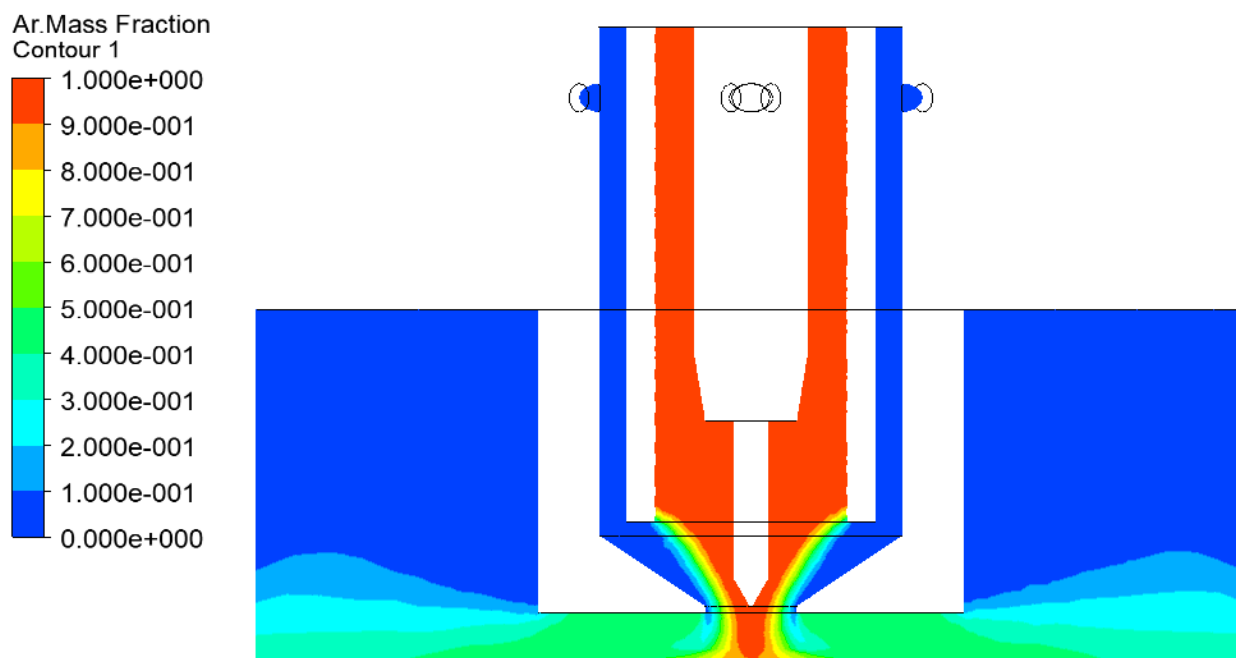
Fonte: Elaborado pela autora

Figura 36 Fração mássica de CO₂ para a condição Ar-(100%CO₂)



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 37 Fração mássica de Ar para a condição Ar-(100%CO₂)



Fonte: Elaborado pela autora

A saída do bocal possui 6,2 mm de diâmetro, valor próximo à largura dos cordões de solda. Desta forma, baseado nos resultados expressos na Figura 34, Figura 35 e Figura 36 conclui-se que um percentual de CO_2 alcançou a poça de fusão. Na configuração Ar-(Ar+1% CO_2) pode-se afirmar pela Figura 34 b) que nas regiões do cordão referentes às extremidades do bocal existe um percentual de gás ativo atingindo a região fundida, na ordem de 10^{-3} . Na configuração Ar-(100% CO_2), com base na Figura 35 pode-se afirmar que um percentual de 0,01% CO_2 alcança a poça de fusão.

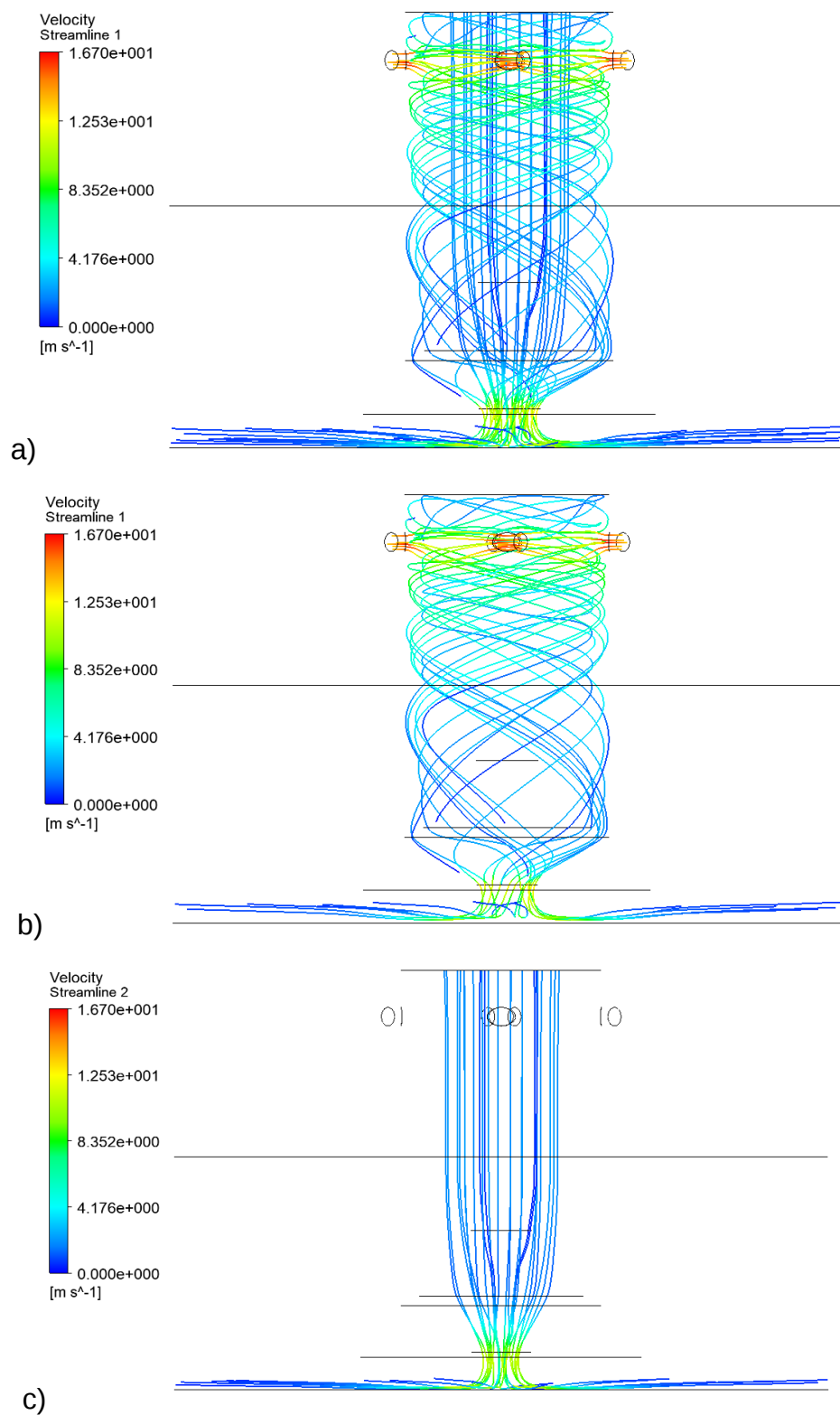
Os resultados mostram que, em ambos os casos, Ar-(Ar+1% CO_2) e Ar-(100% CO_2) o eletrodo de tungstênio permaneceu isolado do contato com os gases ativos, garantindo sua integridade.

A Figura 38 e Figura 39 indicam, respectivamente, o comportamento do escoamento através das linhas de velocidade para a condição Ar - (Ar+1% CO_2) e Ar - (100% CO_2). As figuras representam as linhas de velocidade no bocal interno, no bocal externo e no conjunto (bocal interno e externo operando simultaneamente). Pode-se observar que o gás ativo alimentado na camada externa possui grande influência da inclinação das entradas, o que faz com que o gás apresente um escoamento espiral ao longo do bocal, que se mostrou mais intenso na condição Ar - (100% CO_2).

De acordo com a orientação das linhas de velocidade na saída do bocal pode-se dizer que o fluxo de gás irá sair com a orientação referente à geometria final do bocal, o que garante que a mistura final dos gases irá alcançar o material fundido. O comportamento dos gases na saída do bocal sugere um escoamento laminar.

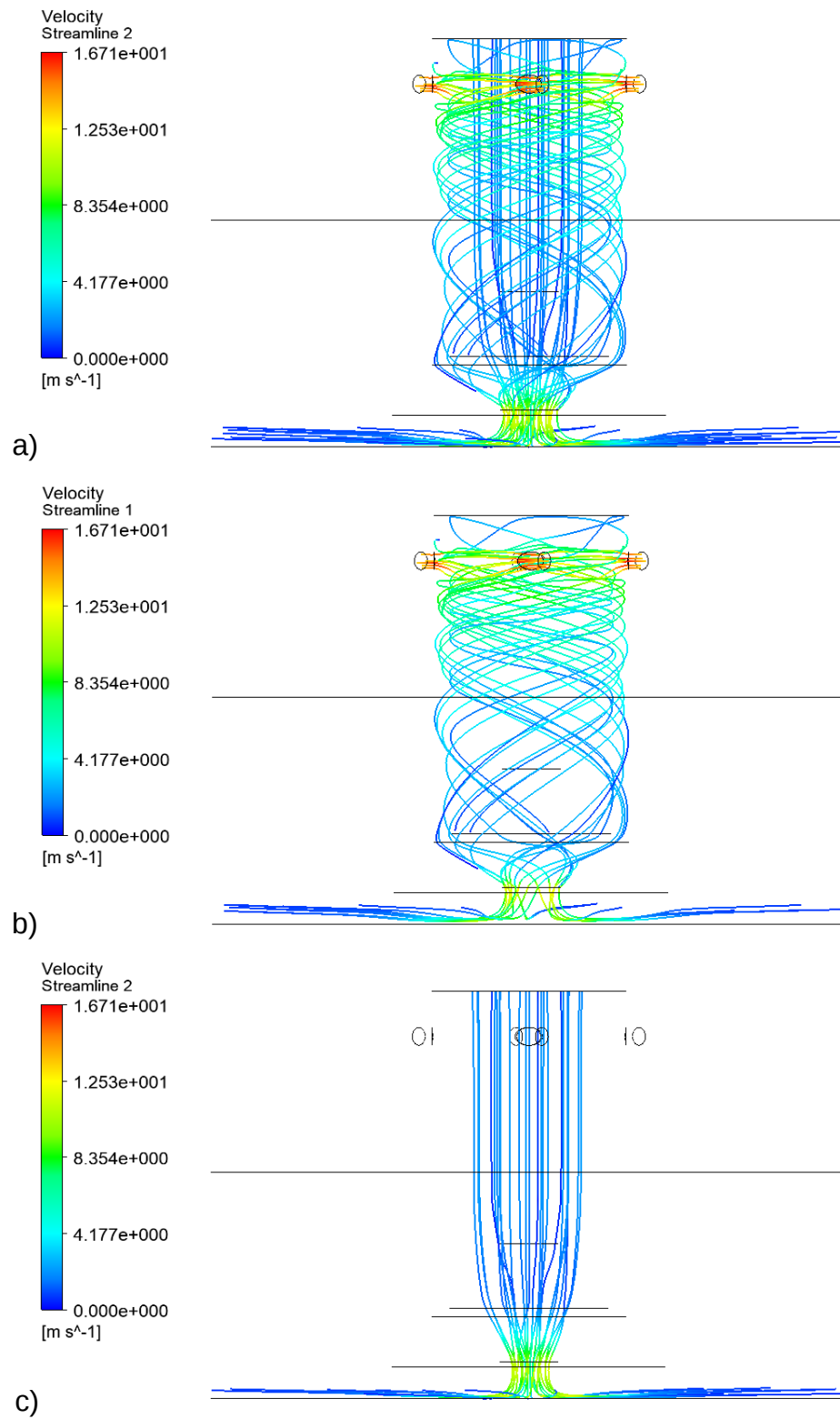
O resultado da simulação realizada no ANSYS também permite a análise da velocidade do fluxo dos gases, indicado pelas diferentes colorações nas imagens abaixo. Na qual percebe-se um aumento da velocidade dos gases na saída do bocal, comportamento já esperado, uma vez que há uma diminuição da área da seção transversal do bocal.

