



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**EFEITO DA SOLDAGEM GMAW POR CURTO-CIRCUITO CONTROLADO NA
EXECUÇÃO DO PASSE DE RAIZ EM AÇO INOXIDÁVEL AISI A304**

Recife

2020

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**EFEITO DA SOLDAGEM GMAW POR CURTO-CIRCUITO CONTROLADO NA
EXECUÇÃO DO PASSE DE RAIZ EM AÇO INOXIDÁVEL AISI A304**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Recife

2020

Catálogo na fonte
Bibliotecário Gabriel Luz, CRB-4 / 2222

A663e Araújo, Helen Rodrigues.
Efeito da soldagem GMAW por curto-circuito controlado na execução do passe de raiz em aço inoxidável AISI A304 / Helen Rodrigues Araújo – Recife, 2020.
144 f.: figs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco.
CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2020.
Inclui referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Soldagem. 3. Transferência metálica.
4. GMAW por curto-circuito controlado. 5. Aços inoxidáveis. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG / 2021-11

HELEN RODRIGUES ARAÚJO

**EFEITO DA SOLDAGEM GMAW POR CURTO-CIRCUITO CONTROLADO NA
EXECUÇÃO DO PASSE DE RAIZ EM AÇO INOXIDÁVEL AISI A304**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 30 / 07 / 2020

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco (UFPE)

Prof. Dr. Flávio José da Silva (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco (UFPE)

Prof. Dr. André de Albuquerque Vicente (Examinador Externo)
ESAB Middle East and Africa

Dedico esse trabalho à minha família.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, à Deus por iluminar meus passos nesta jornada tão desafiadora. À Ele, sou eternamente grata por todos os dias de minha vida.

Gostaria de agradecer aos meus amados pais, Célia e Manoel, por todos os sacrifícios que nos permitiram sonhar tão alto e, principalmente, pela formação do ser humano que hoje sou. Agradeço, também, aos meus irmãos, Maria e Helton, e suas respectivas famílias, pelo companheirismo e cumplicidade nesta jornada.

Agradeço ao meu esposo e parceiro de vida, Marco Aurélio, pela cumplicidade e pelo suporte incondicional em cada passo deste desafio.

Gostaria de externar meus agradecimentos ao meu professor e orientador, Tiago Felipe, pelos valiosos ensinamentos e pela enriquecedora oportunidade de fazer parte deste grupo de pesquisa.

Gostaria de expressar meus agradecimentos aos meus colegas do grupo Soldamat, por todo apoio e pela rica troca de experiências que fizeram deste projeto um grande aprendizado. Já os considero como grandes Amigos. Destaco, aqui, o valioso suporte do Luís Apolinário na construção deste trabalho.

Agradeço aos meus queridos familiares e amigos pelo suporte emocional que contribuiu imensamente para esta realização.

Agradeço ao INTM pela disposição dos equipamentos, espaço e materiais, além do suporte técnico durante toda realização deste trabalho.

Gostaria de expressar meus agradecimentos ao CETENE, pela disponibilidade de equipamentos e suporte técnico, em especial por todo apoio dispensado por Larissa Santa Cruz.

Gostaria de agradecer aos técnicos do DEMEC, em especial, à Rubens, Janaína e Ivaldo pelo apoio e paciência que dedicaram a este trabalho.

Agradeço aos professores do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE pela disponibilidade e aprendizado. Destaco, o apoio dispensado pelos Professores Armando Shinohara (PPGEM) e Maxime Montoya (DEMEC).

Agradeço ao CNPq/CAPES/FACEPE pelo apoio financeiro e à Universidade Federal de Pernambuco pela oportunidade da realização deste projeto.

Gostaria de agradecer aos membros da banca de qualificação, Prof. André Vicente e Edwar Torres, pelas valiosas contribuições.

A todos, meu muito OBRIGADA.

“Seja qual for o seu sonho, comece. Ousadia tem genialidade, poder e magia”
(Goethe, Johann).

RESUMO

A soldagem representa um dos métodos de união de metais mais utilizado na indústria. Recentemente, desenvolvimentos na tecnologia utilizada em GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) tem proporcionado um controle maior dos parâmetros atribuídos a este processo de soldagem, resultando assim numa redução significativa no calor aportado durante a produção, além de tratar limitações anteriormente atreladas ao processo convencional. Neste contexto, caracteriza-se o objetivo desta pesquisa, que visa avaliar, em comparativo ao processo GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), a aplicação do processo de GMAW por curto-circuito controlado pelo mecanismo de transferência por controle da tensão superficial em aços inoxidáveis austeníticos AISI 304, analisando as características microestruturais e o comportamento mecânico, por meio dos ensaios de microscopia, microdureza, dobramento e tração realizados nas juntas produzidas, bem como avaliar a resistência à corrosão na raiz. Os valores de aporte térmico associados à aplicação da tecnologia de curto-circuito controlado apresentaram uma redução significativa em relação àquelas da junta produzida pelo processo GTAW, afetando a diluição verificada nas juntas soldadas. Verificou-se que aplicação dos diferentes processos não alterou as características microestruturais dos cordões produzidos devido à similaridade da composição dos materiais de adição utilizados, apresentando morfologia em conformidade com o modo de solidificação previsto para a zona fundida, do tipo Ferrita-Austenita. Os resultados de microdureza demonstraram que a aplicação do curto-circuito controlado resultou em maiores valores de microdureza em relação ao processo GTAW, sendo os maiores valores obtidos na região da zona fundida, na ordem de 211 HV_{0,2/15}. A partir dos resultados dos ensaios de dobramento à 180 graus, foi possível verificar, qualitativamente, que a ductibilidade do material não foi afetada pela aplicação dos processos de soldagem à arco e nem sofreu influência pela ausência da proteção da purga. Os valores de limite de resistência associados às diferentes aplicações atenderam aos requisitos mínimos exigidos aos materiais utilizados, e a aplicação do curto-circuito controlado sem purga apresentou o maior valor em comparação aos demais, 621 MPa. A avaliação das fraturas revelou a característica dúctil do material. Em relação à resistência à corrosão, a junta produzida pelo GMAW por curto-circuito controlado sem a utilização da purga apresentou os melhores resultados.

Palavras-chave: Soldagem. Transferência metálica. GMAW por curto-circuito controlado. Aços inoxidáveis.

ABSTRACT

Welding represents one of the most used metal joining methods in the industry. Recently, developments in the technology used in the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process have provided greater control over the parameters attributed to this welding process, resulting in a significant reduction in the heat input during welding, in addition to addressing limitations previously associated to the conventional process. In this context, the objective of this research is characterized, which aims to evaluate, in comparison to the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process, the application of the controlled short circuit GMAW using the transfer mechanism by controlling the surface tension in AISI 304 austenitic stainless steels, analysing the microstructural characteristics and the mechanical performance, through microscopic, microhardness, bend and tensile analysis in the welded joints, in addition it was verified the corrosion resistance in the root pass. The heat input values associated with the application of the controlled short-circuit technology showed a significant reduction in relation to the joint produced by the GTAW process, affecting the dilution in the welded joints. It was verified that the application of the different processes did not influence the microstructural characteristics of the bead weld produced due to the similarity in the composition of the filler metal used, presenting morphology in accordance with the solidification mode predicted for the melted zone, type Ferrite-Austenite. The microhardness results showed that the application of the controlled short circuit resulted in higher levels of microhardness in comparison to the GTAW process, with the highest values presented by the melted zone, in the order of 211 HV_{0,2/15}. From the results of the 180 degree bend tests, it was possible to verify, qualitatively, that the ductility of the material was not affected by the application of arc welding processes and was not influenced by the absence of purging. The tensile strength values associated with the different applications satisfied the minimum requirements for the materials used, and the application of the controlled short-circuit without purging presented the highest value compared to the others, 621 MPa. The fracture evaluation revealed the ductile characteristic of the material. Regarding corrosion resistance, the joint produced by controlled short-circuit GMAW without purging presented the best results.

Keywords: Welding. Metallic transfer. Controlled short circuit GMAW. Stainless steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema do processo de soldagem GMAW.	22
Figura 2 - Esquema de um equipamento de soldagem pelo processo GMAW com deslocamento mecanizado.	23
Figura 3 - Forças atuantes no processo de transferência metálica.	29
Figura 4 - Campos de incidência dos principais modos de transferência metálica em GMAW em função da Corrente (I_s) e Tensão (U_a).	31
Figura 5 - Etapas do processo de transferência metálica por curto-circuito e respectivos oscilogramas de corrente e tensão.	34
Figura 6 - Oscilogramas de corrente e tensão relacionados à aplicações do processo de curto-circuito por transferência pelo controle da tensão superficial.	39
Figura 7 - Oscilograma da corrente versus o tempo referente à um ciclo do curto-circuito controlado por transferência pelo controle da tensão superficial.	39
Figura 8 - Esquema do processo de soldagem GTAW.	42
Figura 9 - Resistência à corrosão dos aços em relação à proporção de cromo quando expostos a uma atmosfera industrial por 10 anos.	45
Figura 10 - Aspecto microestrutural de um aço inoxidável austenítico.	48
Figura 11 - Diagrama de Schaeffler.	49
Figura 12 - Diagrama WRC-1992. Evolução do Diagrama apresentado por DeLong, Ostrom e Szumachowski em 1956.	51
Figura 13 - Velocidade da frente de solidificação versus Cr_{eq}/Ni_{eq}	52
Figura 14 - Fluxograma da metodologia aplicada para viabilizar o estudo.	57
Figura 15 - Detalhe típico do chanfro para juntas de topo.	58
Figura 16 - Croqui com dimensões do material de base das amostras.	58
Figura 17 - Fontes de soldagem: (a) Power Wave S350 Lincoln Eletrics®; (b) Flextec 650X Lincoln Eletrics®.	59
Figura 18 - Croqui do dispositivo para fixação das amostras e aplicação da proteção da purga durante a realização da soldagem.	62
Figura 19 - Equipamento de corte das amostras para análise microestrutural.	64

Figura 20 - Equipamentos utilizados para avaliação microestrutural (a) Microscópio Óptico, (b) Microscópio Eletrônico de Varredura e (c) mapeamento para coleta das imagens nos microscópios.	66
Figura 21 - Ensaio de Microdureza Vickers: (a) equipamento utilizado e (b) esquemático da localização das indentações produzidas durante o ensaio.	67
Figura 22 - Ensaio de dobramento: (a) equipamento utilizado e (b) dimensões dos corpos de prova fabricados para o ensaio.	67
Figura 23 - Ensaio mecânico de tração e croqui do corpo de prova produzido para realização do ensaio de tração.	68
Figura 24 - Conjunto montado para o ensaio de Polarização Potenciodinâmica. .	70
Figura 25 - Variação dos valores de tensão durante aplicação do processo GTAW.	72
Figura 26 - Amostra produzida pelo processo GTAW: (a) reforço e (b) raiz.	73
Figura 27 - Experimentos iniciais para definição dos parâmetros correntes de base, de pico e de saída. (a) experimento 4; (b) experimento 7; (c) experimento 10.	76
Figura 28 - Valores de corrente durante aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado com e sem aplicação da proteção da purga. .	77
Figura 29 - Valores de tensão durante aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado com e sem aplicação da proteção da purga.	77
Figura 30 - Curvas de característica dinâmica da fonte de aplicação do curto-circuito controlado.	78
Figura 31 - Valores da energia líquida de soldagem imposta durante as aplicações dos processos GTAW e curto-circuito controlado (CCCST) com e sem purga.	80
Figura 32 - Amostras produzidas pelo processo GMAW por curto-circuito controlado (CCCST). Aplicação do CCCST com purga: (a) reforço e (b) raiz; aplicação do CCCST sem purga: (c) reforço e (d) raiz.	81
Figura 33 - Diferença entre as velocidades de soldagem durante a aplicação dos processos GTAW e curto-circuito controlado (CCCST).	82
Figura 34 - Imagens obtidas no ensaio não-destrutivo de radiografia computadorizada após aplicação dos processos: (a) GTAW, (b)	

Curto-circuito controlado com purga e (c) Curto-circuito controlado sem purga.	84
Figura 35 - Imagens obtidas no ensaio não-destrutivo de radiografia computadorizada após tratamento resultado da aplicação dos processos: (a) GTAW, (b) Curto-circuito controlado com purga e (c) Curto-circuito controlado sem purga.....	85
Figura 36 - Microestrutura austenítica do aço AISI 304. (a) MO, (b) MEV.	87
Figura 37 - Juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 304 pelos processos: (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.	88
Figura 38 - Microdefeitos detectados entre passes.	89
Figura 39 - Ilustração esquemática para determinação da diluição em uma junta heterogênea.	90
Figura 40 - Estimativa da diluição apresentada pelas juntas produzidas.	91
Figura 41 - Diagramas de fases na condição de equilíbrio. (a) Arame e (b) Vareta.	92
Figura 42 - Valores calculados de Ni_{eq} e Cr_{eq} no Diagrama WRC-92.	93
Figura 43 - A previsão do tipo solidificação predominante em diagrama da velocidade de frente de solidificação versus Cr_{eq}/Ni_{eq}	94
Figura 44 - Microestrutura típica do tipo de solidificação FA. Zona fundida da aplicação do (a) GTAW, curto-circuito com (b) CCCST_P e sem purga (c) CCCST_S.	95
Figura 45 - Micrografia da seção transversal da amostra de GTAW.	96
Figura 46 - Micrografia da seção transversal da amostra de CCCST_S.	97
Figura 47 - Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia realizada para caracterização da microestrutura do metal depositado.	98
Figura 48 - Micrografia da seção transversal da amostra de CCCST_P.	98
Figura 49 - Morfologias da fase ferrita típicas do modo de solidificação FA, (a) vermicular e (b) "Lathy".	99
Figura 50 - Morfologia da fase ferrita "Lathy" nas interfaces: (a) entre cordões, (b) superior; ferrita vermicular no interior dos cordões (c) e (d).	100
Figura 51 - Microestrutura da Zona Termicamente Afetada.	101
Figura 52 - Detalhe de formação de ferrita na ZTA.	101
Figura 53 - Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia realizada entre as zonas fundida e termicamente afetada.	102