Figura 38 Linhas de velocidade para a condição Ar-(Ar + 1%CO₂)
(a) conjunto (b) gás externo (c) gás interno



Fonte: Elaborado pela autora

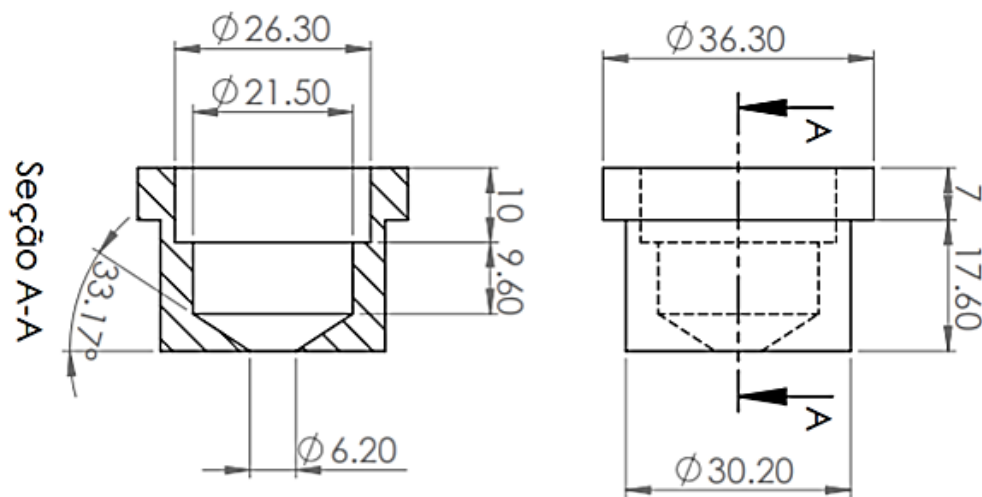
Figura 39 Linhas de velocidade para a condição Ar-(100%CO₂)
 (a) conjunto (b) gás externo (c) gás interno



Fonte: Elaborado pela autora

O bocal foi então fabricado conforme as dimensões fornecidas no desenho técnico da Figura 40 e utilizado nos processos de soldagem. A Figura 41 representa o bocal pronto.

Figura 40 Desenho técnico do bocal com todas as dimensões necessárias para fabricação



Fonte: Elaborado pela autora

Figura 41 Bocal fabricado em latão



Fonte: Elaborado pela autora

4.2 Eletrodo

Os eletrodos foram pesados antes e depois de cada processo de soldagem realizado para as diferentes concentrações de CO₂ aplicadas na camada externa do bocal. Os valores obtidos estão representados Tabela 13.

Tabela 13 Peso dos eletrodos antes e depois do processo de soldagem para as diferentes concentrações de gás ativo (CO₂) na camada externa do bocal

Composição do gás	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perda de Massa (g)	Perda de Massa (%)
100% Ar	10,7430	10,7430	0	0
100% Ar + 1% CO ₂	10,9775	10,9775	0	0
100% Ar + 2,5% CO ₂	11,5197	11,5185	0,0012	0,0104
100% Ar + 4% CO ₂	10,5631	10,5624	0,0007	0,0066
100% Ar + 8% CO ₂	11,5574	11,5569	0,0005	0,0043
100% Ar + 15% CO ₂	10,9501	10,9493	0,0008	0,0073
100% Ar + 25% CO ₂	11,7402	11,7373	0,0029	0,0247
100% Ar + 50% CO ₂	11,5664	11,5634	0,003	0,0259
100% Ar + 100% CO ₂	10,7727	10,7683	0,0044	0,0408

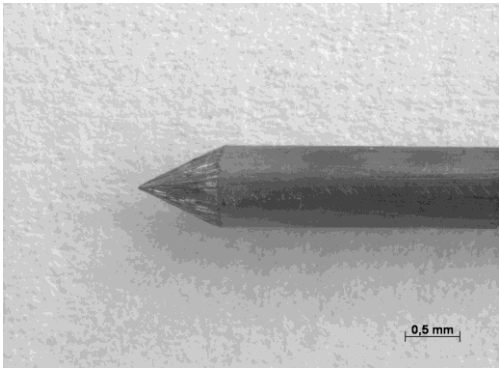
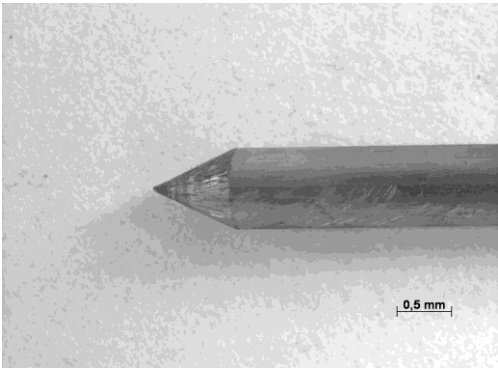
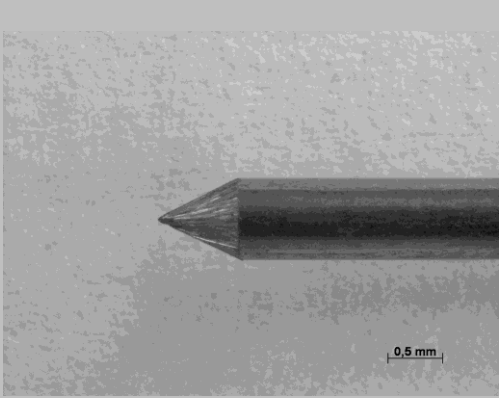
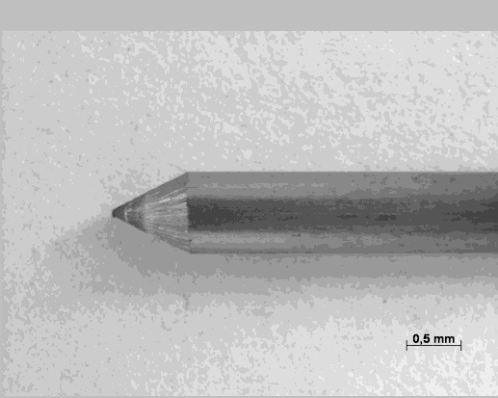
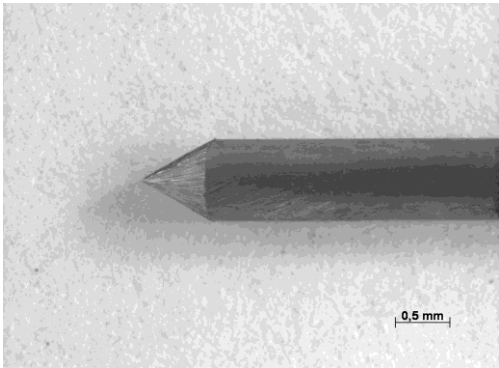
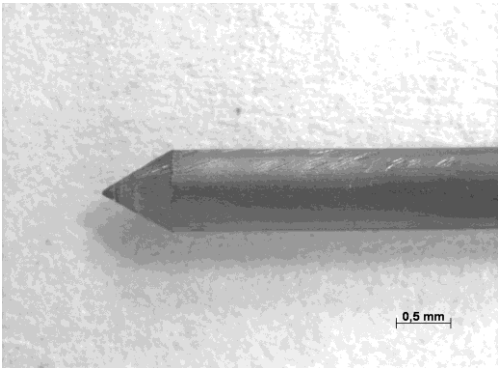
Fonte: Elaborado pela autora

A perda de peso do eletrodo após o processo de soldagem foi inferior a 0,05% do seu peso inicial para todas as amostras. Os eletrodos oxidados apresentaram em média 4,27 vezes mais perda de peso do que os protegidos. Considerando que as oxidações apresentadas para cada eletrodo são relativas à 50 segundos de soldagem, a perda de massa deve ser considerada, principalmente para as amostras com percentuais de CO₂ superiores a 15%, uma vez que em projetos industriais trata-se de horas de operação.

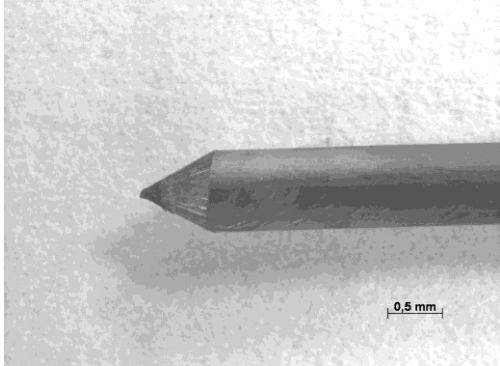
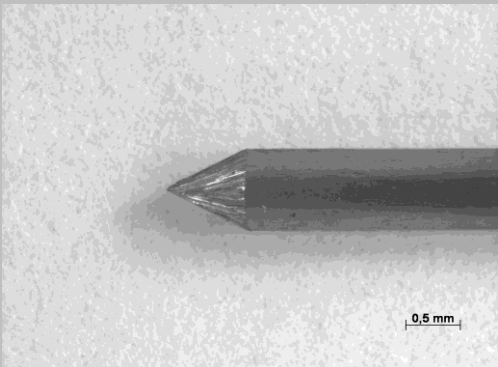
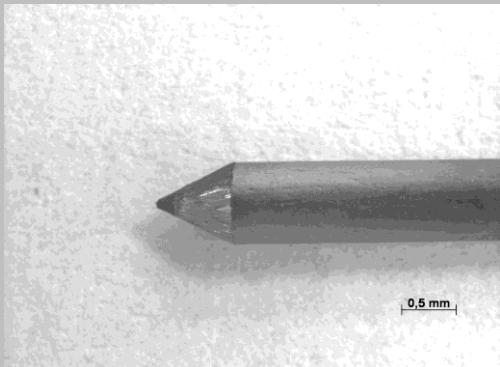
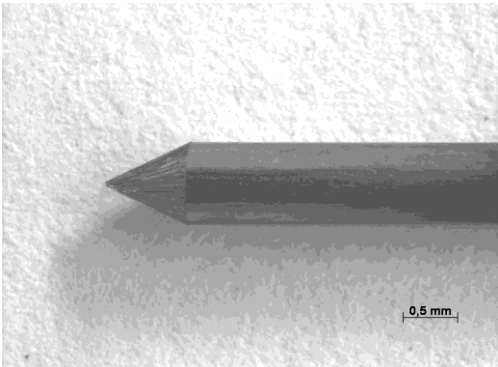
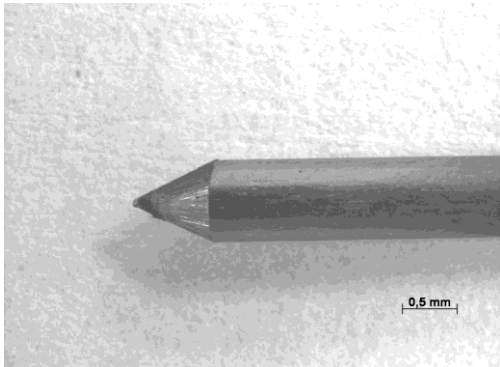
A morfologia do eletrodo antes e depois da soldagem é mostrada no Tabela 14 para diferentes concentrações de dióxido de carbono na camada externa do processo GTAW com dupla camada de gás.

Tabela 14 Morfologia dos eletrodos antes e depois do processo de soldagem para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa do bocal

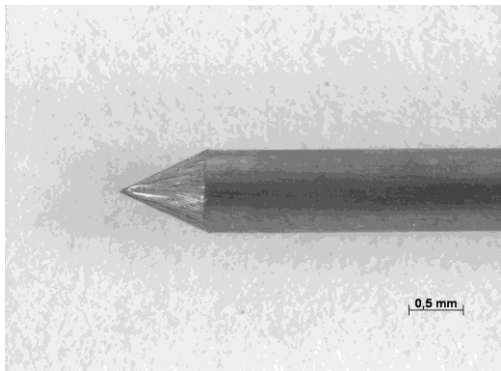
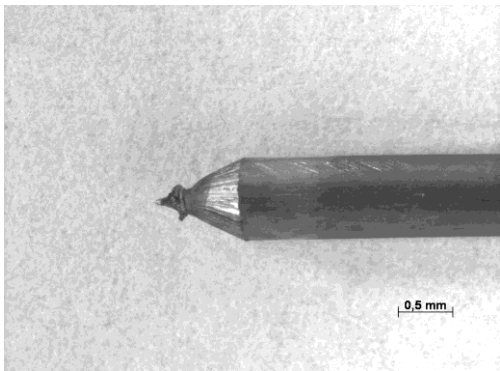
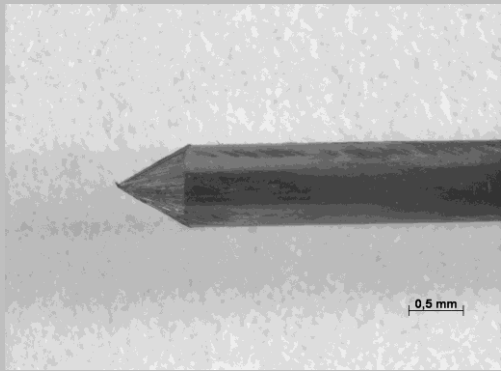
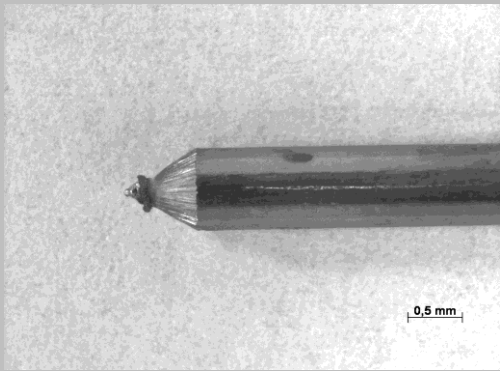
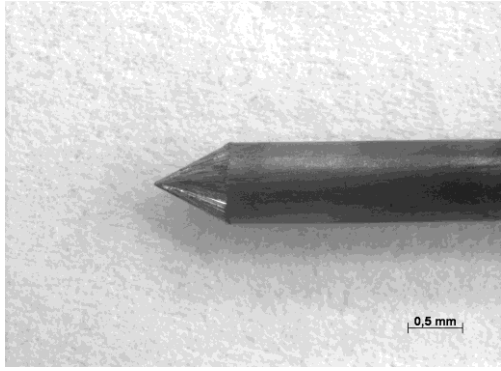
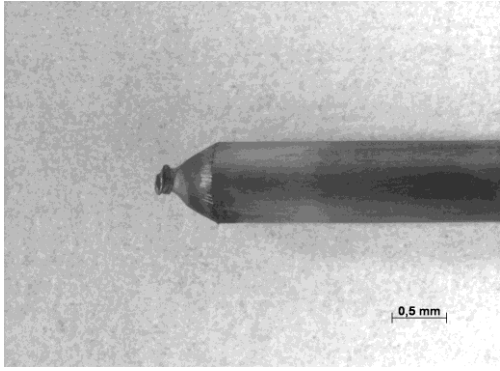
(continua)

Amostra #	Eletrodo - Antes	Eletrodo - Depois
1 (100% Ar)		
2 (100% Ar + Ar-1% CO_2)		
3 (100% Ar + Ar-2,5% CO_2)		

(continuação)

Amostra #	Eletrodo - Antes	Eletrodo - Depois
4 (100% Ar + Ar-4% CO ₂)		
5 (100% Ar + Ar-8% CO ₂)		
6 (100% Ar + Ar-15% CO ₂)		

(conclusão)

Amostra #	Eletrodo - Antes	Eletrodo - Depois
7 (100% Ar + Ar-25% CO ₂)		
8 (100% Ar + Ar-50% CO ₂)		
9 (100% Ar + 100% CO ₂)		

Fonte: Elaborado pela autora

Quando a porcentagem de CO₂ utilizada na camada externa foi inferior a 25 (amostras de 1 a 6), o eletrodo permaneceu íntegro. Para porcentagens de CO₂ iguais ou superiores a 25 (amostras 7 a 9), o eletrodo oxidou durante o processo, o que não foi

previsto pela simulação, que pode ser justificado pelo fato de a simulação não ter levado em consideração o efeito das temperaturas e do campo elétrico induzido.

4.3 Testes de Soldagem

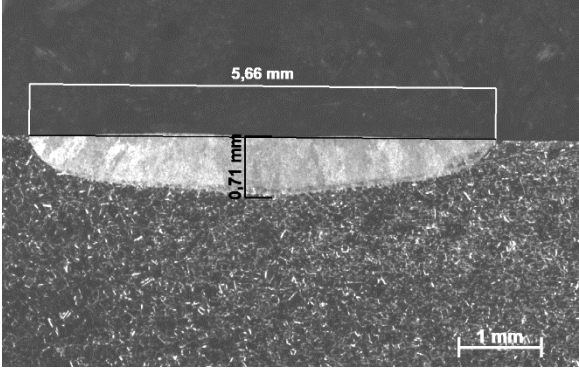
Os resultados obtidos para os ensaios realizados nos cordões de solda são apresentados nessa seção.

4.3.1 Macrografia

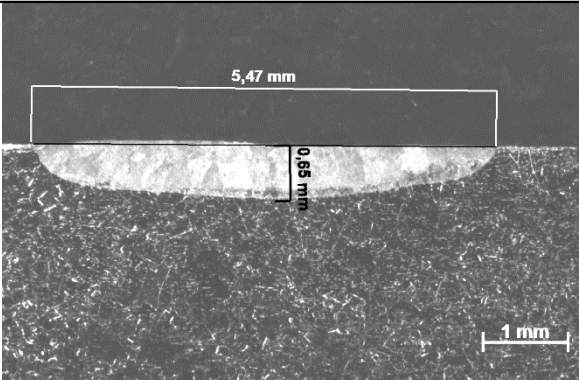
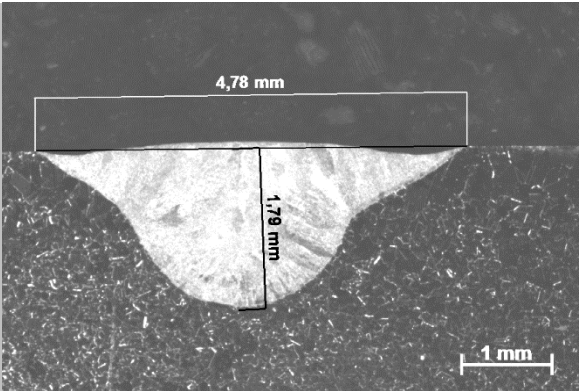
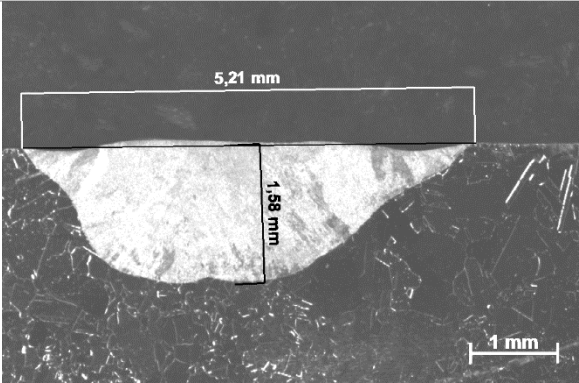
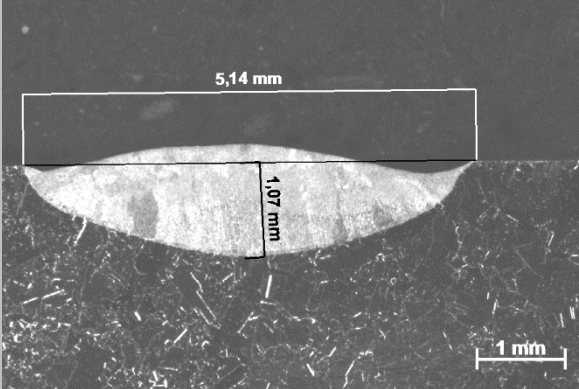
Foram realizados nove experimentos diferentes alterando a concentração do gás ativo na camada externa do sistema GTAW com dupla camada de gás. As concentrações variaram de puro Ar (100% Ar) chegando a 100% CO₂. As macrografias das seções transversais dos cordões de solda obtidos estão representadas na Tabela 15.