Figura 54 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo GTAW.	103
Figura 55 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo de curto-circuito controlado com purga (CCCST_P).....	104
Figura 56 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo de curto-circuito controlado sem purga (CCCST_S).....	104
Figura 57 - Comparativo entre os valores de Microdureza apresentados nas diferentes aplicações.....	106
Figura 58 - Corpo de prova para o ensaio de dobramento.....	107
Figura 59 - Aspecto superficial dos corpos de prova após o dobramento.....	108
Figura 60 - Corpos de Prova após realização do ensaio de líquido penetrante. .	109
Figura 61 - Corpos de prova para o ensaio de tração removidos das juntas produzidas pelos processos (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S antes da realização do ensaio. (d) GTAW, (e) CCCST_P e (f) CCCST_S após realização do ensaio.....	111
Figura 62 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova produzidos pelos processos GTAW, curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem purga (CCCST_S).	112
Figura 63 - Macrografias das juntas após fratura durante ensaio mecânico de tração. (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.....	114
Figura 64 - Microdefeitos identificados na superfície de fratura.	115
Figura 65 - Fractografias das superfícies de fratura dos corpos de prova após realização do ensaio de tração para a aplicações dos processos (a), (b) e (c) GTAW; (d), (e) e (f) CCCST_P e (g), (h) e (i) CCCST_S.	116
Figura 66 - Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo GTAW em eletrólito de 3,5% NaCl.	118
Figura 67 - (a) Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo de curto-circuito controlado com proteção da purga (CCCST_P) em eletrólito de 3,5% NaCl, (b) detalhe do serrilhamento identificado.	119
Figura 68 - Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo de curto-circuito controlado sem proteção da purga (CCCST_S) em eletrólito de 3,5% NaCl.....	120

Figura 69 - Método de extrapolação de Tafel para obtenção do potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão.	121
Figura 70 - Curvas de Polarização Potenciodinâmica para aplicação dos processos GTAW, curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) proteção da purga em eletrólito de 3,5% NaCl.....	121
Figura 71 - Macrografias da superfície da raiz após realização do ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica nas aplicações dos processos (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.	124
Figura 72 - Pites formados após polarização potenciodinâmica na superfície da raiz das juntas soldadas por (a) e (b) GTAW; (c) e (d) CCCST_P; (e) e (f) CCCST_S.	125
Figura 73 - Detalhe dos <i>heat tints</i> na superfície da raiz. (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.....	126

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais modos de transferência metálica que ocorrem no processo GMAW.	30
Tabela 2 - Principais métodos de controle da transferência metálica derivados do processo GMAW correlacionado aos respectivos perfis da curva da corrente, a finalidade e os efeitos principais.....	36
Tabela 3 - Tipos de solidificação, reações e características da microestrutura.....	51
Tabela 4 - Composição Química do aço AISI A304.	58
Tabela 5 - Composição química dos metais de adição.	60
Tabela 6 - Parâmetros adotados na execução da soldagem nas três amostras. ...	63
Tabela 7 - Parâmetros utilizados durante o ensaio de radiografia computadorizada.	64
Tabela 8 - Intervalos de corrente para aplicação do processo GTAW.	71
Tabela 9 - Parâmetros apresentados durante a soldagem GTAW.....	73
Tabela 10 - Parâmetros para aplicação do curto-circuito controlado em aços inoxidáveis.....	74
Tabela 11 - Definição dos parâmetros corrente de base, corrente de pico e corrente de saída.....	75
Tabela 12 - Conclusões após inspeção visual das amostras.	76
Tabela 13 - Parâmetros apresentados durante a soldagem GMAW por curto-circuito controlado (CCCST), com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a proteção da purga na raiz.....	79
Tabela 14 - Valores de Ni_{eq} e Cr_{eq} calculados para metal de base e os metais de adição.....	93
Tabela 15 - Valores médios de Microdureza, em HV, atribuídos às diferentes regiões da junta soldada.	103
Tabela 16 - Valores mínimos para propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos selecionados.	110
Tabela 17 - Limite de Resistência à Tração, Tensão de Escoamento e Alongamento Transversal para as diferentes aplicações.	112
Tabela 18 - Potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (i_{corr}), potencial de repassivação (E_{rp}) e potencial breakdown (E_b).	122

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
1.1	OBJETIVO	20
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
2	REFERENCIAL TEÓRICO	21
2.1	PROCESSO GMAW	21
2.1.1	Modos de transferência metálica	26
2.1.2	Curto-circuito controlado – CCC	35
2.2	PROCESSO GTAW	42
2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS	44
2.3.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos	46
2.3.2	Aplicação de Soldagem em aços inoxidáveis	53
3	MATERIAIS E MÉTODOS	57
3.1	PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS	62
3.2	REALIZAÇÃO DE ENSAIO NÃO DESTRUTIVO DE RADIOGRAFIA COMPUTADORIZADA	63
3.3	CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA	64
3.4	ENSAIOS MECÂNICOS DE MICRODUREZA, TRAÇÃO E DOBRAMENTO	66
3.5	REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	69
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1	DEFINIÇÃO DAS CONDIÇÕES DE SOLDAGEM	71
4.1.1	Processo GTAW	71
4.1.2	Processo GMAW por Curto-Circuito Controlado	73
4.2	AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE DAS JUNTAS SOLDADAS	835
4.3	AVALIAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	86
4.4	AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO MECÂNICO	102
4.4.1	Resultado do ensaio de Microdureza	102
4.4.2	Resultado do ensaio de Dobramento	107
4.4.2	Resultado do ensaio de Tração	110
4.5	AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA PROTEÇÃO DA PURGA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO	117

5	CONCLUSÕES	128
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	131
	REFERÊNCIAS	132

1 INTRODUÇÃO

A aplicação de processos de soldagem apresenta-se como um recurso de grande importância e demanda nos mais diversos tipos de indústria, tais como metal-mecânica, alimentícia, petroquímicas, aeroespaciais, entre outros.

Dentre os processos de soldagem mais utilizados, merece destaque a aplicação do GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), o qual tem se apresentado como um dos mais demandados devido à sua versatilidade, aos excelentes níveis de produtividade alcançados, à confiança nos resultados reportados, além da relativa facilidade de aplicação e de automatização.

Uma tendência do mercado é a utilização de novas tecnologias, visando sempre a melhoria da eficiência do processo, com o objetivo de aumentar a produtividade do processo. O emprego dos processos de GMAW com a tecnologia de controle da transferência metálica por curto-circuito para execução do passe de raiz, representa uma busca pela melhoria de produtividade do processo em relação à aplicação convencional do GMAW e aos processos manuais como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*).

A crescente busca pelo domínio sobre as variáveis de soldagem, principalmente aquelas relacionadas a processos como GMAW, possibilita que pesquisas relacionadas à transferência metálica sejam realizadas com maior precisão, resultando numa maior gama de informações sobre o processo, aumentando o campo de abrangência do mesmo e tornando-o mais acessível.

Os aços inoxidáveis são caracterizados por apresentarem uma elevada resistência à corrosão, na maioria dos ambientes, além de apresentar boa conformabilidade e boas propriedades mecânicas mesmo em condições operacionais sob baixas e elevadas temperaturas.

A crescente demanda de aços inoxidáveis, principalmente os classificados como austeníticos, os quais apresentam um bom desempenho mecânico e uma boa resistência à corrosão, são objetos de muitos estudos devido à sua importância. Essas propriedades são oriundas da adição de elementos de ligas à sua composição, podendo também ter seu desempenho aprimorado a depender do processo de fabricação empregado, cabendo destaque às ligas da série 300, sendo este grupo o mais utilizado dentre os aços inoxidáveis, no qual os aços do tipo 304 e 304L são os que possuem maior demanda de fabricação.

Visto a importância dos aços da classe austenítica, estudos como o apresentado nessa dissertação, que visa a melhoria do material e do processo são pertinentes e a pesquisa de avaliação da aplicação do processo derivativo de GMAW por curto-circuito controlado sobre o aço inoxidável austenítico AISI A304, assim como a avaliação da influência do gás de purga durante a aplicação, se justifica, já que a redução no consumo do gás de proteção na purga pode representar aumento de produtividade e redução de custos associados à aplicação deste processo de soldagem. Adicionalmente, toda a metalurgia do aço é revisitada, levando em consideração a influência de diferentes aportes térmicos, do gás de purga, do metal de adição, dentre outras características destacadas ao longo do texto.

1.1 OBJETIVO

Avaliar o efeito da aplicação do GMAW por curto-circuito controlado (CCC) pelo mecanismo de controle da transferência metálica pela tensão superficial no aço inoxidável austenítico AISI 304 em relação a aplicação regular de GTAW, além de verificar a influência da eliminação da proteção gasosa da purga durante a execução do passe de raiz.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Desenvolver parâmetros otimizados para aplicação do GMAW por curto-circuito controlado em comparação à aplicação do GTAW;
- Desenvolver parâmetros clássicos do GTAW em aço inoxidável austenítico 304;
- Avaliar o efeito do curto-circuito controlado para execução de passe de raiz sem a proteção da purga;
- Avaliar as microestruturas da zona fundida, zona termicamente afetada e metal de base resultantes das condições parametrizadas na aplicação dos processos citados;
- Avaliar desempenho mecânico das juntas produzidas;
- Avaliar a influência da ausência da proteção da purga na resistência à corrosão da raiz das juntas soldadas.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

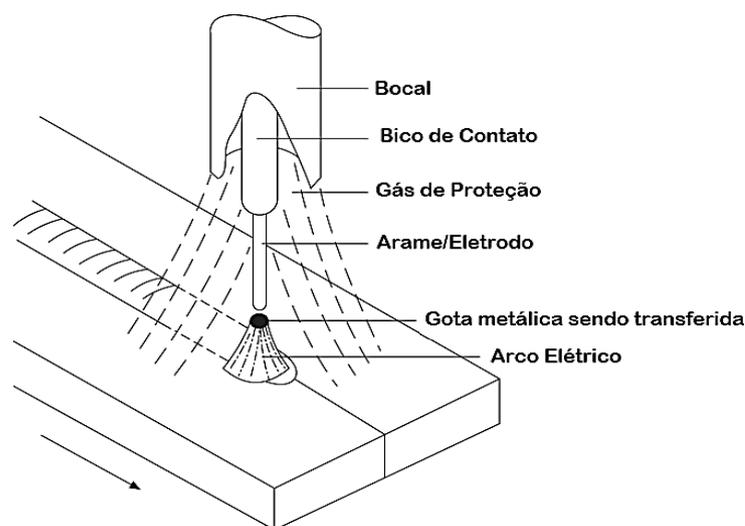
Nesta seção são apresentados os conceitos relativos aos processos de soldagem e materiais utilizados nesta pesquisa.

2.1 PROCESSO GMAW

Os processos de soldagem apresentam-se como um recurso de grande versatilidade e com amplo campo de aplicação, por este motivo são utilizados na fabricação de diversos produtos, tais como estruturas metálicas, tubulações industriais, aeronaves, navios, equipamentos espaciais, gasodutos, veículos terrestres, entre outros (SURENDER e PRATIHAR, 2013; SOUZA e FERRARESI, 2013). Relacionada à tais aplicações, existe a necessidade do desenvolvimento de tecnologias associadas à soldagem, desde novos processos e acessórios relacionados, aos materiais de adição, assim como ao aprimoramento na metodologia de aplicação e de formação dos profissionais relacionados, vem crescendo de forma significativa (COSTA *et al.*, 2012; KAH, SUORANTA e MARTIKAINEN, 2013; MVOLA *et al.*, 2014).

Entre os processos de soldagem, destaca-se nesse segmento, a utilização crescente do processo GMAW (Gas Metal Arc Welding), conhecido também como MIG/MAG (Metal Inert Gas / Metal Active Gas), no qual a união dos materiais é resultante do aquecimento produzido pelo arco elétrico estabelecido entre um eletrodo contínuo (consumível) e a peça, com proteção gasosa de gás inerte ou ativo, ou ainda uma mistura deles (NORRISH, 2006; KURŞUN, 2011; MVOLA, KAH e LAYUS, 2018). Um desenho esquemático do processo é apresentado na Figura 1, onde destaca-se o sistema de alimentação do processo, a saída do gás de proteção e a junta soldada.

Figura 1 - Esquema do processo de soldagem GMAW.



Fonte: Adaptado de NORRISH, 2006.

O processo GMAW pode ser classificado de acordo ao movimento de avanço da tocha como automático, quando a aplicação envolve a movimentação da tocha realizada por uma máquina, ou como semiautomática, quando um operador conduz o avanço da tocha de forma manual, mas a alimentação do arame é automática. Segundo Scotti e Ponomarev (2014) nas duas condições de aplicação desse processo, a alimentação do arame é realizada de forma mecanizada, pois a fonte é responsável por manter valores constantes relativos à velocidade de alimentação e ao comprimento do arco.

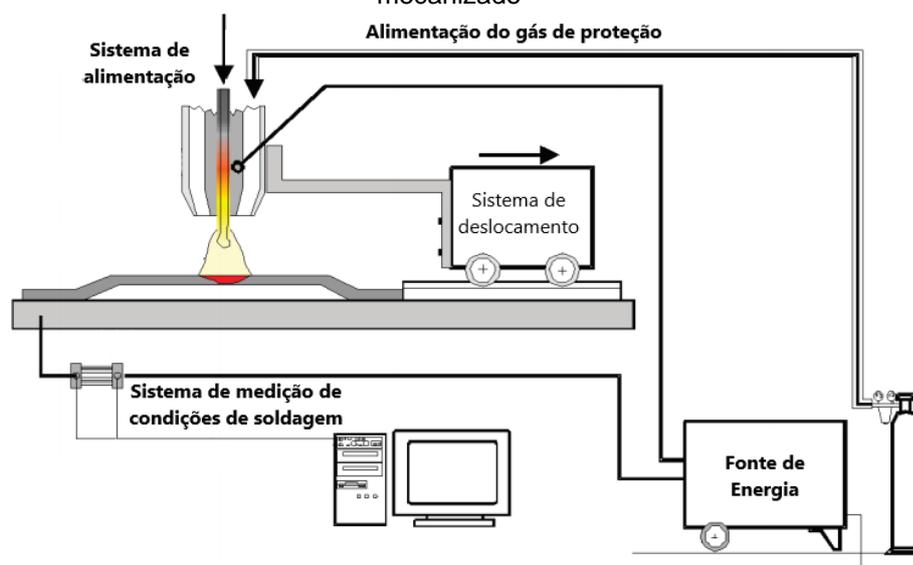
Este tipo de processo de soldagem desempenha um papel de grande importância no ambiente industrial, por apresentar elevada produtividade em relação aos processos manuais como GTAW e SMAW, devido à característica de realizar a alimentação contínua do arame afim de possibilitar o aumento do fator de trabalho e a automatização do processo, além de resultar em uma elevada densidade de corrente e permitir estabelecer uma alta taxa de fusão e deposição (SINGARAVELU, RAJAMURUGAN e DEVAKUMARAN, 2018). Pode possibilitar ainda, a redução do tempo consumido em limpeza pós-soldagem, além de reduzir o risco de formação de trincas à frio, de acordo à redução de taxa de hidrogênio associada ao processo, quando comparado ao processo SMAW, por exemplo (NORRISH, 2006; SOUZA e FERRARESI, 2013).