Tabela 15 Seção transversal do cordão de solda para diferentes concentrações de gás ativo (CO₂) na camada externa de gás

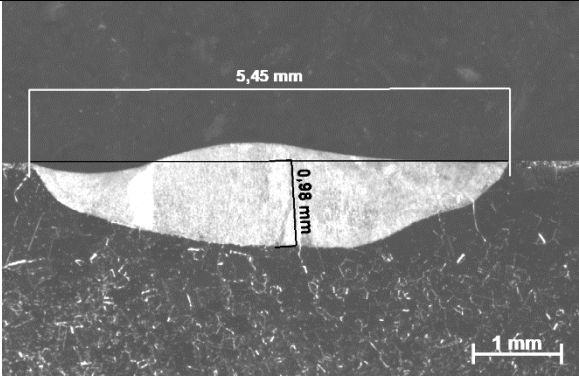
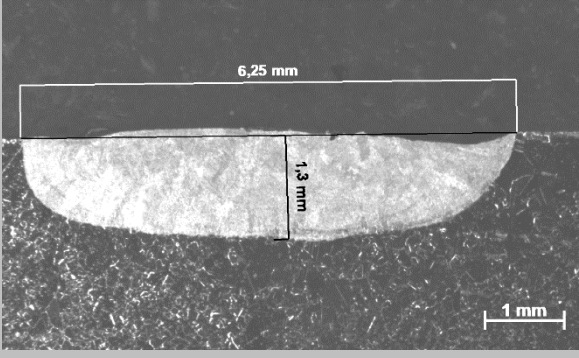
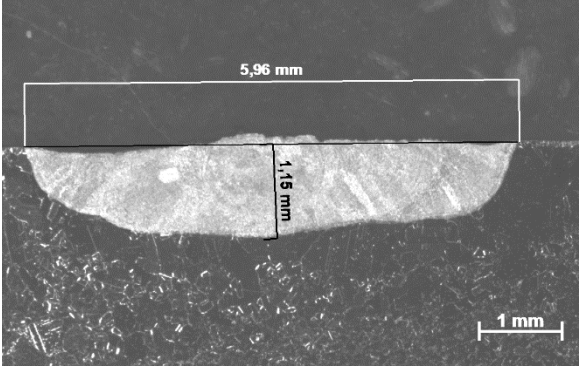
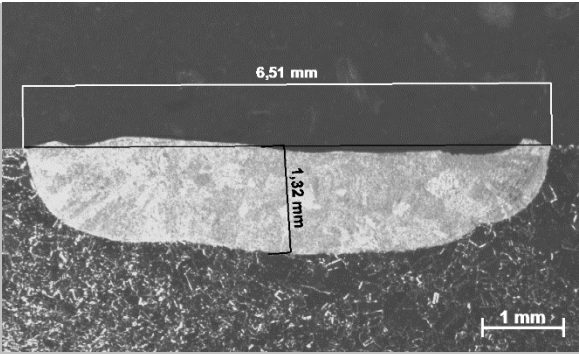
(continua)

Amostras #	Macrografia do Cordão de Solda
1 (100% Ar)	

(continuação)

Amostras #	Macrografia do Cordão de Solda
2 (100% Ar + Ar-1% CO ₂)	
3 (100% Ar + Ar-2,5% CO ₂)	
4 (100% Ar + Ar-4% CO ₂)	
5 (100% Ar + Ar-8% CO ₂)	

(conclusão)

Amostras #	Macrografia do Cordão de Solda
6 (100% Ar + Ar-15% CO ₂)	
7 (100% Ar + Ar-25% CO ₂)	
8 (100% Ar + Ar-50% CO ₂)	
9 (100% Ar + 100% CO ₂)	

Fonte: Elaborado pela autora

As dimensões de largura e profundidade de penetração dos cordões apresentadas nas imagens da Tabela 15 estão apresentadas na Tabela 16, assim como a razão entre a penetração e a largura dos cordões de solda.

Tabela 16 Resultados numéricos dos parâmetros geométricos dos cordões de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO₂) na camada externa de gás

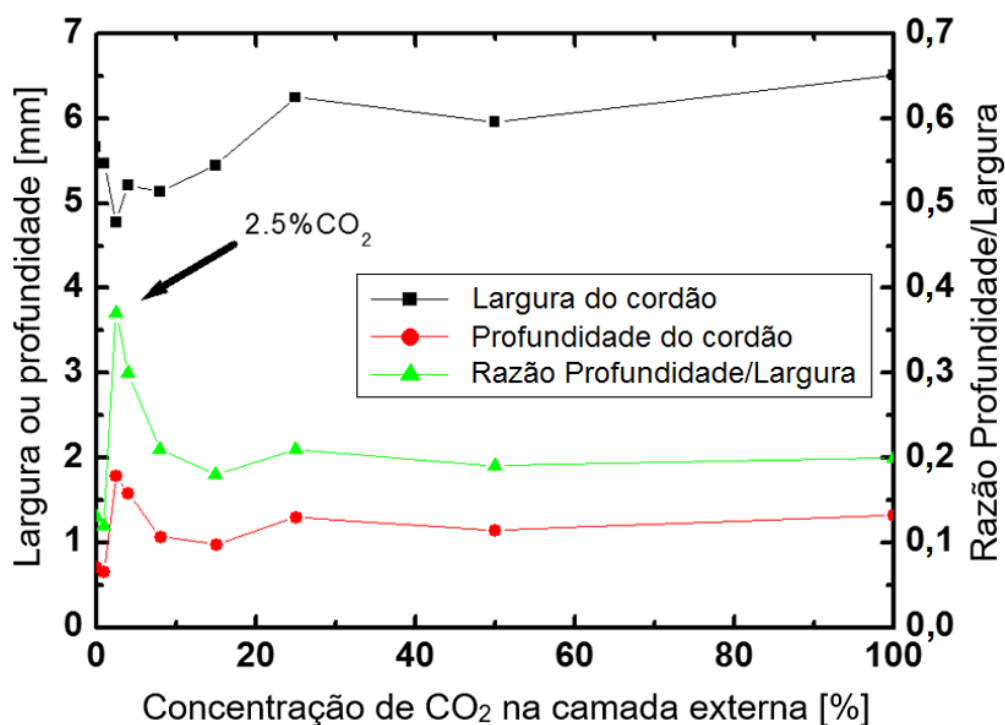
Composição do Gás	Largura do Cordão [mm]	Penetração do Cordão [mm]	Razão Penetração/Largura do Cordão
100% Ar	5,66	0,71	0,13
100% Ar + Ar- 1% CO ₂	5,47	0,65	0,12
100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	4,78	1,79	0,37
100% Ar + Ar-4% CO ₂	5,21	1,58	0,30
100% Ar + Ar-8% CO ₂	5,14	1,07	0,21
100% Ar + Ar-15% CO ₂	5,45	0,98	0,18
100% Ar + Ar-25% CO ₂	6,25	1,30	0,21
100% Ar + Ar-50% CO ₂	5,96	1,15	0,19
100% Ar + Ar-100% CO ₂	6,51	1,32	0,20

Fonte: Elaborado pela autora

Quando as configurações de 100% Ar ou Ar – 1% CO₂ foram utilizadas, os cordões de solda obtidos foram largos e rasos. Quando o percentual de CO₂ na camada externa variou entre 2,5 e 15, o cordão se tornou mais estreito e com maior penetração. O maior valor para a razão penetração / largura (D/W) foi alcançado para a configuração de Ar – 2,5% CO₂, com o valor de 0,37. Se comparado à configuração de 100% Ar, a razão D/W apresentou aumento de 2,98 vezes. Quando se utilizou Ar – 25% CO₂, Ar - 50% CO₂ e Ar – 100% CO₂, o cordão se tornou largo e raso novamente. No entanto, a razão D/W dessas amostras permaneceram maiores do que a razão D/W para a amostra 1, realizada sem a adição de gás ativo.

Em comparação com o processo GTAW convencional (amostra 1), a adição do gás ativo (CO_2) aumentou a relação D/W. Uma vez que todos os demais parâmetros do processo foram mantidos constantes, pode-se afirmar que o efeito da composição da camada externa do processo de soldagem com dupla camada foi significativo. Esse efeito pode ser visualizado mais facilmente na Figura 42, na qual as tendências relatadas nas Tabela 15 e Tabela 16 estão representadas de forma gráfica.

Figura 42 Representação gráfica dos parâmetros geométricos dos cordões de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO_2) na camada externa do bocal



Fonte: Elaborado pela autora

Utilizando os mesmos parâmetros de soldagem adotados no presente estudo e uma corrente de 160 A, Lu *et al.* (2010) atingiu um aumento de 2,15 vezes na razão D/W em relação ao TIG convencional quando aplicaram 100% CO_2 na camada externa de gás na soldagem do aço AISI 304. O presente projeto atingiu um aumento de 2,98 vezes aplicando uma corrente de 80 A e concentração em volume de CO_2 igual a 2,5%. Uma possível justificativa para essa diferença de resultados pode estar relacionada com a eficiência do bocal em relação à garantia de que o gás ativo adicionado na camada

externa do bocal alcançasse a poça de fusão. Isto é, o bocal desenvolvido no presente estudo provavelmente é capaz de direcionar um percentual maior do gás ativo adicionado na camada externa à poça de fusão, se comparado ao bocal utilizado por Lu *et al.* (2010) em seus experimentos.

As amostras 5, 6, 7, 8 e 9, nas quais utilizou-se um percentual em volume de CO₂ na camada externa variando entre 8% e 100%, respectivamente, apresentaram uma geometria do cordão de solda diferente das observadas nas amostras 3 e 4 (2,5% e 4% em volume de CO₂, respectivamente), que sugerem uma possível inversão do sinal do gradiente da tensão superficial na poça de fusão (de negativo para positivo), resultando em um fluxo de calor das extremidades para o centro. Nessas amostras, com maior teor de CO₂, não foi possível notar o aumento da razão D/W. Embora novas investigações seriam necessárias, contudo, para elucidar as razões que levaram a esse comportamento, cabe notar que observação similar foi relatada por Lu *et al.* (2010), que também notaram aumento de penetração somente para uma faixa específica de composição de CO₂ na soldagem.

Embora não tenham apresentado aumento da razão D/W as amostras 5, 6, 7, 8 e 9 apresentaram aumento no volume do cordão de solda se comparadas à condição de soldagem TIG convencional (amostra 1), como indicado na Tabela 17. O aumento do volume de metal fundido, neste caso, se deve ao aumento da tensão aplicada e consequentemente ao aumento da quantidade de energia fornecida, *heat input* (Tabela 18). Uma vez que o valor da corrente elétrica, utilizada em todas as condições de soldagem, foi mantido constante, assim como os demais parâmetros do processo, entende-se que uma possível justificativa para o aumento da tensão do arco elétrico esteja relacionada à presença do gás ativo CO₂, conforme sugerido por Cai *et al.* (2017), que observaram um aumento da tensão para equilibrar a energia utilizada na dissociação das moléculas de CO₂.

Tabela 17 Área da seção transversal do cordão de solda para as diferentes concentrações de gás ativo (CO₂) na camada externa de gás

Amostra	Composição do Gás	Área do Cordão [mm ²]
1	100% Ar	2,98
2	100% Ar + Ar- 1% CO ₂	2,97
3	100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	4,62
4	100% Ar + Ar-4% CO ₂	5,58
5	100% Ar + Ar-8% CO ₂	4,34
6	100% Ar + Ar-15% CO ₂	4,35
7	100% Ar + Ar-25% CO ₂	7,06
8	100% Ar + Ar-50% CO ₂	5,64
9	100% Ar + Ar-100% CO ₂	7,39

Fonte: Elaborado pela autora

Os valores de tensão em V e de *heat input* em J/mm aplicados em cada ensaio foram calculados através da Equação 1. A Tabela 18 mostra os valores de *heat input* para as nove condições de soldagem.

Tabela 18 Valores de tensão e *heat input* aplicados para as nove condições de soldagem

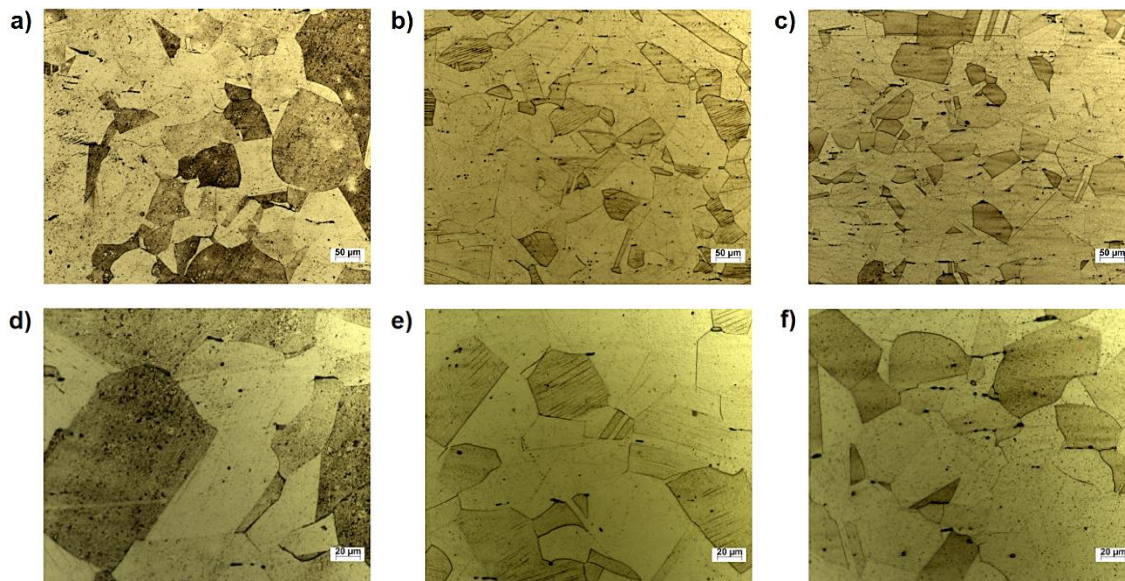
Composição do Gás	Tensão [V]	Heat Input [J/mm]
100% Ar	14,7	588
100% Ar + Ar- 1% CO ₂	14,7	588
100% Ar + Ar-2,5% CO ₂	15,5	620
100% Ar + Ar-4% CO ₂	16,0	640
100% Ar + Ar-8% CO ₂	16,5	660
100% Ar + Ar-15% CO ₂	16,2	648
100% Ar + Ar-25% CO ₂	17,2	688
100% Ar + Ar-50% CO ₂	16,5	660
100% Ar + Ar-100% CO ₂	17,0	680

Fonte: Elaborado pela autora

4.3.2 Micrografia

As micrografias do metal de base para as condições de AISI 316L após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ estão apresentadas na Figura 43.

Figura 43 Micrografia do metal base para as configurações
a) e d) após tratamento térmico - b) e e) 100% Ar - c) e f) 100% Ar + Ar-2,5%



Fonte: Elaborado pela autora

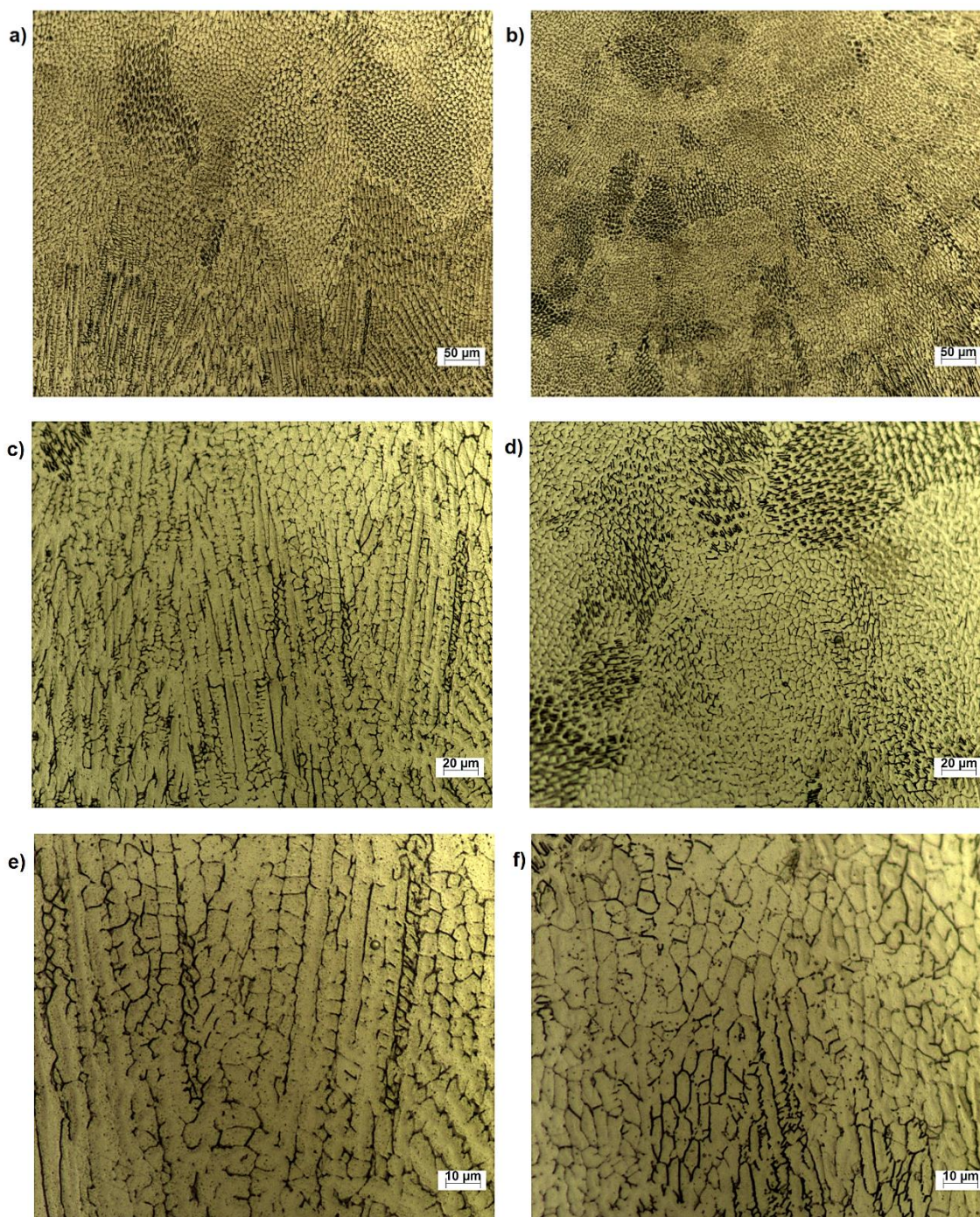
A microestrutura do metal de base, AISI 316L, se caracteriza por apresentar uma estrutura monofásica, com a presença de grãos equiaxiais de austenita, podendo notar a presença de maclas, como sugerido por Feng *et al.* (2015).

De acordo com as equações (4) e (5) retiradas do Diagrama de Schaeffler (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) para o cálculo do Cr_{eq} e do Ni_{eq} , obteve-se para a liga AISI 316L utilizada neste estudo $Cr_{eq} = 19,28$ e $Ni_{eq} = 10,94$ e a relação $Cr_{eq} / Ni_{eq} = 1,76$. Conforme o diagrama de susceptibilidade à formação de trincas, Figura 16, apresentado por Lippold e Kotecki (2005), por apresentar a relação $Cr_{eq} / Ni_{eq} = 1,76$ o aço inoxidável AISI 316L apresenta grande resistência ao trincamento.

As micrografias do centro dos cordões de solda para as configurações de 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ estão representadas na Figura 44 em três ampliações

diferentes, sendo Figura 44 e) ampliação da Figura 44 c) e esta ampliação da Figura 44 a), o mesmo ocorre para Figura 44 f), Figura 44 d) e Figura 44 b).

Figura 44 Micrografia do cordão de solda para as configurações a), c), e) 100% Ar - b), d), f) 100% Ar + Ar-2,5%

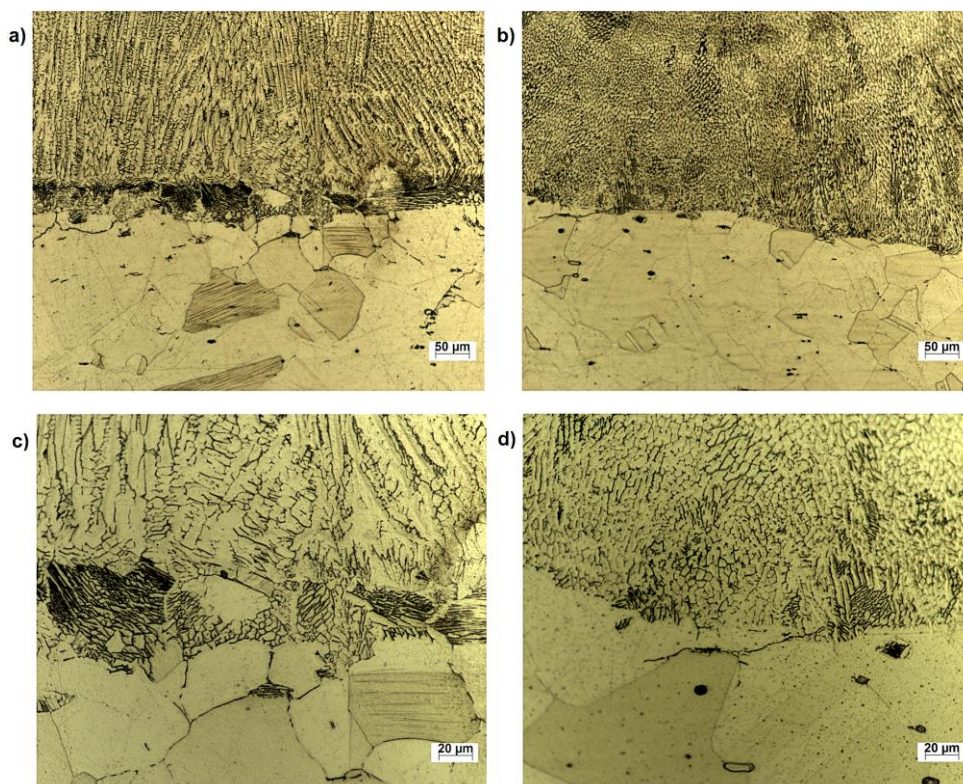


Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se a presença de dendritas de austenita e a presença de ferrita δ nos contornos mais escuros das dendritas, como sugerido por Lippold e Kotecki (2005) na Figura 19. Nenhum defeito como porosidade e trincas foi observado. De acordo com o diagrama da Figura 22, uma liga que possui valores de $Cr_{eq} = 19,28$ e $Ni_{eq} = 10,94$ apresenta modo primário de solidificação ferrítico-austenítico (FA) (PADILHA, 1994), dessa forma, pode-se presumir que a evolução das fases no aço AISI 316L ocorre da seguinte maneira $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$. De modo que ao longo do processo de resfriamento ocorre uma transformação da ferrita δ em austenita (γ). A partir da análise da Figura 44 e) e f) não é possível observar uma variação significativa na granulometria dos grãos de austenita na zona fundida entre as condições de 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO_2 .