Em função do relativo aumento de produtividade proporcionado pela aplicação do processo GMAW em relação aos demais processos a arco elétrico, o custo associado

ao comprimento de solda produzido apresenta valores reduzidos (BRITO e PARANHOS, 2005; NADZAM, 2014).

O sistema para execução do processo de soldagem GMAW consiste na fonte de energia, responsável por produzir e controlar os parâmetros de corrente e tensão de acordo às características de aplicação, tocha relacionada ao processo escolhido, alimentação do gás de proteção e o sistema de alimentação do arame consumível. Em muitas aplicações as condições de soldagem como corrente e tensão devem ser monitoradas para controle dos aspectos do cordão, este monitoramento pode ser externo à fonte, conforme ilustra a Figura 2 (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; HORVAT *et al.*, 2011).

Figura 2 - Esquema de um equipamento de soldagem pelo processo GMAW com deslocamento mecanizado



Fonte: Adaptado de HORVAT *et al.*, 2011.

A fonte de energia possui, na maior parte das aplicações, como característica estática a tensão constante, variando entre 15 e 50 V, utilizada em conjunto com o alimentador de arame e com velocidade de alimentação variando de 1 a 18 m/min. Geralmente, nas aplicações do processo GMAW, utiliza-se corrente contínua com o eletrodo (arame) conectado ao polo positivo do circuito estabelecido para formação do arco elétrico (SCOTTI e PONOMAREV, 2014).

A partir da formação do arco elétrico, o eletrodo/arame é alimentado continuamente, transformando metal fundido em gotículas que serão transferidas para a poça de fusão, produzindo assim o cordão de solda. Conforme relata Júnior (2002)

e Mvola, Kah e Layus (2018), no processo GMAW, uma pequena parcela da energia térmica responsável pela fusão do metal deve-se ao efeito Joule, gerado durante a passagem da corrente através do eletrodo no segmento entre a interface com o arco e o bico de contato, pré-aquecendo o metal. Contudo, a maior parte da energia térmica responsável pela fusão do arame é proveniente do arco elétrico estabelecido.

O controle em relação às características e ao funcionamento das fontes é determinante para um adequado desempenho de um processo de soldagem, influenciando na produtividade e qualidade da aplicação, já que possibilita a uniformidade da transferência metálica, contribuindo assim para a redução de turbulência na poça de fusão e no volume de respingos produzidos (KANG *et al.*, 2003; ERA e UYAMA, 2007).

Algumas vantagens relativas ao uso do GMAW são a alta confiabilidade, capacidade de execução de cordões na maioria dos materiais metálicos conhecidos e em todas as posições de soldagem, custo relativamente baixo e alta produtividade (KURŞUN, 2011). De acordo com Spaniol (2020), devido à crescente utilização da soldagem GMAW com sistema automatizado e com aplicabilidade para o desenvolvimento da soldagem em todas as posições, esse processo tem sido empregado cada vez mais na indústria.

O número maior de variáveis relacionadas à aplicação do GMAW, em relação aos demais processos, caracteriza uma relativa dificuldade de parametrização de valores ideais devido à inter-relação entre estas. A corrente relacionada ao circuito criado deve ser proporcional aos valores de velocidade de alimentação do arame/eletrodo e a tensão, além de ser função do comprimento do arco e da distância do bico de contato à superfície do material. Tais correlações ainda variam de acordo à composição química e dimensão do arame e metal de base, da composição do gás de proteção e da configuração da junta, além de apresentarem-se como fatores importantes na definição do tipo de transferência metálica. Com isso, para garantia de produção de juntas soldadas com qualidade satisfatória, estes parâmetros devem ser regulados seguindo critérios rigorosos (SCOTTI e PONOMAREV, 2014; PENTTILÄ *et al.*, 2019).

Essas variáveis relacionadas à aplicação do processo de soldagem GMAW como corrente, tensão, polaridade, velocidade de deslocamento, densidade de corrente, taxa de deposição, stickout, tipo de gás de proteção e eficiência do consumível, afetam diretamente o tipo de transferência metálica, controle de penetração na raiz, geometria do cordão e qualidade do acabamento (HUANG, 2011). A otimização de tais

parâmetros permite obter uma adequada sobreposição e sem descontinuidades, demanda o adequado entendimento das características do processo e de como estas afetam a metalurgia da soldagem (MURUGAN e PARMAR, 1994).

Conforme descrevem Krishnan, Kulkarni e De (2016), a aplicação do processo GMAW gera uma pequena quantidade de fumos e escória, a depender do material utilizado no arame, quando avaliado em relação a utilização de processos que fazem uso da escória como meio de proteção, tais como soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e a arco submerso (SAW), além de melhorar a taxa de deposição. Porém a elevada perda de energia por emissão de luz e calor, além de possíveis perdas de elementos de liga, redução na tenacidade, elevação do teor de oxigênio e/ou inclusões não metálicas, relativa dificuldade de operação/controle dos equipamentos e parâmetros associados para garantia da estabilidade durante a utilização, representam as principais limitações do processo.

Na produção do cordão de solda pelo processo GMAW, quando o eletrodo entra em contato com a peça carregada negativamente, a ponta do arame é rapidamente fundida pela energia térmica gerada, formando um espaço entre o eletrodo e a peça, e assim estabelecendo o arco elétrico nesse espaço. A energia térmica associada ao arco permanece fundindo o arame/eletrodo e uma gota de metal fundido é formada na ponta do arame. Após o destacamento desta, uma nova gota começa a se formar e um novo ciclo se inicia (HUANG, 2011).

A taxa de fusão do eletrodo associada à aplicação do processo GMAW, independentemente do tipo de mecanismo de transferência estabelecido, está diretamente relacionada ao aporte térmico conferido ao metal de base, pois ambos são resultantes da energia elétrica associadas à tensão (V) e corrente (I) fornecida pela fonte de energia. Porém, a depender da aplicação, são necessárias entradas adicionais ao processo para que se obtenha o controle independente da taxa de fusão do eletrodo e do aquecimento do metal base (JONES, EAGAR e LANG, 1992).

A energia transferida pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda (energia de soldagem ou aporte térmico) torna-se muito relevante para avaliar os efeitos metalúrgicos de aplicações dos diferentes processos de soldagem sobre os mais diversos tipos de material. Esses parâmetros são definidos como:

$$H \approx \frac{VI}{v} \quad (1)$$

$$H_L = \eta H \quad (2)$$

A energia de soldagem (H), definida na Equação 1, em J/mm, é determinada em função da tensão (V), em Volts, da corrente (I), em Ampères e da velocidade de soldagem (v), em mm/s. A energia líquida de soldagem (H_L), determinada na Equação 2, em J/mm, depende do fator de rendimento térmico (η), que varia de acordo com o processo e respectivos parâmetros de soldagem estabelecidos, entre outros aspectos, incluindo a geometria da junta e as propriedades mecânicas dos materiais (PÉPE *et al.*, 2011; MEZRAG *et al.*, 2018).

Segundo explica Marques e Modenesi (2014), os parâmetros H (energia de soldagem) e H_L (energia líquida de soldagem) devem ser aplicados com atenção na avaliação comparativa entre processos e seus efeitos, pois os valores reais podem ser significativamente diferentes dos valores estimados a depender da aplicação.

Estudos relatados por Pépe *et al.* (2011) e Arevalo e Vilarinho (2012) apresentam valores de rendimento térmico para processos derivativos do GMAW, mais especificamente os processos que utilizam tecnologia associada de transferência por curto-circuito controlado variando entre 76,4% e 85%. Para o processo GTAW, o rendimento térmico associado pode variar entre 56% e 81%, conforme às condições de soldagem aplicadas (GIEDT, TALLERICO e FUERSCHBACH, 1989; GONÇALVES *et al.*, 2006; BAG e DE, 2010).

2.1.1 Modos de transferência metálica

Durante a soldagem por GMAW, o arame é fundido pela energia envolvida no processo a arco elétrico formando gotas na ponta do eletrodo. O volume do metal fundido tende a aumentar e, por consequência, destacar-se do eletrodo. Esse processo de transferência de metal inclui formação, destacamento e transferência de gotículas através do arco elétrico estabelecido (HUANG, 2011; CHAUDHARY e CHOUDHARY, 2017).

Segundo Wu e Kovacevic (2002) e Scotti e Panomarev (2014) e Selvi, Vishvaksenan e Rajasekar (2018), as principais características da aplicação do processo GMAW são melhores compreendidas pela maneira que o metal é transferido da ponta do eletrodo consumível até a peça de trabalho, tais como estabilidade do processo, produtividade da aplicação, possibilidade de desenvolvimento da soldagem

em diferentes posições de soldagem, o volume formado de respingos (normalmente indesejável), além de determinar aspectos da geometria do cordão e sua respectiva aparência superficial.

O desprendimento de metal fundido da ponta do eletrodo/arames é afetado pela ação de forças dinâmicas de múltiplas origens, as quais agem sobre o arame, principalmente, durante a transição de fase do sólido para o líquido. A principal força de retenção do metal fundido é a tensão superficial agindo sobre a gota. Entretanto, para a ocorrência do destacamento da gotícula formada, atuam as forças de gravidade, de arraste do gás de proteção e a eletromagnética que surge devido a corrente que flui através do eletrodo e do arco elétrico (JONES, EAGAR e LANG, 1992; WU e KOVACEVIC, 2002).

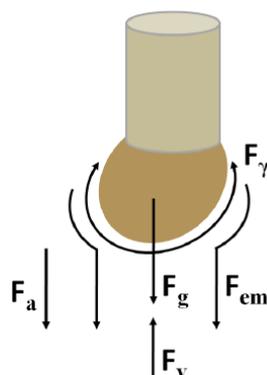
Os principais fatores à influenciar diretamente a variação de intensidade de cada força responsável pela transferência do metal são: as variáveis elétricas tensão e corrente, a composição química do eletrodo e da peça, além da atmosfera (inerte ou ativa) relativa ao arco (JÚNIOR, 2002).

Conforme explica Possebon (2009), Achebo (2012) e Scotti e Ponomarev (2014) o desprendimento da gota somente se dará quando o valor do somatório das forças de retenção do metal fundido for superado pelo valor total das força de destacamento, fenômeno explicado pelo modelo de *Equilíbrio de Forças Estáticas*. As forças envolvidas neste processo, ilustradas na Figura 3, são denominadas de:

- ✓ *Força gravitacional* (F_g): pode atuar de forma favorável (ou não) ao destacamento, conforme a posição de soldagem escolhida, além de ser diretamente influenciada pela dimensão (diâmetro do eletrodo) e densidade do material da gota;
- ✓ *Força eletromagnética* (F_{em}): esta força, também conhecida como *Forças de Lorentz*, é induzida pelo campo magnético gerado pelo material condutor (eletrodo) durante a circulação de corrente na gota em formação e tende a deslocar o metal fundido da superfície para o centro do condutor, comprimindo-o. Quando o metal fundido atinge um volume crítico, inicia-se o processo de “empescoçamento” da gota, ocorrendo uma redução da seção transversal próxima ao arame e um crescimento da densidade de corrente, resultando no aumento de pressão nesta região, favorecendo o destacamento da gota, sendo este efeito denominado de *Pinch*;

- ✓ *Força devido à tensão superficial do metal fundido (F_y):* esta força atua na retenção da gota na ponta do eletrodo dificultando a sua transferência através do arco, pois no interior de um líquido (metal fundido) a resultante de atração é para o interior da gota (Efeito Marangoni), já que a densidade molecular é maior. A intensidade de F_y aumenta em relação direta ao diâmetro da gota, porém a F_g cresce em proporção ao cubo do diâmetro, explicando a tendência de destacamento da gota. Uma vez estabelecido este contato ela passa atuar favoravelmente à transferência do metal;
- ✓ *Força de arraste dos gases de proteção (F_a):* formada a partir do jato de plasma, alimentado pelos gases de proteção, em contato com a gota de metal fundido. Devido aos fenômenos aerodinâmicos que ocorrem sob a gota, no fluxo dos gases, a F_a atua favorecendo a transferência do material. Fatores como coeficiente de arraste do fluxo, dimensão da gotícula formada, densidade e velocidade do jato de plasma influenciam diretamente na intensidade da Força de Arraste;
- ✓ *Força de vaporização (F_v):* esta força surge como uma reação pela vaporização dos elementos do metal fundido na região de interface da gota com o arco elétrico formado. Devido a elevada energia térmica associada, há a formação de jatos de vapores metálicos. Nessa região superficial do metal fundido durante a formação da gota, esses jatos induzem uma reação sobre a gotícula, dificultando o destacamento, com a tendência a aumentar o diâmetro crítico. Fatores como elevada densidade de corrente e elevada pressão de vapor relativos ao eletrodo influenciam diretamente sobre a força de vaporização. Para menores áreas de interface, a atuação de F_v passa a ser pontual, podendo contribuir para a formação de respingos, devido à sua ação sobre a instabilidade do processo de transferência.

Figura 3 - Forças atuantes no processo de transferência metálica.



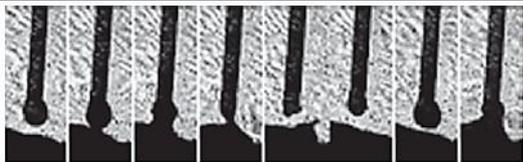
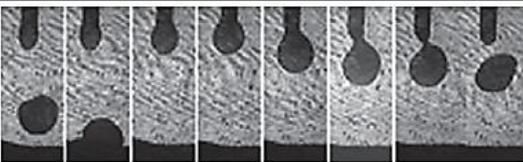
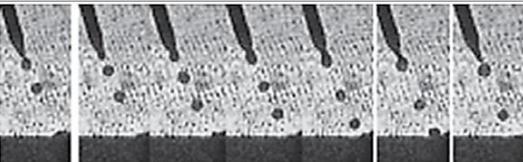
Fonte: COSTA, 2011.

O modelo de Equilíbrio das Forças Estáticas possui limitações na tentativa de prever o comportamento durante a transferência quando há aumento na intensidade da corrente (até um valor de transição que varia de acordo às condições do sistema) e a ocorrência de condições de instabilidade da coluna de metal fundido, que passam a ser explicados pela *Teoria de Instabilidade Pinch* (SIMPSON e ZHU, 1995). De acordo à Choudhary e Chaudhary (2017), este modelo baseia-se na consideração da estabilidade do cilindro líquido (em substituição ao formato de gota). Sabe-se que mesmo na ausência de corrente, as solicitações que comprimem o cilindro de líquido em determinados lugares e a expande na ponta do eletrodo podendo crescer exponencialmente no tempo, se a intensidade da solicitação for suficiente. Este valor de intensidade da força pode ser determinado conforme critério estabelecido pela Teoria de Instabilidade de Rayleigh (DAWSON, 1970).

Essa instabilidade reparte o cilindro de fluido em gotículas. O tamanho das gotículas está relacionado à intensidade da solicitação de maior contribuição. Quando uma corrente elétrica está fluindo ao longo do cilindro líquido, o efeito *Pinch* aprimora ainda mais a teoria da instabilidade de Rayleigh porque a pressão da força eletromagnética é maior nas partes comprimidas do cilindro e menor nas expandidas e, como resultado, os distúrbios com comprimentos de onda mais curtos tornam-se instáveis na presença de corrente elétrica. É assim que a teoria explica a diminuição do tamanho das gotículas com o aumento da corrente. Neste modelo a força predominante para o favorecimento da transferência passa a ser a Força Eletromagnética (LANCASTER e INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, 1986; SIMPSON e ZHU, 1995; CHAUDHARY e CHOUDHARY, 2017).

O processo, classificado como natural, de transferência da gota formada pelo metal de adição até à poça de fusão pode ser estabelecido por meio de três principais modos: curto-circuito, globular e spray (também conhecido como goticular projetada), os quais variam de acordo aos parâmetros operacionais aplicados, tais como valores de corrente e tensão aplicados, composição do gás de proteção, diâmetro do eletrodo/arame, entre outros. Tais denominações tem por base a classificação desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW – *International Institute of Welding*) (KOU, 2003; FORTES, 2004; SINGARAVELU, RAJAMURUGAN e DEVAKUMARAN, 2018). Na Tabela 1 são apresentadas as forças governantes nos principais modos de transferências e ilustração da forma de deposição.

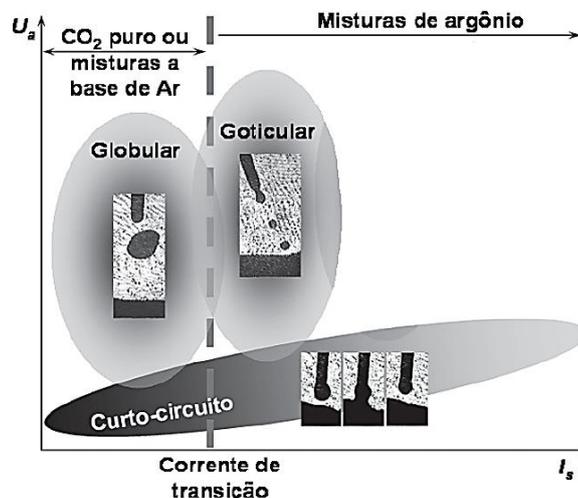
Tabela 1 - Principais modos de transferência metálica que ocorrem no processo GMAW.

Modo de Transferência	Ilustração dos Ciclos	Forças e Efeitos governantes
Curto-Circuito		Tensão superficial e efeito <i>Pinch</i> .
Globular		Gravitacional
Spray (Goticular Projetada)		Força eletromagnética

Fonte: Adaptado de SCOTTI e PONOMAREV, 2014.

Segundo descrevem Lancaster (1986) e Kah, Souranta e Martikainen (2013) existe uma corrente de transição, cujo valor varia proporcionalmente ao diâmetro do eletrodo, onde valores abaixo dessa corrente de transição tenderá a apresentar tipos de transferência com formação de grandes gotas que desprenderão da ponta do arame, principalmente, pela ação da força gravitacional. Porém aplicações que utilizem valores de corrente acima da transição apresentaram gotas menores e projetadas através do arco caracterizando o tipo de transferência spray. Para valores menores de tensão (menor comprimento de arco elétrico) o tipo de transferência predominante é o curto-circuito controlado. Tais relações são ilustradas na Figura 4.

Figura 4 - Campos de incidência dos principais modos de transferência metálica em GMAW em função da Corrente (I_s) e Tensão (U_a).



Fonte: Adaptado de SCOTTI e PONOMAREV, 2014.

O modo de transferência denominado globular é caracterizado por grandes gotas e baixas taxas de transferência. É normalmente encontrado em aplicações com baixos valores de correntes e valores relativamente elevados de tensão, embora isso varie de acordo ao diâmetro e composição do arame/eletrodo, além da composição do gás de proteção. Por exemplo, em aplicações de GMAW em aços utilizando como gás de proteção o CO₂, a transferência globular ocorre em correntes acima de 200 A, dependendo do diâmetro do eletrodo (NORRISH, 2006; NADZAM, 2014).

A observação do processo de formação das gotas e a aparência das mesmas indicam que o mecanismo de transferência é regido por forças gravitacionais, isto é, a gota se desprende quando seu tamanho cresce para um estágio em que a força de gravidade proporcional à sua massa supera a força de tensão superficial que atua para impedir a separação de gotas. Embora existam forças eletromagnéticas, elas não são suficientemente desenvolvidas para influenciar o desprendimento da gota em valores menores de corrente. A dependência da atuação de forças gravitacionais para viabilização do processo de transferência, limita a aplicação do modo globular no processo GMAW à determinadas posições de soldagem, geralmente plana e horizontal (NORRISH, 2006; IORDACHESCU e QUINTINO, 2008).

Para valores maiores de corrente, o tamanho da gota formada na ponta do eletrodo geralmente diminui e a frequência de transferência aumenta. Além disso, verifica-se que as gotículas são projetadas axialmente através do arco. A corrente na qual essa transição ocorre é uma característica importante do processo e é conhecida como

corrente de transição e, como já mencionado, seu valor depende do tamanho e da composição do material de adição bem como a composição do gás de proteção (KOU, 2003; NORRISH, 2006).

Como característica do mecanismo de transferência por spray, o metal é depositado como pequenas gotas sob a ação, majoritariamente, de forças eletromagnéticas do arco. Este mecanismo, geralmente, ocorre durante a soldagem com misturas de gases de proteção ricas em argônio e com valores relativamente elevados de corrente, por esse motivo o aporte térmico é alto e forma uma grande poça de fusão. Esse recurso é atraente para a soldagem manual de baixa taxa de deposição, porém com grande limitação nas capacidades posicionais do processo (WU e KOVACEVIC, 2002; NORRISH, 2006; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

A seleção da transferência axial de metal no modo spray depende da espessura do material de base e a capacidade de posicionar as juntas nas posições de soldagem horizontal ou plana. Contudo, o acabamento do cordão de solda é excelente e fornece seus melhores resultados quando a junta está livre de contaminantes (NADZAM, 2014).

Conforme ressalta Chaudhary e Choudhary (2017) o modo de transferência globular tem aplicações limitadas, pois pode causar discontinuidades como falta de fusão, reforço excessivo e alta quantidade de respingos no cordão de solda. Por outro lado, o modo spray produz cordões de solda com excelente acabamento, além de apresentar alta taxa de deposição, porém resulta numa alta energia de soldagem, e sua aplicação é indicada para chapas de maiores espessuras.

O modo de transferência por curto-circuito é caracterizado por gotas de metal fundido que se formam na ponta do eletrodo/arame, porém, em vez de se destacar e ser depositada na poça de fusão quando seu tamanho crítico é atingido, as gotas preenchem a lacuna entre o eletrodo e a poça, criando uma ponte. Com isso, um curto-circuito estabelecido tende a extinguir o arco, sendo este rapidamente restabelecido após a força da tensão superficial da poça de fusão remover o metal fundido da ponta do eletrodo. Esse processo acontece em ciclos de aproximadamente 100 vezes por segundo e produz cordões de solda de melhor qualidade e menos respingos quando comparado ao modo de transferência globular, além de permitir a soldagem em todas as posições. Porém, cabe ressaltar que a tensão e a corrente

oscilam em valores de máximo e mínimo (em proporção inversa) com mesma frequência em que ocorre a transferência (SCOTTI, 2000; SILVA *et al.*, 2011).

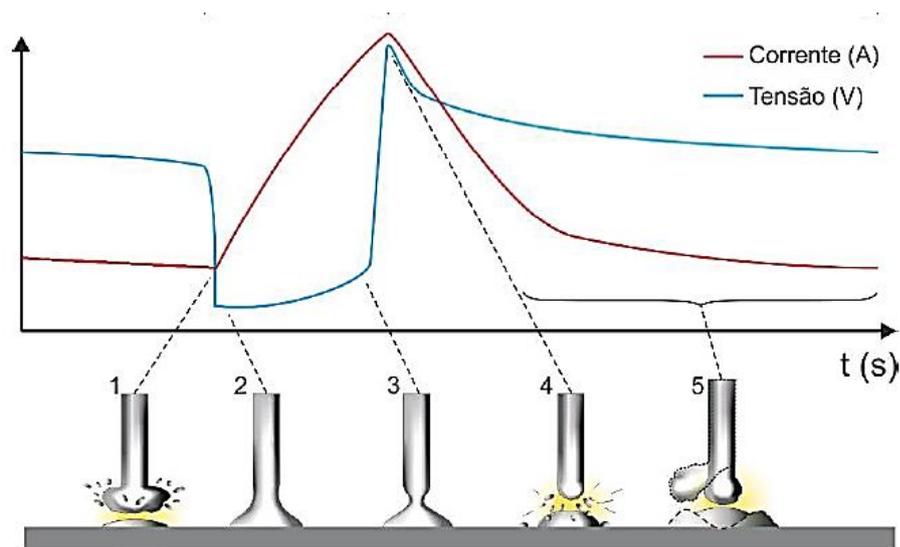
O mecanismo de transferência por curto-circuito pode ser caracterizado por apresentar baixos valores de corrente e tensão médias do arco, sendo definido por gerar um baixo aporte térmico, comparando-o aos demais tipos de transferência (FILHO, 2014; SINGARAVELU, RAJAMURUGAN e DEVAKUMARAN, 2018).

O processo de transferência por curto-circuito pode ser descrito pelas seguintes fases (FILHO, 2014; MENESES, GOMES e SCOTTI, 2014; CHAUDHARY e CHOUDHARY, 2017; LUCAS, D., 2019):

- Primeiramente, devido à elevada intensidade de corrente envolvida neste processo, uma fração da ponta do arame/eletrodo, aquecida pelo Efeito Joule estabelecido pela resistência à passagem da corrente, é bombardeada pelos elétrons oriundos do polo negativo, representada pela etapa 1 da . Tal ocorrência eleva a temperatura da região proporcionando a fusão do material, que devido à ação da força de tensão superficial desfavorável ao destacamento, se transforma em uma gota metálica fundida na ponta do eletrodo;
- Devido à fonte de alimentação do metal de adição ser contínua, no processo GMAW, a gota formada aproxima-se do metal de base, e devido à característica estática da fonte de energia relativa ao processo, a intensidade de corrente diminui, progressivamente, até o momento em que a gota toca na superfície do metal se espalhando sobre a poça e formando a ponte metálica, caracterizado pela segunda etapa da . Uma vez estabelecido o contato físico entre o eletrodo e o metal de base (poça de fusão), o arco é extinto, e a corrente flui através do arame e do metal de base. Com isso, a tensão do arco se aproxima de zero e o nível de corrente aumenta;
- O fluxo de corrente induz o surgimento de forças de origem eletromagnéticas, com isso ocorre a formação de uma região de estricção (“empescoçamento”) no metal fundido na ponta do eletrodo, caracterizando o Efeito *Pinch*. Este efeito, notável na etapa 3 da , torna-se mais expressivo com o aumento da corrente ou quanto menor for o diâmetro do arame (para uma mesma corrente). A tensão começa lentamente a subir durante o período anterior ao destacamento da gota, e a corrente continua a subir para um valor máximo;

- Como é possível visualizar na etapa 4 da , sob a atuação da força de tensão superficial gerada pela poça de fusão e o efeito *Pinch*, a gota é destacada e transferida à poça de fusão. A corrente atinge seu valor de pico e as forças de jato são aplicadas à poça de fusão, impedindo que ela se recupere e se reconecte ao eletrodo;
- Na sequência um novo ciclo de transferência é estabelecido. Como exemplo, um ciclo costuma ocorrer num período entre 8 e 15 ms, quando estabelecida a transferência por curto-circuito com aplicação de um arame em aço carbono com 1,2 mm diâmetro.

Figura 5 - Etapas do processo de transferência metálica por curto-circuito e respectivos oscilogramas de corrente e tensão.



Fonte: FILHO, 2014.

Embora a transferência de metal ocorra apenas durante os curtos-circuitos, a composição do gás de proteção tem um efeito significativo sobre a tensão superficial do metal fundido (poça de fusão e gotículas), afetando, conseqüentemente, a soldabilidade e a viscosidade do metal da poça de fusão. Alterações na composição do gás de proteção podem afetar o tamanho da gota e a duração do curto-circuito durante o processo. Além disso, influencia as características operacionais do arco e controle de penetração da junta soldada. O dióxido de carbono geralmente produz altos níveis de respingos em comparação com a aplicação de gases inertes com o argônio, mas também promove uma maior penetração. Para alcançar um resultado adequado entre o volume de respingos e características de penetração, misturas de

dióxido de carbono e argônio são frequentemente usadas na soldagem de aços carbono e de liga (MENESES, GOMES e SCOTTI, 2014; CHAUDHARY e CHOUDHARY, 2017).

Transferência por curto-circuito é normalmente associada ao processo GMAW. Este modo de transferência metálica vem sendo utilizado há alguns anos, especialmente na aplicação de soldagem em aços carbono simples e de baixa liga. Opera com baixos valores de corrente e produz uma poça de fusão de resfriamento relativamente rápido, particularmente adequada para unir chapas finas de aço e para aplicações em todas as posições de soldagem (plana – 1G, horizontal – 2G, vertical ascendente – 3G, vertical descendente – 3G e “sobre-cabeça” – 4G). Associada à aplicação do curto-circuito na realização do passe de raiz há uma determinada resistência à ocorrência de falhas quando operado por profissionais qualificados ou sistemas automáticos projetados adequadamente (NORRISH e CUIURI, 2014; AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2017).

O correto ajuste dos parâmetros específicos, tais como tensão, associada ao controle do comprimento do arco, e da indutância da fonte, caracterizada pelo comando dinâmico do aumento dos valores de corrente durante o curto-circuito, mantendo os demais parâmetros de soldagem constante, acarreta na redução da taxa de formação de respingos e aumento do rendimento de deposição (MENESES, GOMES e SCOTTI, 2014).

A necessidade por melhorar as características de soldabilidade dos materiais e aumentar a produtividade da aplicação por meio de um controle maior dos parâmetros envolvidos, contribuiu significativamente para modificação dos processos convencionais de soldagem. O desenvolvimento de novos processos de soldagem à arco tem como objetivo superar as limitações do modelo convencional do formato da onda relativa ao modo de transferência por curto-circuito permitindo novos formatos para a curva principalmente associada à densidade de corrente, aumentando assim o controle e a estabilidade na aplicação desse modo de transferência metálica (CUIURI, NORRISH e COOK, 2002).