As micrografias da linha de fusão para as configurações de 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO_2 estão representadas na Figura 45, sendo Figura 45 c) ampliação da Figura 45 a) e o mesmo ocorre para Figura 45 d) e b).

Figura 45 Micrografia da linha de fusão para as configurações a) e c) 100% Ar - b) e d) 100% Ar + Ar-2,5%



Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se a formação de dendritas de austenita orientadas para o centro do cordão de solda e grãos equiaxiais de austenita (regiões mais claras) na direção do metal de base. As dendritas de austenita formadas na amostra soldada com 2,5% em volume de CO₂ (b e d) apresentaram crescimento epitaxial.

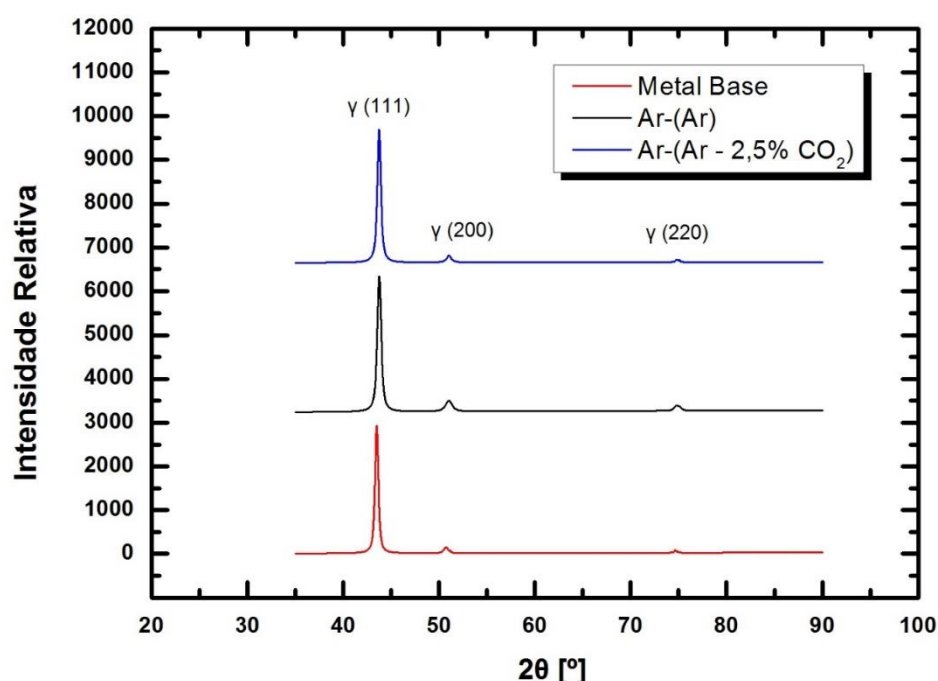
4.3.3 Identificação das Fases Presentes

Nesta seção estão representados os valores de fração mássica de ferrita δ encontrados nas amostras de metal de base, e nas amostras soldadas na condição de Ar-(Ar) e Ar-(Ar+2,5% CO₂) por meio da Difração de Raios-X e do ferritoscópio.

4.3.3.1 Difração de Raios-X

Os difratogramas obtidos para o metal base, Cordão 1 (100%Ar interno e 100% Ar externo) e Cordão 3 (100% Ar interno e Ar + 2,5% CO₂) estão apresentados na Figura 46.

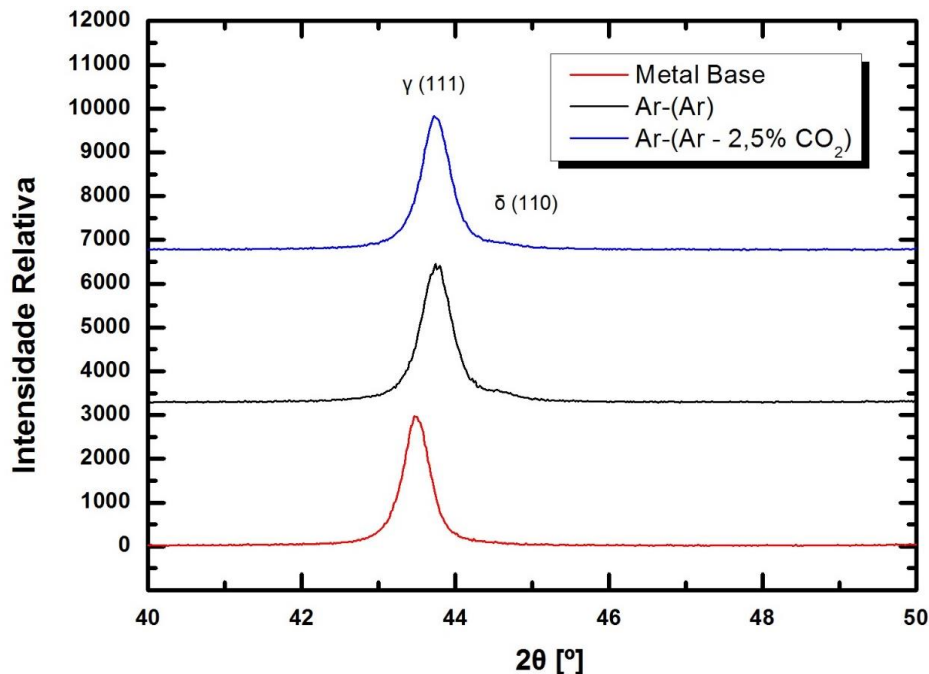
Figura 46 Difratograma das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂



Fonte: Elaborado pela autora

A Figura 47 representa a ampliação do primeiro pico do difratograma das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ (Figura 46) com o objetivo de retratar os picos de ferrita δ .

Figura 47 Ampliação do difratograma das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂



Fonte: Elaborado pela autora

A partir dos resultados da Difração de Raios-X calculou-se os percentuais de austenita e ferrita δ presentes nas 3 amostras que são apresentados na Tabela 19.

Tabela 19 Fração volumétrica de austenita e ferrita δ calculada por meio da Difração de Raios-X

Amostras	Fração de austenita/ferrita δ
Metal de Base	100% / 0%
Ar-(Ar)	95,8% / 4,82%
Ar-(Ar-2,5%CO ₂)	97,4% / 2,6%

Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se que o metal de base, o aço inoxidável austenítico AISI 316L após tratamento térmico de recozimento, apresentou 100% de sua microestrutura como austenítica. Após passar pelo processo de soldagem, tanto na configuração de Ar-(Ar) quanto Ar-(Ar-2,5%CO₂), houve a formação de ferrita δ no cordão de solda de 4,82% e 2,6% respectivamente. Segundo o diagrama de Schaeffler, uma liga que apresenta estes valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} deve apresentar entre 5% a 10% de ferrita na zona fundida.

As amostras Ar-(Ar) e Ar-(Ar-2,5%CO₂) não apresentaram a formação de carboneto de cromo após processo de soldagem, o que de acordo com Modenesi (2001) já era esperado, por se tratar de um aço inoxidável austenítico com teor de carbono inferior a 0,03%.

4.3.3.2 Ferritoscópio

O valor médio das frações mássicas de ferrita δ obtido para cada uma das três amostras, metal de base, Ar-(Ar) e Ar-(Ar-2,5%CO₂), assim como o respectivo valor de desvio-padrão, estão representados na Tabela 20.

Tabela 20 Fração volumétrica de ferrita δ obtida por meio do ferritoscópio

Amostras	Valor médio de ferrita δ [%]	Desvio-padrão
Metal de Base	0,204	0,12
Ar-(Ar)	5,93	0,19
Ar-(Ar-2,5%CO ₂)	5,85	0,45

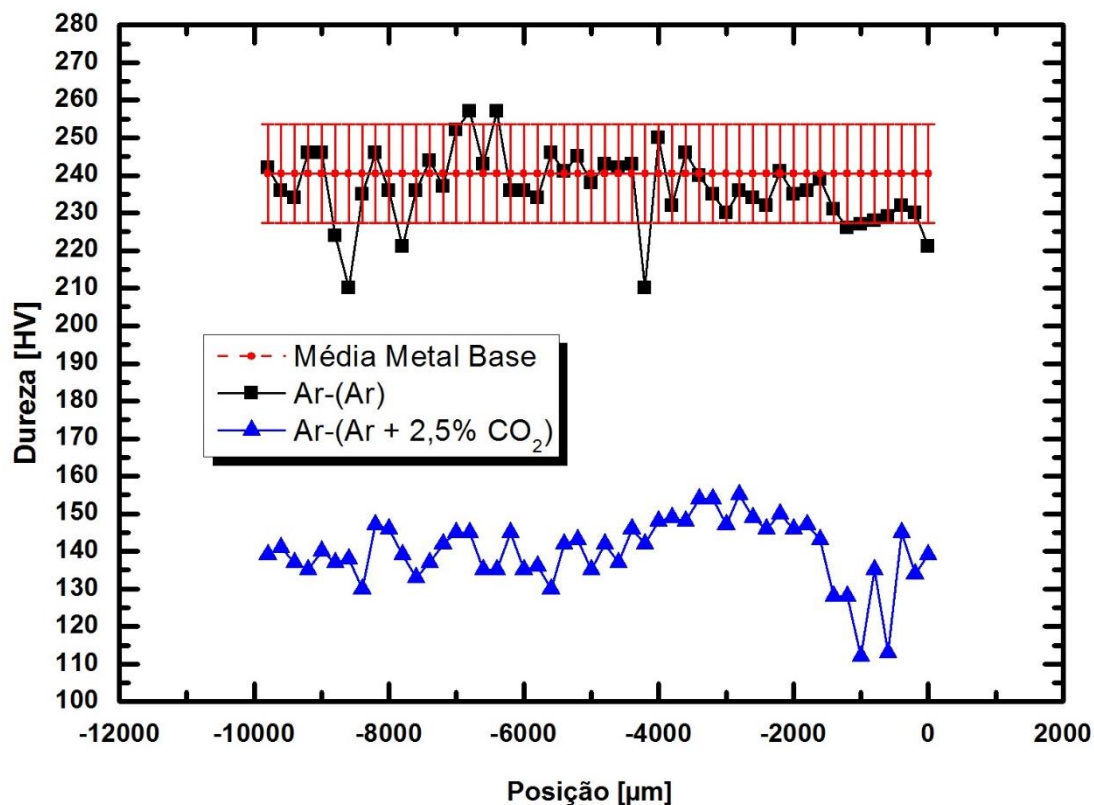
Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se que os percentuais de ferrita δ encontrados para as amostras soldadas são similares, próximos à 6%, e como esperado, o metal de base apresentou percentual desta fase praticamente nulo, 0,204%.