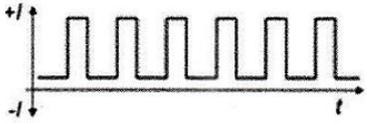
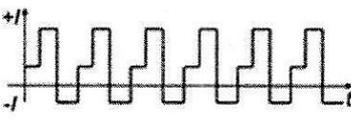
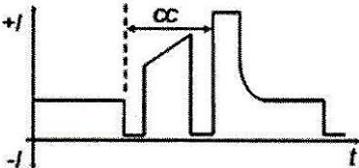
2.1.2 Curto-circuito controlado – CCC

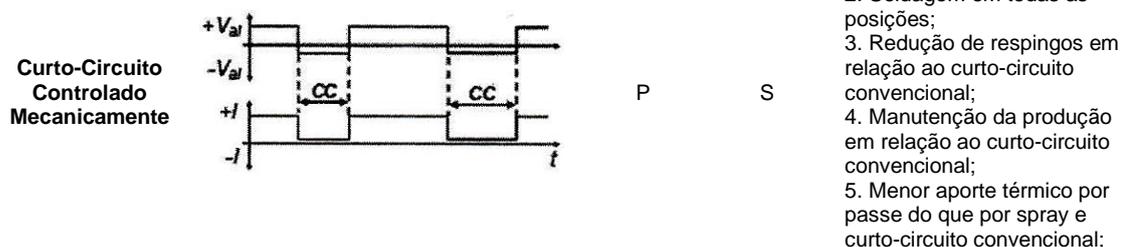
Conforme descreve Norrish e Cuiuri (2014), embora o processo GMAW por transferência por curto-circuito seja extremamente útil, o elevado potencial de

ocorrência de discontinuidades como falta de fusão e geração excessiva de respingos restringe seu uso. Essas limitações são devidas, em parte, ao projeto convencional da fonte de energia que dificultava a dissociação do efeito do aquecimento por meio da energia térmica do arco elétrico e das condições que produziam uma operação estável e com pouco respingo.

Nos últimos anos, uma das principais inovações apresentadas relativas ao processo GMAW está relacionada ao controle sobre os mecanismos de transferência metálica. Esta forma de controle é definida como o domínio sobre os sinais associados à corrente propondo a otimização das melhores características de cada mecanismo de transferência a fim de aumentar a qualidade dos cordões de solda produzidos pelo processo de transferência mais uniforme. A Tabela 2 apresenta os principais tipos de controle da transferência metálica a partir da aplicação do GMAW relacionados aos respectivos perfis da curva da corrente, a finalidade associada e os principais efeitos (KAH, SUORANTA e MARTIKAINEN, 2013; SCOTTI e PONOMAREV, 2014).

Tabela 2 - Principais métodos de controle da transferência metálica derivados do processo GMAW correlacionado aos respectivos perfis da curva da corrente, a finalidade e os efeitos principais.

Tipo de Controle	Perfil das curvas de corrente	Finalidade ⁽¹⁾		Efeitos
		Transf. da gota	Poça de fusão	
MIG-Pulsado		P	-	<ol style="list-style-type: none"> 1. Bom acabamento; 2. Redução de respingos em relação ao curto-circuito; 3. Soldagem em todas as posições; 4. Menor produção que spray; 5. Menor aporte térmico por passe do que por spray;
MIG CA		S	P	<ol style="list-style-type: none"> 1. Facilidade de soldagem de chapas finas e raiz; 2. Controle de penetração, aplicável em revestimento; 3. Soldagem em todas as posições; 4. Redução de respingos em relação ao curto-circuito; 5. Menor produção que spray; 6. Menor aporte térmico por passe do que MIG-Pulsado;
Curto-Circuito Controlado Eletronicamente		P	S	<ol style="list-style-type: none"> 1. Facilidade de soldagem de chapas finas e raiz; 2. Soldagem em todas as posições; 3. Redução de respingos em relação ao curto-circuito convencional; 4. Manutenção da produção em relação ao curto-circuito convencional; 5. Menor aporte térmico por passe do que por spray e curto-circuito convencional;



(1) Simbologia: P – finalidade principal do controle; S – finalidade secundária do controle;

Fonte: Adaptado de SCOTTI e PONOMAREV, 2014.

Novos desenvolvimentos têm permitido a sincronização entre a fonte e o sistema de alimentação do arame/eletrodo a fim de alcançar uma otimização do modo de transferência metálica à poça de fusão. Este processo é chamado de “deposição da gota mecanicamente assistida”, que é um mecanismo aplicado no curto-circuito controlado após o curto (KAH, SUORANTA e MARTIKAINEN, 2013). Tais projetos permitem alterações no formato convencional da curva do arco (corrente/tensão \times tempo). As fontes de energia se beneficiam do aprimoramento do controle digital, o que permite o monitoramento de todos os aspectos do processo. Além disso, a transferência do material fundido pode ser monitorada continuamente para que os respingos sejam minimizados (KAH *et al.*, 2013).

Inovações permitiram a integração de softwares às fontes de soldagem, aos sistemas de alimentação de arame e ao sistema de regulação dos gases de proteção, caracterizando os processos derivativos do GMAW. Nesse contexto, resultados já demonstraram uma boa soldabilidade, propriedades mecânicas adequadas, além de apresentar uma eficiência do processo aceitável a partir da aplicação de soldagem em pequenas espessuras, por meio do controle da potência/energia da fonte, especialmente durante o curto-circuito, da polaridade e da velocidade de alimentação do arame/eletrodo (COSTA *et al.*, 2012; KAH, SUORANTA e MARTIKAINEN, 2013).

No mercado atual é possível encontrar diferentes processos que permitam estabelecer o mecanismo de transferência metálica por curto-circuito controlado, como o de transferência pelo controle da tensão superficial (Surface Tension Transfer – STT[®], produzida pela empresa Lincoln, EUA), de deposição de metal regulada (Regulated Metal Deposition – RMD[®], produzida pela empresa Miller, EUA), de transferência com baixo aporte térmico relativa associada à movimentos reversíveis do eletrodo/arame (Cold Metal Transfer – CMT[®], produzida pela empresa Fronius,

Áustria), tecnologias CCC (produzida pela empresa IMC, Brasil) e FastRoot (produzida pela empresa Kemppi, Finlândia), entre outros. Sendo estes processos que permitem a adequação do formato de onda da corrente de soldagem durante a aplicação, utilizando sistemas de controle eletrônicos e/ou mecânicos, como por exemplo, indutores em série, para realizar o monitoramento e controle durante o processo de transferência por curto-circuito, em resposta às oscilações impostas pelas condições associadas à aplicação (COSTA *et al.*, 2012; SELVI, VISHVAKSENAN e RAJASEKAR, 2018; ZHANG *et al.*, 2019).

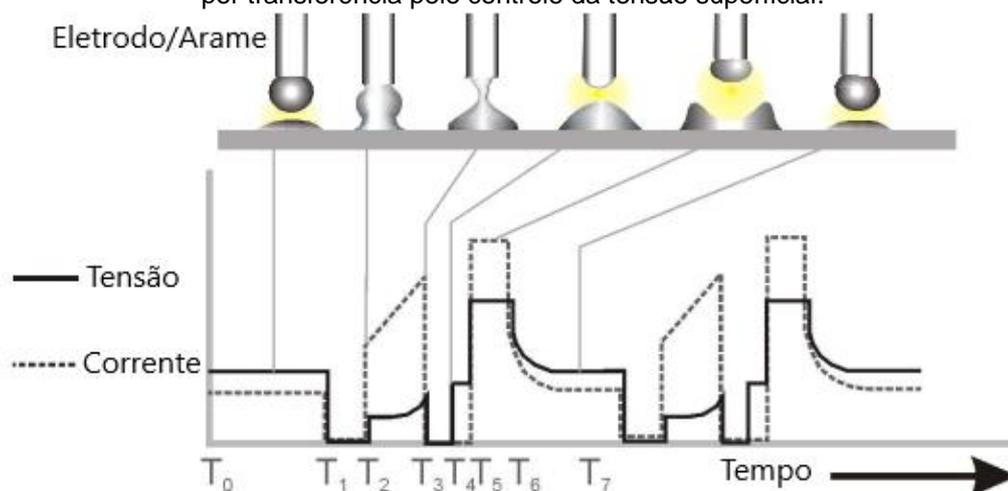
Conforme relata Caimacan, Mishchenko e Scotti (2015), durante o emprego da tecnologia de curto-circuito controlado, o objetivo principal é reduzir o valor da corrente no instante em que ocorre o contato entre o metal fundido o metal de base, momento em que se estabelece o curto-circuito e, por consequência, há a redução da tensão por extinção do arco elétrico, garantindo assim que a gota seja suavemente absorvida pela poça de fusão. Visando a redução do aporte térmico e capacidade de aplicação em todas as posições de soldagem, além de reduzir significativamente as possíveis irregularidades do curto-circuito convencional.

O processo GMAW com o curto-circuito controlado a partir da transferência pelo controle da tensão superficial, controlado eletronicamente, onde a separação das gotículas formadas pelo metal fundido na ponta do eletrodo é realizada em função da variação da tensão superficial relativa ao contato entre a gota e a poça de fusão. A essência desta tecnologia está na sua capacidade de controlar a corrente independentemente da velocidade de alimentação do arame. Isso significa que o sistema pode variar a corrente sobre a aplicação sem alterar a adição do arame (ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

Este processo de curto-circuito controlado por transferência pelo controle da tensão superficial, no qual o monitoramento é realizado por meio de um inversor de alta velocidade que ajusta com precisão o formato de onda da corrente de saída durante todo o ciclo do curto-circuito. Essa tecnologia de inversor de alta frequência é conhecida como Tecnologia de Controle do Formato de Onda (*Waveform Control Technology*), cuja frequência é até cem vezes por segundo para cada gota transferida. Desta forma, este ajuste da corrente auxilia na estabilidade da transferência e minimiza a perda de material por formação de respingos, além de reduzir a produção de fumo. (DUNĐER, RADICA e TRAVNIK, 2005; COSTA, 2011; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

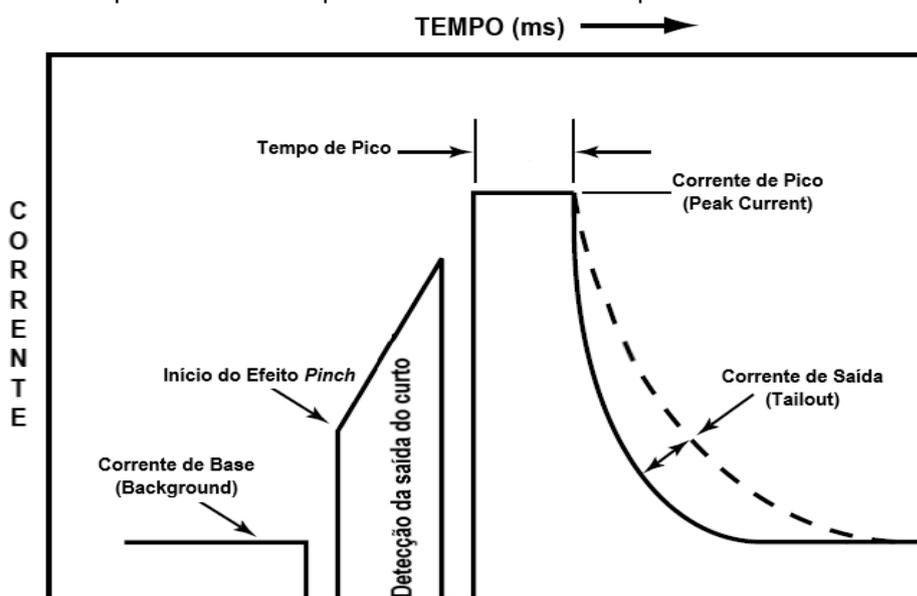
Na Figura 6 é possível visualizar a variação, ao longo do tempo, dos parâmetros de corrente e tensão durante o processo de transferência pelo curto-circuito controlado. Esta variação da corrente durante o processo de transferência, em função do tempo, ao longo de um ciclo, estabelece etapas apresentadas no oscilograma de corrente detalhado na Figura 7.

Figura 6 - Oscilogramas de corrente e tensão relacionados à aplicações do processo de curto-circuito por transferência pelo controle da tensão superficial.



Fonte: Adaptado de DUNĐER, RADIĆA e TRAVNIK, 2005.

Figura 7 - Oscilograma da corrente versus o tempo referente à um ciclo do curto-circuito controlado por transferência pelo controle da tensão superficial.



Fonte: Adaptado de NADZAM, 2014.

A Corrente de base (*background*) é o nível de corrente apresentado pelo sistema antes do estabelecimento de curto-circuito. É um nível de corrente estável, entre 50 e

100 Ampères (A) e pode ser caracterizado quando o eletrodo/aramé se aproxima da peça de trabalho. É o componente essencial responsável pelo controle da penetração de solda no metal de base, além de ser responsável pelo aporte de calor na solda e afetar o tamanho da gota formada na ponta do eletrodo (DERUNTZ, 2003; NADZAM, 2014).

Conforme detalha Deruntz (2003) e Costa (2011), pouco antes do eletrodo estar prestes a completar o curto-circuito (na corrente de base), o clipe sensor é capaz de detectar uma redução na tensão o que resulta na redução da corrente nesse instante. No processo por curto-circuito convencional, a corrente aumentaria significativamente nesse mesmo momento. Esse intervalo de tempo é chamado de “*Ball Time*” ou de formação da gota. Durante a ação do efeito Pinch, arame ainda está sendo alimentado e, portanto, está ocorrendo fusão entre o eletrodo e o metal base, ou seja, para ocorrer a deposição da gota, a corrente deve ser aumentada. Uma corrente alta é aplicada ao eletrodo, em curto, de maneira controlada, com o objetivo de aumentar a intensidade da força eletromagnética que atua no destacamento da gota, variando a forma de controle de acordo à tecnologia associada. Isso acelera a transferência de metal fundido do eletrodo para a poça de fusão, aplicando forças eletromagnéticas para o destacamento.

Pouco tempo antes do arame se desconectar completamente da ponte formada com a poça, o circuito denominado como “detector de du/dt ”, produz um sinal quando a taxa de variação da resistência elétrica da ponte estabelecida entre o eletrodo e a poça torna-se igual ou excede um valor determinado, servindo de indicação de que o curto-circuito irá interromper, com isso, a corrente é reduzida novamente para 50 ampères, em alguns microssegundos, com o objetivo de evitar uma separação violenta e assim impedir a formação de respingos. A corrente aumenta novamente e ocorre uma separação uniforme e controlada, produzindo um cordão de solda com pouco volume de respingo. É nesse período em que corrente está em seu maior nível durante o ciclo, que o eletrodo é rapidamente fundido, devido ao comprimento do arco também atingir seu maior valor. O controle da corrente de pico (*Current peak*) é responsável por estabelecer/controlar o comprimento do arco e fornecer energia suficiente para pré-aquecer a peça de trabalho para, com isso, garantir uma boa fusão. Caso esse valor de corrente seja muito alto, as gotas de metal fundido se tornarão muito grandes. A gota formada deve ser igual a uma vez e meia a dimensão do diâmetro do eletrodo. Após o curto-circuito a corrente de pico é mantida durante o

intervalo de aproximadamente dois milissegundos, conforme estabelecido por um circuito específico de controle (NADZAM, 2014; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

Na etapa do ciclo em que a corrente é reduzida, de forma gradual, para o nível da corrente de base, é denominado de corrente de saída ou *Tailout*. É responsável por adicionar energia ao eletrodo fundido para fornecer maior fluidez à gota formada, sem afetar o tamanho da mesma. O aumento no valor da corrente de saída permite velocidades de deslocamento do arco mais rápidas e melhora a ação de molhabilidade da poça. O ciclo se repete, com o tempo necessário entre 25 e 35 milissegundos, de acordo às condições de soldagem estabelecidas (NADZAM, 2014; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

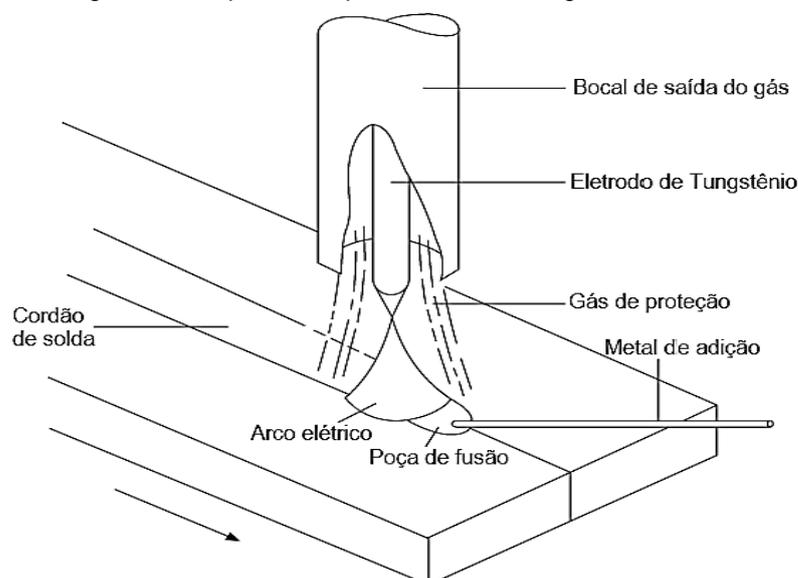
O processo de curto-circuito controlado pela transferência por controle da tensão superficial permite aplicações que demandem características apresentadas no processo GMAW com transferência por curto-circuito convencional, porém que requeiram menor aporte térmico ao sistema, como a soldagem em chapas de baixa espessura, além de tornar possível realizar soldagem em passes de raiz em intervalos três ou quatro vezes mais rápido que o GTAW, com baixo consumo de calor e sem falta de fusão (STAVA, 2001). Com a tecnologia de GMAW por curto-circuito controlado com transferência a partir do controle da tensão superficial, a zona termicamente afetada pelo calor é minimizada, o que leva a uma distorção reduzida. Para soldagem em tubulações, o processo também facilita a soldagem de raiz com elevada tolerância para maiores aberturas (COSTA *et al.*, 2012; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

Uma das principais desvantagens associada à aplicação do processo de curto-circuito controlado é o investimento inicial para aquisição da fonte de energia de tensão constante, quando comparada às fontes convencionais. Além disso, as taxas de deposição obtidas são inferiores às aplicações pelos mecanismos de transferência globulares e spray (ou goticular projetada), porém são similares às de soldagem por curto-circuito convencional. A configuração dos parâmetros de soldagem na fonte para aplicação do curto-circuito controlado é muito diferente das configurações normalmente utilizadas e pode exigir treinamentos adicionais aos profissionais envolvidos (STAVA, 2001; DERUNTZ, 2003).

2.2 PROCESSO GTAW

O GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), conhecido como TIG (*Tungsten Inert Gas*) é um processo a fusão dos materiais onde a energia térmica produzida pelo arco elétrico estabelecido entre o eletrodo, desta vez não-consumível, de Tungstênio (W) e o metal de base gera energia suficiente para fundir o metal de base. Neste processo, o metal de adição pode ou não ser aplicável, e sua alimentação é externa ao sistema eletrodo-peça. Como proteção ao arco, eletrodo e poça de fusão, um gás inerte, geralmente argônio ou hélio, é alimentado ao sistema (NORRISH, 2006; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; SUDHAKARAN, SAKTHIVEL e NAGARAJA, 2014). A Figura 8 apresenta um esquemático do processo GTAW com alimentação do metal de adição, onde podem ser visto os elementos de formação do sistema, tais como bocal de saída do gás, eletrodo não consumível de tungstênio, metal de adição alimentado externamente e a junta soldada.

Figura 8 - Esquema do processo de soldagem GTAW.



Fonte: Adaptado de NORRISH, 2006.

Conforme descreve Delgado (2000) a realização da soldagem pelo processo TIG utiliza-se normalmente uma fonte de soldagem com característica estática do tipo corrente constante, também conhecida como “tombante”. De acordo às condições de soldagem estabelecidas o processo pode utilizar tanto corrente contínua constante, quanto corrente pulsada, porém algumas aplicações específicas podem demandar a

utilização de uma corrente alternada, como por exemplo em soldagem de materiais como alumínio e suas ligas.

As aplicações de processo GTAW, geralmente, envolvem densidade de energia do arco relativamente alta, além de ser uma tecnologia controlável, que permite obter juntas soldadas de grande qualidade. Porém as taxas de deposição relacionadas ao processo são baixas, quando comparadas ao GMAW, por ser um processo normalmente manual (NORRISH, 2006; CHEN *et al.*, 2016; KRISHNAN, KULKARNI e DE, 2016).

A configuração mais utilizada para este processo, na soldagem de aços e ligas à base de níquel, é quando o eletrodo atua como o polo negativo e a peça de trabalho passa a ser o polo positivo, utilizando a corrente contínua representada pela simbologia CC⁻, conhecida como polaridade direta. Nessa configuração é possível perceber um menor aquecimento do eletrodo, concentrando a maior parcela da energia térmica para fusão do metal de base, resultando em uma maior penetração na junta soldada (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; LAKSHMAN SINGH, 2013).

Esse processo de soldagem envolve uma menor alteração na composição química do metal de adição para região do depósito e, portanto, produz a menor diferença entre o teor de ferrita calculado a partir da análise do metal de adição e o medido no depósito não diluído. Há alguma perda de carbono no processo GTAW, cerca de metade do conteúdo, para ligas com teores de carbono acima de 0,02% na composição. Assim, uma adição de 0,06% de carbono produzirá tipicamente um depósito de 0,04% de teor de carbono. A mudança em outros elementos não é significativa no metal de solda não diluído (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007).

O processo pode ser aplicado à união de uma ampla gama de materiais, incluindo aços inoxidáveis, ligas de alumínio e metais reativos, como o titânio. Esses recursos do processo levam à sua ampla aplicação, principalmente, na realização do passe de raiz em tubulações, além de aplicações nas indústrias aeroespacial, de reprocessamento nuclear e de geração de energia, processamento de alimentos, entre outros (ASM INTERNATIONAL, 1993; DELGADO, 2000; NORRISH, 2006).

A soldagem GTAW é adequada para unir seções finas devido à sua entrada controlada de calor. A taxa de alimentação do metal de adição é independente da corrente de soldagem, permitindo assim uma variação na quantidade relativa da fusão do metal base e na fusão do metal de adição. Portanto, o controle da diluição e da

entrada de energia na solda pode ser alcançado sem alterar o tamanho da solda. Também pode ser usado para soldar juntas de chapas finas apenas por fusão, ou seja, sem a adição de metais de adição, caracterizando a soldagem autógena. Como o processo GTAW é um processo de soldagem muito limpo, ele pode ser usado para soldar metais reativos, como titânio e zircônio, alumínio e magnésio (KOU, 2003).

Na fabricação de componentes de aeronaves e reatores nucleares, utiliza-se o processo GTAW devido à sua confiabilidade e precisão, este último fortemente dependente do operador. A qualidade máxima da solda pode ser alcançada mantendo todos os equipamentos e materiais utilizados livres de óleo, umidade, poeira e outras impurezas que causam porosidade e outras descontinuidades. Atualmente, existem variações do processo, como métodos de corrente pulsada, alimentação automatizada, pré-aquecimento do metal de adição (*Hot Wire*), entre outros (LAKSHMAN SINGH, 2013).

Conforme descreve Kou (2003) no processo TIG, correntes de soldagem excessivas podem causar a fusão do eletrodo de tungstênio e resultar em inclusões quebradiças de tungstênio no metal de solda. No entanto, usando metais de adição pré-aquecidos, a taxa de deposição pode ser melhorada. A aplicação deste processo possui uma menor tolerância para possíveis contaminantes nos metais de adição, influenciando diretamente na qualidade da solda (ASM INTERNATIONAL, 1993).

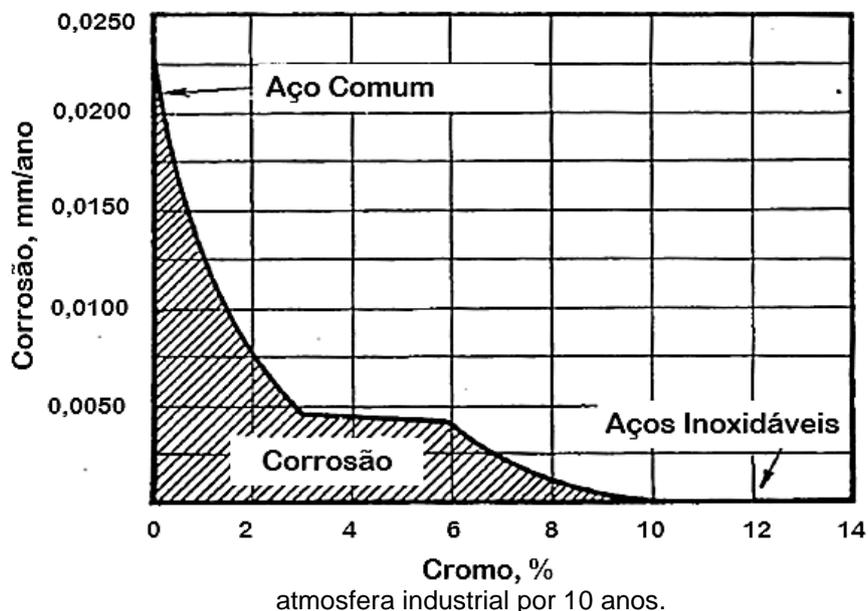
2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços comuns e a maioria de suas ligas são pouco eficientes em relação a resistência à corrosão, já que podem oxidar quando expostos à atmosfera, corroer quando aplicados em ambientes ácidos ou sob influência de elevadas temperaturas de operação. Em contrapartida à tais limitações, existe um grupo de aços de alta liga baseados nos sistemas Ferro-Cromo, Ferro-Cromo-Carbono e Ferro-Cromo-Níquel, classificados como aços inoxidáveis. Tais aços para serem considerados inoxidável, ou resistentes à corrosão, devem possuir em sua composição um mínimo de 10,5% (em peso) de cromo (CHIAVERINI, 1986; ASM INTERNATIONAL, 1993; LIPPOLD e KOTECKI, 2005; OUTOKUMPU, 2013).

A adição de cromo na liga conforme proporção mínima estabelecida, torna estes aços mais resistentes à corrosão do que os aços comuns, conforme ilustra a Figura 9. Este processo de aumentar o teor de cromo na liga resulta na formação espontânea

de uma camada protetora passiva, o que reduz a taxa de dissociação na superfície (CHIAVERINI, 1986; SADEK e EL-SHEIKH, 2000; PRASAD, RAO e RAO, 2014).

Figura 9 - Resistência à corrosão dos aços em relação à proporção de cromo quando expostos a uma



Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1988.

A partir da avaliação do gráfico na Figura 9, é possível visualizar que à medida que o teor de cromo na composição da liga aumenta, maior será a eficiência da camada “passivadora” formada, aumentando assim a resistência à corrosão do aço, mesmo que exposto à um ambiente corrosivo como uma atmosfera industrial. Conforme afirmam Lippold e Kotecki (2005), elevados teores de cromo promoverão a formação e retenção da fase ferrita nos diferentes grupos de aço inoxidáveis.

Outros elementos podem ser adicionados à liga com o objetivo de melhorar as características particulares aos aços inoxidáveis. Estão inclusos neste grupo elementos como níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio. O carbono está, em sua grande maioria, presente em quantidades que variam de menos de 0,03% a mais de 1,0%, já que o carbono, normalmente, combina-se com outros elementos, como o cromo, para formação de carbeto favorecendo à corrosão, pois dificulta a atuação do Cr como agente passivador (ASM INTERNATIONAL, 1993; PADILHA e RIOS, 2002; PRASAD, RAO e RAO, 2014).

A categorização dos aços inoxidáveis se baseia na natureza de sua estrutura metalúrgica, ou seja, é classificada conforme o arranjo dos átomos que compõem os metais formando sua microestrutura predominante. Dividem-se em Aços Inoxidáveis

Martensíticos, Ferríticos, Austeníticos, Duplex e Endurecíveis por Precipitação (CHIAVERINI, 1988; CALLISTER JR. e RETHWISCH, 2012).

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas baseadas no sistema ternário Fe-C-Cr, contendo, em alguns casos pequenas quantidades de níquel. Sofrem uma transformação alotrópica e formam martensita a partir de austenita na maioria das situações de processamento termomecânico, exceto quando o resfriamento é muito lento. São aços que apresentam elevada dureza, atingindo valores entre 500 e 620 HB (dureza Brinell), além de limites de resistência à tração na ordem de 200 kgf/mm² e elevada resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 1988; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis ferríticos pertencem ao grupo de ligas caracterizadas pelo sistema binário Fe-Cr, podendo conter de 12 a 30% de cromo em sua composição. São assim denominados por apresentar sua estrutura formada essencialmente pela fase ferrita (cúbica de corpo centrado, do tipo Fe- α) após os tratamentos térmicos usuais. São relativamente baratos, pois não contém quantidades significativas de níquel na composição. São aplicados principalmente como materiais de construção, onde há a demanda por boa resistência à corrosão e à elevadas temperaturas (SMITH e HASHEMI, 2012).