4.3.4 Microdureza

O perfil vertical de microdureza da seção transversal dos cordões de solda nas condições de 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ estão representados na Figura 48, de modo que a posição 0 μm indica a extremidade superior da amostra, na qual inicia-se o cordão de solda e a posição -10.000 μm indica a extremidade inferior da amostra, na direção do metal de base, conforme representado na Figura 32. O valor médio de microdureza e o desvio padrão encontrados para o metal de base após tratamento térmico também estão representados.

Figura 48 Perfil vertical de microdureza das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂



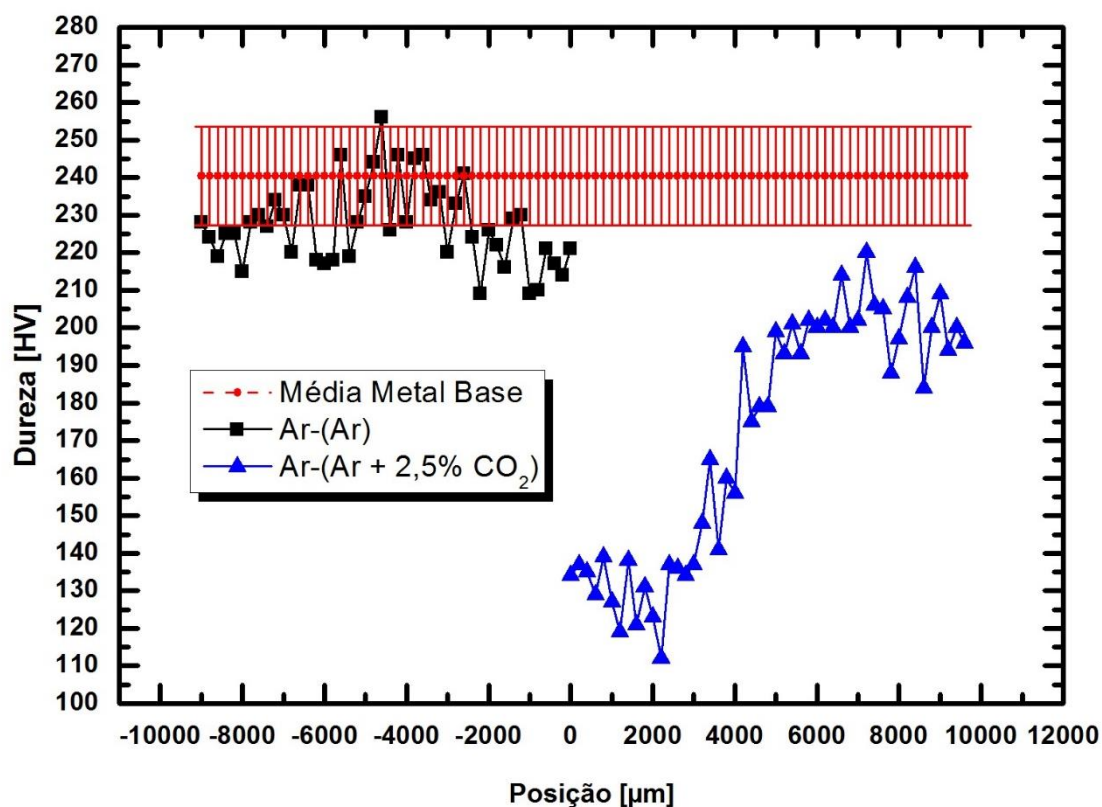
Fonte: Elaborado pela autora

Observa-se que 86% das medições de microdureza da amostra de 100% Ar estão na faixa de microdureza do metal de base, isto é, de modo geral, a amostra de TIG convencional não apresentou variações significativas na dureza ao longo da direção

vertical. Entretanto, a amostra soldada na condição de 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ apresentou em média redução de 100 HV na dureza, sendo que na região do cordão de solda essa diferença chegou a 128 HV.

Na Figura 49 está representada uma reta horizontal referente ao valor médio de microdureza e ao desvio padrão encontrado para o metal de base após tratamento térmico, e um conjunto de pontos referentes ao perfil horizontal de microdureza da seção transversal do cordão de solda das amostras soldadas nas condições de 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂.

Figura 49 Perfil horizontal de microdureza das amostras nas condições de após tratamento térmico, 100% Ar e 100% Ar + Ar-2,5% CO₂



Fonte: Elaborado pela autora

O perfil horizontal de microdureza dos cordões de solda estão representados na Figura 49, de modo que a posição 0 μm indica o centro do cordão de solda, tanto a posição -10.000 μm quanto a posição 10.000 μm indicam a extremidade direita da amostra, na direção do metal de base, conforme representado na Figura 33. Os valores

negativos de posição representam o perfil horizontal de microdureza da amostra soldada na condição de 100% Ar (preto) e os valores positivos de posição representam o perfil horizontal de microdureza da amostra soldada na condição de 100% Ar + Ar-2,5% CO₂ (azul).

Observa-se que a amostra na condição soldada Ar-(Ar-2,5%CO₂) (à direita) apresentou redução da dureza no metal fundido, na ZTA e no metal de base, sendo que a diferença entre os valores médios de dureza do metal de base após tratamento térmico e o metal fundido é de 128 HV. A mesma diferença em relação ao metal fundido da amostra na condição Ar-(Ar) (à esquerda) é de 19 HV.

Observa-se que a amostra soldada na condição de TIG convencional, sem adição de gás ativo (à esquerda), apresentou uma pequena redução dos valores de dureza se comparado à amostra na condição Ar-(Ar-2,5%CO₂) (à direita). Quanto ao metal de base (durezas entre $\pm 5.200 \mu\text{m}$ e $\pm 10.000 \mu\text{m}$), a condição de TIG convencional obteve uma dureza média 13 HV menor do que a dureza média do metal base obtida após tratamento térmico, o mesmo valor para a condição de soldado com gás ativo é de 38 HV.

A redução nos valores de microdureza encontrados para a amostra soldada na condição Ar-(Ar-2,5%CO₂) em relação a amostra soldada na condição Ar-(Ar), não pode ser justificada pela granulometria dos grãos que compõem a amostra, uma vez que não observou-se nenhuma diferença significativa no tamanho dos grão por meio da microscopia óptica. Da mesma forma, não se pode atribuir a variação nos perfis de dureza entre as amostras soldadas às fases que compõem estas, já que ambas apresentam as mesmas fases em percentuais similares. Entretanto, os cordões de solda das amostras nas condições Ar-(Ar) e Ar-(Ar-2,5%CO₂) apresentam poças de fusão com volumes diferentes, indicando, possivelmente, que estas apresentem velocidades de resfriamento diferentes. De acordo com os dados apresentados na Tabela 17, a amostra soldada na condição Ar-(Ar) apresenta um cordão de solda com volume 1,55 vezes menor do que a amostra da condição Ar-(Ar-2,5%CO₂), sugerindo que esta última apresente um tempo de resfriamento maior, o que pode ser uma explicação para a queda da dureza observada na amostra soldada com o gás ativo. Da mesma forma, o *heat input* da amostra obtida na configuração Ar-(Ar-2,5%CO₂) foi 32 J/mm maior (Tabela 18), havendo uma maior quantidade de energia para ser dissipada, aumentando assim o tempo total de

resfriamento do cordão. Outro fator que pode ter interferido na redução dos valores de dureza no cordão de solda da amostra soldada na condição Ar-(Ar-2,5%CO₂), está vinculado à possível formação de óxidos sub-microscópicos e/ou carbonetos de cromo.

5 CONCLUSÕES

Nesta seção os resultados obtidos estão apresentados nos seguintes tópicos: projeto e análise do bocal, eletrodo e testes de soldagem.

5.1 Projeto e Análise do Bocal

Por meio dos resultados obtidos na simulação do escoamento dos gases no bocal, pode-se concluir que a geometria desenvolvida atende os requisitos, os gases da camada interna e externa irão escoar simultaneamente, mas de maneira independente, garantido a integridade do eletrodo de tungstênio, além disso, pode-se afirmar também que a geometria simulada irá garantir que ambos os gases alcancem a poça de fusão, conferindo a esta as propriedades mecânicas e metalúrgicas necessárias.

5.2 Eletrodo

O processo de soldagem TIG com a dupla camada de gás protegeu satisfatoriamente o eletrodo de tungstênio da oxidação para concentrações de CO_2 iguais ou menores a 15% CO_2 na camada externa. Quando as concentrações de 25% CO_2 , 50% CO_2 e 100% CO_2 foram utilizados na camada externa do bocal, o eletrodo sofreu oxidação.

5.3 Testes de Soldagem

Quando o CO_2 foi usado na camada externa do bocal na soldagem do aço AISI 316L pelo processo TIG com dupla camada de gás, o cordão de solda apresentou uma alteração significativa na sua geometria. Pequenas adições do elemento ativo (O) na poça de fusão promoveram possivelmente a inversão do sentido do fluxo do material fundido pelo efeito Marangoni de convecção. O fluxo que normalmente estava acontecendo do centro para as extremidades passou a ocorrer das extremidades para o centro, levando ao aumento da razão D/W. O perfil do cordão passou de largo e raso

para estreito e profundo. O maior valor da razão D/W (0,37) foi obtido para a configuração de Ar – 2,5% CO₂. Para esta configuração atingiu-se uma penetração de 1,79 mm, 2,5 vezes maior do que a penetração alcançada no processo de soldagem TIG convencional, sem a adição de gás ativo.

Após a realização dos ensaios de micrografia, observou-se que o metal de base apresentou grãos equiaxiais de austenita. Após soldado, observou-se a formação de dendritas de austenita com presença de ferrita δ nos contornos de grão das dendritas. Na amostra soldada na configuração Ar – 2,5% CO₂, as dendritas apresentaram crescimento epitaxial. Os percentuais de ferrita δ foram mensurados por meio do ensaio de difração de raios-x e do ferritoscópio, como as frações volumétricas encontradas em ambos os ensaios foram pequenas (inferiores a 6%) adotou-se os resultados obtidos pelo ferritoscópio, uma vez que esta técnica possui maior precisão, apresentando limite de leitura de ferrita igual a 0,1%. Dessa forma, os percentuais de ferrita δ encontrados para as duas amostras soldadas (TIG convencional e com 2,5% de CO₂) foram similares, com valor de aproximadamente 6%.

O ensaio de microdureza apresentou valores de dureza estáveis ao longo do cordão de solda da amostra Ar-(Ar) enquanto a amostra Ar-(Ar-2,5%CO₂) apresentou redução da microdureza no cordão de solda. Embora algumas possíveis causas tais como diferentes taxas de resfriamento, presença de óxidos sub-microscópicos e/ou carbonetos de cromo possam ser citadas, o motivo desta redução ainda está em aberto.