Conforme ressalta Santos, Torres e Ramirez (2016) aços inoxidáveis duplex contêm aproximadamente 50% de austenita e 50% de ferrita, aproveitando as propriedades desejáveis de cada fase. Os aços endurecíveis por precipitação (*Precipitation Hardenable* - PH) são assim chamados porque formam precipitados que conferem resistência ao material e são endurecidos pelo tratamento térmico de envelhecimento (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Os aços inoxidáveis PH podem ser ainda agrupados pela fase ou matriz na qual os precipitados são formados: martensíticos, tipos semi-austeníticos ou austeníticos.

2.3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Aços inoxidáveis austeníticos são provavelmente a família de aços inoxidáveis mais comumente aplicada, em relação aos demais aços inoxidáveis. A família austenítica mais comum, a série 300, é um sistema de ferro-cromo-níquel. Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados mais resistentes à corrosão devido ao elevado teor de cromo e níquel (16 a 25% e 7 a 20%, respectivamente) em sua composição. Eles são

considerados paramagnéticos e não-endurecíveis por tratamento térmico. No entanto, eles podem ser endurecidos significativamente por trabalho à frio (OLSON, 1985; ABE e WATANABE, 2008; PRASAD, RAO e RAO, 2014).

Segundo Smith e Hashemi (2012) a presença do níquel, conhecido como elemento “austenitizante”, permite que a estrutura cúbica de face centrada, austenita (fase gama γ), se mantenha estável à temperatura ambiente. Tal estrutura é responsável por conferir elevada ductilidade a estes materiais. Este grupo de aços possuem uma excelente resistência à corrosão, pois o carbono pode ficar retidos em solução sólida, por meio de resfriamento rápido a partir de elevadas temperaturas, evitando assim a precipitação de carbeto indesejáveis. Porém, quando expostos à ciclos térmicos como aplicação de soldagem, podem se tornar susceptíveis à corrosão intergranular, devido à elevada propensão à precipitação de carbeto de cromo nos contornos de grãos. Esta limitação pode ser contornada pela redução do teor de carbono na composição, bem como a adição de elementos estabilizadores como nióbio, titânio e tântalo (CHIAVERINI, 1986).

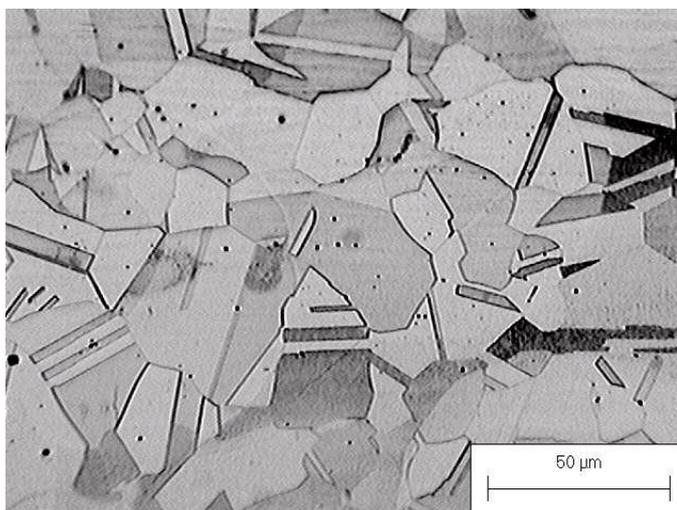
Kah e Martikainen (2013), Prasad, Rao e Rao (2014) e Saha, Mukherjee e Pal (2015) relatam que os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados em ambientes químicos, petroquímicos, nucleares e corrosivos, pois exibem uma combinação atrativa de características tais como elevadas resistências mecânica e à corrosão, excelente ductibilidade e boa soldabilidade. Podem, ainda, ser definidos pelo teor de carbono quando acompanhados pelas letras "L" (*Low* – baixo teor de C de 0,03 a 0,08%) ou "H" (*High* – alto teor de C de 0,04 a 0,1%). O maior teor de carbono nas classes H produz um material mais duro e mais resistente ao desgaste, o que também ajuda o material a manter sua resistência a elevadas temperaturas. No entanto, o aumento de carbono pode gerar problemas como fragilização na Zona Termicamente Afetada (ZTA) das soldas. Aços inoxidáveis de baixo carbono são usados rotineiramente onde a corrosão intergranular é motivo de preocupação.

Após aplicação de tratamentos térmicos, os aços inoxidáveis austeníticos podem atingir limites de resistência à tração de 60 a 70 kgf/mm² (valor em MPa), limites de tensão de escoamento de 21 a 28 kgf/mm², dureza na ordem de 140 a 175 HB, alongamento de 45 a 60% e resistência ao impacto de 9,7 a 15,2 kgf/mm² (CHIAVERINI, 1988).

Dependendo da composição, as ligas formadas pelo sistema Fe-Cr-Ni podem exibir duas possíveis fases primárias de solidificação, austenita ou ferrita delta. Em geral, as

ligas com alto teor de cromo e com baixo teor de níquel exibirão um modo de solidificação primário de ferrita, enquanto as ligas ricas em níquel solidificarão como austenita primária (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009). Essencialmente todas as ligas comerciais desse grupo exibem composições localizadas no campo de fase primária de austenita, indicando que austenita será a principal fase de solidificação. A microestrutura forma grãos equiaxiais na matriz predominantemente austenítica, conforme ilustra a Figura 10, apresentando maclas características do tratamento térmico submetido ao material. Entretanto, alterações no modo de solidificação podem ocorrer de acordo as condições de resfriamento imposta para algumas ligas de aço inoxidável (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; LIPPOLD, 2015).

Figura 10 - Aspecto microestrutural de um aço inoxidável austenítico.



Fonte: SANTOS e ANDRADE, 2010.

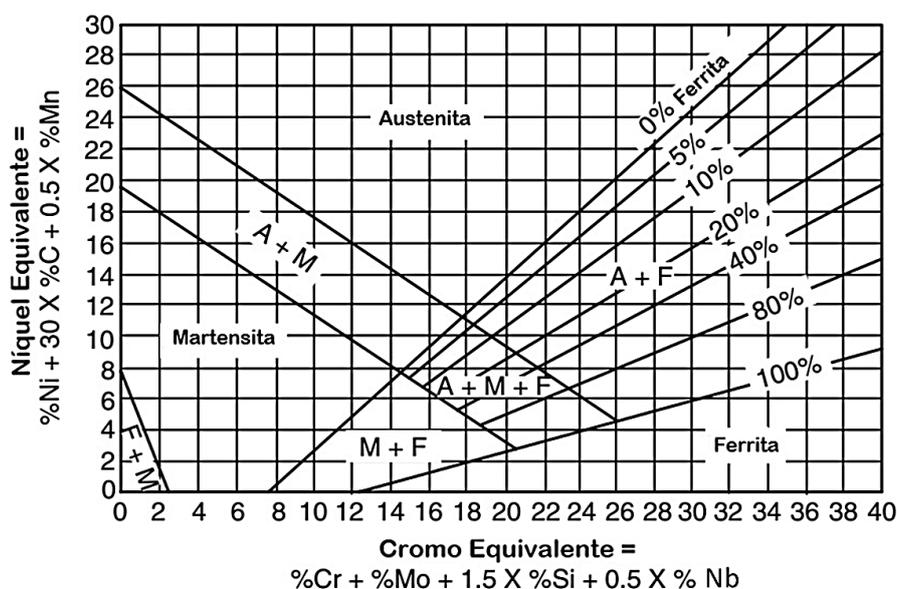
Conforme descrevem Olson (1985), Inoue e Koseki (2007) e Santos e Andrade (2010), diversos estudos foram aplicados no intuito de avaliar os mecanismos de solidificação e prever as microestruturas formadas nos materiais, devido a influência que estas possuem sobre as propriedades mecânicas apresentadas pelos mesmos. Tais avaliações são baseadas, principalmente, na composição das ligas de interesse.

Grande parte dos esforços relativos a estes estudos das microestruturas formadas pelos aços inoxidáveis, após aplicações de ciclos térmicos como a soldagem, tem sido direcionado às ligas dos sistemas austenítico e austeno-ferrítico. Os primeiros resultados foram apresentados quando Strauss e Maurer, em 1920, desenvolveram um diagrama relacionando os percentuais dos elementos Níquel e Cromo, permitindo

a previsão de diferentes fases na microestrutura de aços forjados e resfriados lentamente. Mas foi, em 1938, que Newell e Fleischmann desenvolveram uma expressão matemática para definir a estabilidade da fase austenita, reconhecendo a contribuição de outros elementos além do Ni e Cr para formação da microestrutura do material (OLSON, 1985; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Após a contribuição de mais alguns autores ao assunto, Anton Schaeffler reconheceu a possibilidade de associar tais descobertas para prever as fases a serem formadas após à exposição do material ao ciclo térmico característico da aplicação de soldagem. Em sua pesquisa, ele compilou as informações já disponíveis para desenvolver um diagrama que permite prever quantitativamente a microestrutura formada após a soldagem, especialmente das fases austenita e ferrita delta (δ), a partir da composição química dos materiais envolvidos, baseado nas expressões de níquel equivalente (Ni_{eq}), a qual relaciona os materiais estabilizadores da fase austenita (“austenitizantes”), e de cromo equivalente (Cr_{eq}), a qual relaciona os materiais estabilizadores da fase ferrita (“ferritizantes”). Tais expressões formam os eixos do diagrama proposto, como pode ser observado na Figura 11 (OLSON, 1985; LIPPOLD e KOTECKI, 2005; APOLINARIO *et al.*, 2019).

Figura 11 - Diagrama de Schaeffler.



Fonte: Adaptado de SCHAEFFLER, 1949.

O diagrama apresentado na Figura 11 foi aprimorado a partir de diversas observações das microestruturas formadas na zona fundida das juntas, sendo

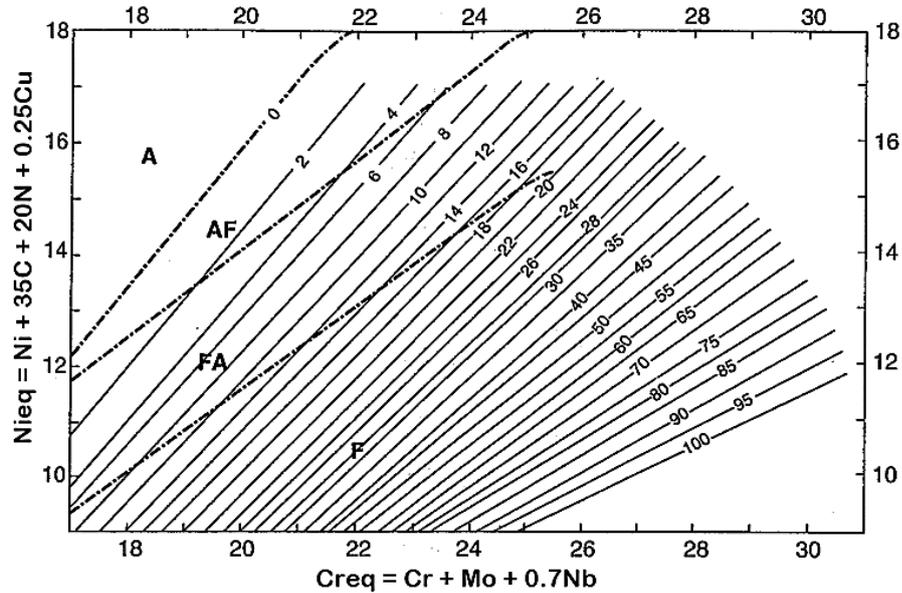
possível ainda determinar o percentual de ferrita contida na estrutura final do metal de solda depositado (OLSON, 1985; KOU, 2003). As Equações 3 e 4 apresentam as expressões definidas para o Níquel e Cromo Equivalente.

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 0,5Mn \quad (3)$$

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

DeLong, Ostrom e Szumachowski (1956) apresentaram um novo diagrama, ainda baseado nos conceitos utilizados por Schaeffler, porém neste novo recurso, os investigadores focaram num grupo específico do universo dos aços inoxidáveis, a série 300 dos aços austeníticos. Tal diagrama, além de analisar a influência do nitrogênio como elemento promotor da ferrita sobre a microestrutura da zona fundida, tornou ainda mais precisa a posição das linhas para determinação do percentual de ferrita contida na microestrutura austenítica formada. Ao longo dos anos este recurso foi aprimorado por outros investigadores até formar o diagrama que ainda hoje é muito utilizado para prever o *Ferrite Number* (Número de Ferrita) que pode ser associado à sua quantidade na microestrutura de aços austeníticos e duplex, sendo este difundido pelo Conselho Americano de Pesquisas em Soldagem (*Welding Research Council – WRC*) e amplamente adotado por códigos normativos internacionais, além de prover resultados com elevados níveis de precisão em aplicações de processos como eletrodo revestido (SMAW), GTAW (TIG), GMAW (MIG/MAG) e arco submerso (SAW) (KOTECKI e SIEWERT, 1992; KOU, 2003; LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O Diagrama e Equações associadas são apresentados na Figura 12 e Equações 5 e 6.

Figura 12 - Diagrama WRC-1992. Evolução do Diagrama apresentado por DeLong, Ostrom e Szumachowski em 1956.



Fonte: Adaptado de KOTECKI e SIEWERT, 1992; LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0.25Cu \quad (5)$$

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7Nb \quad (6)$$

Existem quatro modos de solidificação e/ou transformação no estado sólido possíveis de ocorrer na formação da microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos, conforme apresentado na Tabela 3. Estas reações podem ser totalmente austenítico (A), austenita como primeira fase e ferrita como secundária (AF), ferrita como fase primária e austenita como secundária (FA), completamente ferrítica (F) (VICENTE *et al.*, 2020).

Tabela 3 - Tipos de solidificação, reações e características da microestrutura.