Dessa forma, observou-se que com a adição de gás ativo CO₂ na soldagem obteve-se uma melhor performance do processo (maior relação D/W), sem apresentar alterações significativas nos percentuais das fases, e na geometria e orientação dos grãos presentes nos cordões de solda. Entretanto, observou-se uma redução considerável na dureza do cordão de solda quando soldado na presença de 2,5% em volume de CO₂.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Verificar se houve crescimento de grão no metal de base, na ZTA e no cordão de solda após o processo de soldagem.
2. Verificar a presença de carbonetos por meio de ataque químico utilizando reagente específico, tal como Murakami.
3. Realizar simulação numérica com dados de temperatura adicionando o efeito do campo magnético induzido para melhor compreensão das características do arco elétrico sobre influência dos elementos ativos.
4. Realizar ensaios de corrosão em meio 0,5 M H_2SO_4 e 3,5% em peso NaCl, uma vez que esse aço é muito utilizado devido à sua resistência à corrosão.
5. Diminuir a vazão dos gases da camada interna externa do bocal e aplicar um valor de corrente de soldagem maior (120-160A).
6. Alterar a geometria das entradas do gás ativo.

REFERÊNCIAS

ARIVAZHAGAN, B., VASUDEVAN, M., “A study of microstructure and mechanical Properties of grade 91 steel A-TIG weld joint”. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Vol. 22, 3708–3716, 2013.

ARIVAZHAGAN, B., VASUDEVAN, M., “Studies on A-TIG welding of 2.25 Cr-1 Mo (P22) steel”, **Journal of Manufacturing Processes**, Vol. 18, pp. 55-59, 2015.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10 ed. Vol. 1, ASM International, Ohio, USA, pp. 329, 330, 387, 393, 596, 597, 599, 2119, 2120, 1993.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10 ed. Vol. 6, ASM International, Ohio, USA, pp. 1110, 1690 – 1712, 1993.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 240/A 240M – 01**. Standard Specification for Heat-Resisting Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels. Philadelphia, 2002.

BERTHIER, A., PAILLARD, P., CHRISTIEN, F., “Structural and Chemical Evolution of Super Duplex Stainless Steel on Activated Tungsten Inert Gas Welding Process”, **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 14 (8), pp. 681-690, 2013.

BOHNART, E.R., **TIG Handbook for GTAW Gas Tungsten Arc Welding**, Miller, Wisconsin, USA, 2002.

CAI, Y., LUO, Z., FENG, M., LIU, Z., HUANG, Z., ZENG, Y., “Effect of activator on mechanical properties and intercrystalline corrosion resistance of austenitic stainless steel weld”, **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 234, pp. 243-248, 2016.

CAI, X., FAN, C.F., LIN, S., JI, X., YANG, C., GUO, W., “Effects of Shielding Gas Composition on Arc Properties and Wire Melting Characteristics in Narrow Gap MAG Welding”, **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 244, pp. 225-230, 2017.

CALLISTER Jr., W. D., **Materials Science and Engineering: An Introduction**, 7 ed. John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, pp. 364, 365, 2007.

CARY, H.B., **Modern Welding Technology**, 4 ed., Prentice Hall, Columbus, Ohio, 1998.

CHEN, T.F., CHEN, Y.R., Wu, W., “Properties of Cu-Si enriched type 304 stainless steel welds”, **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 3, No. 2, pp. 75-79, 1998.

FENG, Y., LUO, Z., LIU, Z., LI, Y., LUO, Y., HUANG, Y., “Keyhole Gas Tungsten Arc Welding of AISI 316L Stainless Steel”, **Materials and Design**, Vol. 85, pp. 24-31, 2015.

FREDRIKSSON, H., **Metallurgical Transactions A**, Vol. 3, pp. 2989, 1972.

FUJII, H., SATO, T., LUA, S., NOGI, K., “Development of an advanced A-TIG (AA-TIG) welding method by control of Marangoni convection”, **Materials Science and Engineering A**, Vol. 495, pp. 296–303, 2008.

GUREVICH, S.M., ZAMKOV, V.N., **Avtom. Svarka**. Vol. 12, pp.13–16, 1966.

HEIPLE, C.R., ROPPER, J.R., “Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry”, **Welding Journal**, Vol.61, pp. 97s-102s, 1982.

HEIPLE, C.R., ROPPER, J.R., “Effects of SO₂ Shielding Gas Additions on GTA Weld Shape”, **Welding Journal**, Vol. 60, pp. 159s-162s, 1985.

KOU, S., **Welding Metallurgy**, 2 ed. John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, USA, 2003.

KUMAR, S., SHAHI, A.S., “Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 304 Stainless Steel Joints”, **Materials and Design**, Vol. 32, pp. 3617-3623, 2011.

LECONTE, S., PAILLARD, P., SAINDRENAN, J., “Effect of fluxes containing oxides on tungsten inert gas welding process”, **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 11, pp. 43-47, 2006.

LI, D., LU, S., DONG, W., LI, D., LI, Y., “Study of the Law Between the Weld Pool Shape Variations with the Welding Parameters Under Two TIG Processes”, **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 212, pp. 128-136, 2012.

LI, Q., WANG, X., ZOU, Z., WU, J., “Effect of Activating Flux on Arc Shape and Arc Voltage in Tungsten Inert Gas Welding”, **Transaction of Nonferrous Metals Society of China**, Vol. 17, pp. 486-490, 2007.

LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D.J., **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**, Wiley-Interscience, Hoboken, New Jersey, pp. 1-7, 143-209. 173-189, 2005.

LIU, G., LIU, M., YI, Y., ZHANG, Y., LUO, Z., XU, L., “Activated Flux Tungsten Inert Gas Welding of 8 mm Thick AISI 304 austenitic stainless steel”, **Journal Central South University**, Vol. 22, pp. 800-805, 2015.

LU, S., FUJII, H., NOGI, K., "Arc Ignitability, Bead Protection and Weld Shape Variations for He-Ar-O₂ Shielded GTA Welding on SUS 304 Stainless Steel", **Journal of Materials Processing Technology**, Vol 209, pp. 1231-1239, 2009a.

LU, S.P., FUJII, H., NOGI, K., "Weld Shape Variation and Electrode Protection Under Ar-(Ar-O₂) Double Shielded GTA Welding", **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 14, No. 8, pp. 726-733, 2009b.

LU, S., FUJII, H., NOGI, K., "Weld Shape Variation and Electrode Oxidation Behavior under Ar-(Ar-CO₂) Double Shielded GTA Welding", **Journal of Materials Science & Technology**, Vol. 26 (2), pp. 170-176, 2010.

LU, S., FUJII, H., SUGIYAMA, H., TANAKA, M., NOGI, K., "Weld Penetration and Marangoni Convection with Oxide Fluxes in GTA Welding", **Materials Transactions**, Vol. 43, No. 11, pp. 2926-2931, 2002.

LU, S.P., FUJII, H., NOGI K., "Marangoni convection and weld shape variations in Ar-O₂ and Ar-CO₂ shielded GTA welding", **Materials Science and Engineering: A**, Vol. 380, pp. 290-297, 2004a.

LU, S.P., FUJII, H., NOGI K., "Marangoni convection in weld pool in CO₂-Ar-shielded gas thermal arc welding", **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol. 35, pp. 2861-2867, 2004b.

LU, S.P., FUJII, H., H., NOGI, K., "Sensitivity of Marangoni convection and weld shape variations to welding parameters in O₂-Ar shielded GTA welding", **Scripta Materialia**, Vol 51, pp. 271-277, 2004c.

LU, S.P., FUJII, H., SUGIYAMA, H., NOGI, K., "Mechanism and optimization of oxide fluxes for deep penetration in gas tungsten arc welding", **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol 34, pp. 1901-1907, 2003.

LU, S.P., QIN, M.P., DONG, W.C., "Highly Efficient TIG Welding of Cr₁₃Ni₅Mo Martensitic Steel", **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 213, pp. 229-237, 2013.

MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q., **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**, 3 ed., Editora UFMG, Belo Horizonte, 2009.

McCAFFERTY, E. **Introduction to Corrosion Science**, Springer, New York, 2011.

MIRZAEI, M., KHODABANDEH, A., NAJAFI, H., "Effect of Active Gas on Weld Shape and Microstructure of Highly Efficient TIG Welded A516 Low Carbon Steel", **The Indian Institute of Metals**, Vol. 69(9), pp. 1723-1731, 2016.

MODENESI, P.J., MARQUES, P.V., SANTOS, D.B., **Introdução à Metalurgia da Soldagem**, UFMG, Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, P.J., **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**, SENAI-SP, São Paulo, 2001.

MUTHUKUMARAN, V., SELLADURAI, V., NANDHAKUMAR, S., SENTHILKUMAR, M., “Experimental investigation on corrosion and hardness of ion implanted AISI 316L stainless steel”, **Materials and Design**, Vol. 31, pp. 2813-2817, 2010.

NAKHAEI, R., KHODABANDEH, A., NAJAFI, H., “Effect of Active Gas on Weld Shape and Microstructure of Advanced A-TIG Welded Stainless Steel”, **Acta Metallurgica Sinica (English Letter)**, Vol. 29 (3), pp. 295-300, 2016.

PADILHA, A.F., GUEDES, L.C., **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**, Hemus, São Paulo, pp. 15, 27-63, 147-163, 1994.

PATSCHGER, A., SAHIB, C., BERGMANN, J.P., BASTICK, A., “Process Optimization through Adaptation of Shielding Gas Selection and Feeding during Laser Beam Welding”, **Physics Prodedia**, Vol. 12, pp. 46-55, 2011.

RAMKUMAR, K.D., GOUTHAM, P.S., RADHAKRISHNA, V.S., TIWARI, A., ANIRUDH, S., “Studies on the structure-property relationships and corrosion behavior of the activated flux TIG welding of UNS S32750”, **Journal of Manufacturing Processes**, Vol. 23, pp. 231-241, 2016.

RAMKUMAR, K.D., KUMAR, B.M., KRISHNAN, M.G., DEV, S., BHALODI, A.J., ARIVAZHAGAN, N., NARAYANAN, S., “Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718”, **Materials Science & Engineering A**, Vol. 639, pp. 234-244, 2015.

SCOTTI, A., PONOMAREV, V., **Soldagem MIG/MAG melhor entendimento melhor desempenho**, Artliber, São Paulo, 2008.

SHIELDING gases, Selection Manual. **Praxair Technology**, 1998.

SILVA, A.L.V.da, C. e; MEI, P.R; **Aços e Ligas Especiais**, 3 ed, Blucher, São Paulo, 2013.

TATAGIBA, L.C.S., GONÇALVES, R.B., PARANHOS, R., “Trends in the Development of Protective Gases Used in GMAW Welding”, **Soldagem e Inspeção**, Vol. 17 (3), pp. 218-228, 2012.

THE PROCEDURE HANDBOOK, of arc welding. **The James F. Lincoln Arc Welding Foundation**, Cleaveland, 1994.

UNTERWEISER, P.M; BOYER, H.E; KUBBS, J.J., **Heat Treater's Guide: Standard Practices and Procedures for steel**, American Society for Metals, Ohio, pp. 414, 1982.

WAINER, E., BRANDI, S.D., MELLO, F.D.H. de, **Soldagem: processos e metalurgia**, 2 ed, Edgard Blucher Ltda, São Paulo, 2005.

ZOU, Y., UEJI, R., FUJII, H., "Mechanical Properties of Advanced Active-TIG Welded Duplex Stainless Steel and Ferrite Steel", **Materials Science & Engineering A**, Vol. 620, pp. 140-148, 2015.