Tipo de Solidificação	Reação	Característica da Microestrutura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Totalmente austenítica, estrutura de solidificação bem definida
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eutética} \rightarrow A + F_{eutética}$	Células ferríticas (processos com maiores densidade de energia) e contornos dendríticos
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{peritética/eutética} \rightarrow F + A$	Ferrita em forma esquelética (vermicular) e/ou <i>Lathy</i> residual das transformações da ferrita em austenita, formação de austenita por meio de reações peritéticas e/ou eutéticas

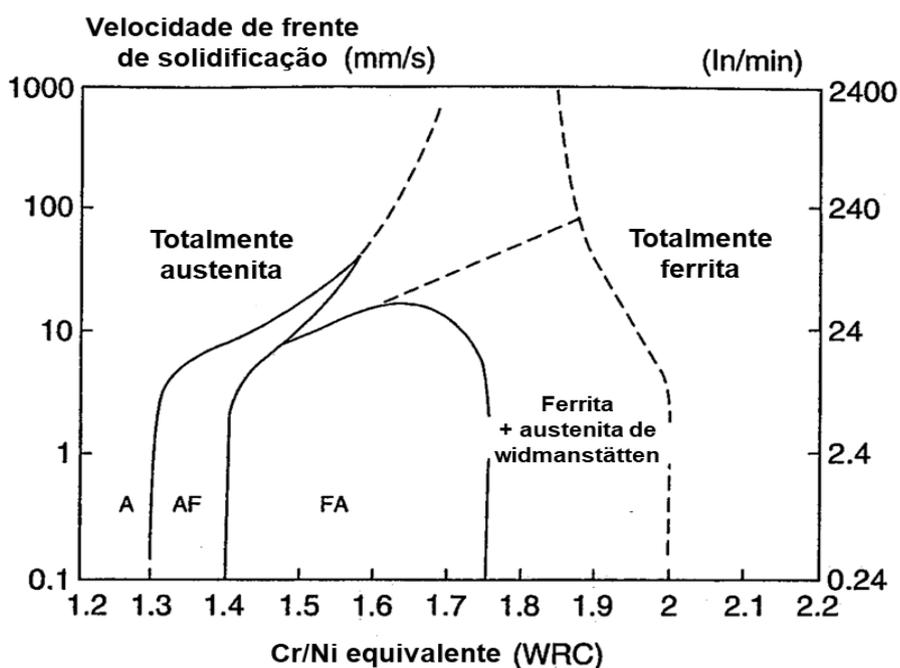
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F$	Ferrita acicular ou matriz ferrítica com contornos de grãos austeníticos e estrutura de Widmanstätten (para Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores).
----------	-------------------------------------	-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

Fonte: Adaptado de LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

A taxa de solidificação, além da composição da liga, é outro fator de grande importância no processo de formação da microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989). Uma elevada taxa de solidificação pode resultar em modificações microestruturais, tais como redução do tamanho do grão, redução da segregação química entre soluto e matriz além da formação de fases metaestáveis (VICENTE, 2017).

A partir de estudos divulgados por Lippold (1994), com contribuição de trabalhos anteriores, foi apresentado um diagrama (Figura 13) que relaciona os valores da velocidade da frente de solidificação com os valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} relativos aos materiais aplicados, indicando as alterações na microestrutura na zona fundida conforme a taxa de solidificação e composição dos materiais associados (APOLINARIO *et al.*, 2019). No diagrama é possível observar que para valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,3 e 1,6 o aumento da taxa de solidificação resulta na transição dos modos de AF e FA para uma matriz completamente austenítica.

Figura 13 - Velocidade da frente de solidificação versus Cr_{eq}/Ni_{eq}



Fonte: Adaptado de Lippold, 2005.

Segundo Inoue et al. (1995) e Lancaster (1999), o modo de solidificação além de caracterizar a microestrutura formada, é o fator mais importante para determinação da susceptibilidade dos aços inoxidáveis à trinca de solidificação. Quando a solidificação é austenítica (A), a susceptibilidade à fissuração é alta (SUUTALA, TAKALO e MOISIO, 1979).

Quando a solidificação é ferrítica-austenítica (FA), as dendritas primárias são formadas pela fase ferrita (F) além da fase austenita (A) pelas reações peritéticas, $L + F \rightarrow A$, e, por reações eutéticas, $L \rightarrow F + A$, a partir do metal líquido. Uma complexa microestrutura ainda pode ser formada a partir da transformação, em estado sólido, da ferrita em austenita. Este modo FA, é o mais resistente a trincas, devido a solubilidade de S e P na ferrita ser superior em relação a austenita, de modo que esses elementos ficam parcialmente presos na ferrita solidificada antes da transformação. A presença de pequenas quantidades de ferrita interdendrítica na estrutura austenítica reduz a susceptibilidade a trincas de solidificação (SUUTALA, TAKALO e MOISIO, 1979; LANCASTER, 1999).

A transformação incompleta de ferrita em austenita durante o resfriamento resulta na retenção de alguma ferrita delta no metal de solda. Uma determinada quantidade de ferrita delta retida tem um efeito benéfico na redução da susceptibilidade a trincas à quente (KAH e MARTIKAINEN, 2013).

O aço inoxidável AISI 304, pertencente ao grupo da série 300 dos aços austeníticos, possui aproximadamente em sua composição química 0,08% de carbono, de 18 a 20% de cromo, 8 a 11% de níquel, e no máximo, 2% de manganês e 1% de silício. É um material de ótima estampabilidade, quando comparado às demais ligas do mesmo grupo austenítico. As propriedades de soldabilidade e resistência à corrosão são classificadas como adequadas, além de apresentar um limite de resistência mecânica excelente e limite de escoamento dentro dos padrões para este grupo de materiais. É muito utilizado em utensílios domésticos, ornamentação, fins estruturais, equipamentos para indústria naval, química, transportes e alimentícia, entre outras aplicações (PURPER, 2016; APERAM, 2019).

2.3.2 Aplicação de Soldagem em aços inoxidáveis

Como define Modenesi (2011) aplicando-se as condições ideais durante a soldagem, uma junta deve apresentar propriedades uniformes ao longo do cordão

produzido conforme propriedades apresentadas pelo material adjacente, tais como resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, resistências à corrosão e à fadiga.

Os aços inoxidáveis, quando comparados a materiais como aços carbono, muitas vezes apresentam uma maior complexidade para aplicações de soldagem, porém as dificuldades divergem conforme o tipo da liga. A limpeza inicial da junta é uma etapa muito importante para os aços inoxidáveis, para com isso reduzir a probabilidade de as contaminações agirem sobre a resistência à corrosão. Propriedades físicas nestes materiais como a menor condutividade térmica, maior resistência elétrica e coeficiente de expansão térmica contribuem para a diversificação nas aplicações de soldagem (MODENESI, 2011).

A distorção excessiva da soldagem pode ser uma limitação apresentada associada aos aços inoxidáveis austeníticos, além de impor limitações na velocidade de soldagem e influência sobre a penetração do cordão de solda, também associados à baixa condutividade térmica (KAH e MARTIKAINEN, 2013).

Os aços austeníticos são considerados de boa soldabilidade, com exceção daqueles que possuem enxofre em sua composição. Os aços com teor de carbono superior a 0,06% podem ter sua resistência à corrosão comprometida durante a soldagem, devido a possibilidade de precipitação de carbeto nos contornos de grão da ZTA, durante o ciclo térmico de soldagem, prejudicando a resistência à corrosão e como forma de mitigação recomenda-se soldar estes aços adotando maiores velocidades de soldagem. Outra preocupação relacionada à soldabilidade deste material é relativo à composição química do metal de adição, pois quanto maior a quantidade de elementos “gamagêneos” a microestrutura da zona fundida pode apresentar uma estrutura completamente austenítica, aumentando a possibilidade de aparecimento de trincas durante a solidificação. Este problema pode ser minimizado pela adequada seleção da composição do metal de adição e controle dos teores de enxofre e fósforo a fim de possibilitar a formação de 4 a 10% de ferrita à temperatura ambiente (MODENESI, 2011; KAH e MARTIKAINEN, 2013).

Na execução da soldagem nos aços austeníticos, misturas à base de argônio com adição de dióxido de carbono ou hidrogênio são comumente utilizadas para minimizar a formação de óxido e aumentar a fluidez da poça de solda (KAH e MARTIKAINEN, 2013; SCOTTI e PONOMAREV, 2014).

Galvis e Hormaza (2011) divulgaram um estudo relativo à juntas de solda fabricadas com por um metal de adição do tipo 308L, aplicando-se três processos

diferentes de soldagem à arco SMAW, GMAW e FCAW em um aço austenítico AISI 304, comparando os mecanismos de falha associados às suas propriedades mecânicas e microestruturais. O primeiro modo de falha detectado no estudo foi um fator geométrico na raiz que atuou como concentrador de tensão, devido a uma variação da área da seção transversal da solda que atuou como o local de nucleação da trinca e propagou-se ainda mais pelo cordão ou pela zona termicamente afetada (ZTA). O segundo modo de falha foi gerado na ZTA, onde a fissura nucleada devido a uma variação no tamanho do grão produzido pelo ciclo térmico imposto pela soldagem e propagou-se pela interface com a zona fundida. O terceiro modo de falha surgiu devido à presença de inclusões exógenas geradas pelo processo de soldagem, que atuavam como concentradores de tensão na solda, permitindo a iniciação e propagação adicional da trinca.

O estudo conduzido por Arivazhagan et al. (2011) apresenta as investigações realizadas para estudar a microestrutura e propriedades mecânicas de juntas dissimilares entre o aço inoxidável AISI 304 e o aço de baixa liga AISI 4140 com aplicação dos processos GTAW, soldagem por feixe de elétrons (*Electron Beam Welding* - EBW) e soldagem por fricção (*Friction Welding* - FRW). Como resultados observaram que a junta fabricada por EBW apresentou maior resistência à tração (681 MPa) do que a junta produzida por GTAW (635 MPa) e FRW (494 MPa). A partir da análise fractográfica, pode-se observar que a ductilidade dos cordões depositados por EBW e GTAW foi maior, com um alongamento de 32% e 25%, respectivamente quando comparado com a soldagem por fricção, 19%. Além disso, a resistência ao impacto da soldagem fabricada por GTAW é maior em comparação aquelas produzidas por EBW e FRW.

Na investigação realizada por Kumar e Shahi (2016) os experimentos foram conduzidos com o objetivo de avaliar a influência da sensibilização no comportamento metalúrgico (precipitação de carbeto de cromo) e da tenacidade associada a diferentes níveis de aporte térmico produzidos durante a aplicação do processo GTAW no aço austenítico AISI 304L. Os cordões produzidos com baixo aporte de calor apresentaram, em sua maioria a morfologia ferrita Lathy, um grau relativamente baixo de sensibilização em comparação com ao cordão de solda com alto aporte de calor com morfologia ferrita vermicular. Verificou-se que o aumento dos grãos na ZTA resulta em um grau de sensibilização maior. Determinaram que o aumento no tempo de envelhecimento térmico pós-soldagem resulta em um grau de sensibilização maior,

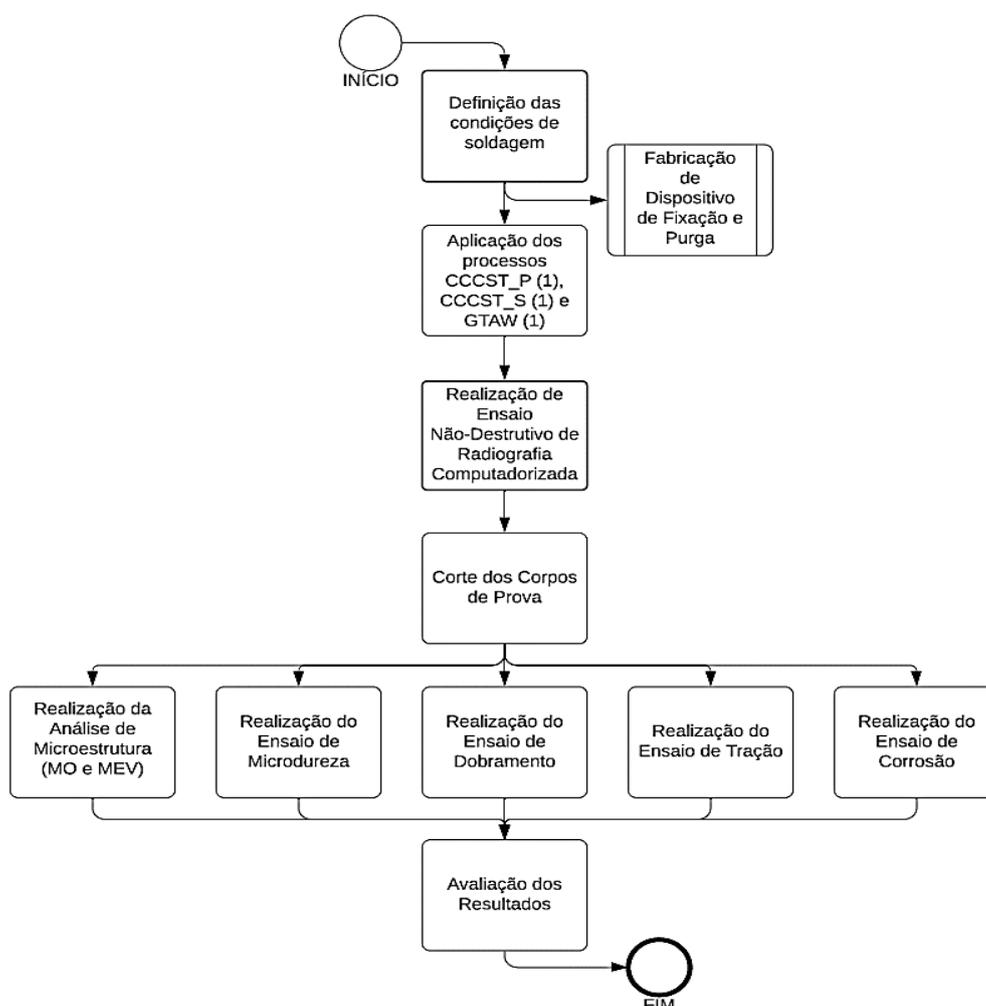
o que degrada significativamente a propriedade de tenacidade tanto da zona fundida como da ZTA da juntas produzidas.

Muitos estudos ainda têm sido conduzidos de forma a avaliar o comportamento destes aços inoxidáveis austeníticos, a partir da aplicação dos processos de soldagem, devido ao elevado grau de importância que tais materiais representam às mais diversas aplicações do nosso cotidiano. Nos capítulos seguintes serão apresentados as metodologias empregadas e resultados obtidos pela aplicação do processo derivativo de GMAW por curto-circuito controlado (CCC) pelo mecanismo de controle da transferência metálica pela tensão superficial no aço inoxidável austenítico AISI 304.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para viabilização do estudo em questão, foram realizadas as etapas conforme ilustra o fluxograma representado na Figura 14. Inicialmente, foi realizada a fabricação de amostras contemplando a execução dos processos de GTAW e GMAW com o processo de transferência metálica por curto-circuito a partir do controle da tensão superficial, com a tecnologia aplicada STT® - *Surface Tension Transfer* com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a proteção da purga na raiz, na posição de soldagem plana (1G). Foram produzidas uma amostra para cada aplicação, totalizando três amostras. Todas as amostras utilizaram como material de base chapas fabricadas em aço inoxidável austenítico da série 300, AISI A304, adquiridas no Grupo Açotubo. A composição química desse metal de base é apresentada na Tabela 4.

Figura 14 - Fluxograma da metodologia aplicada para viabilizar o estudo.



Fonte: A autora, 2020.

Tabela 4 - Composição Química do aço AISI A304.

	COMPOSIÇÃO (%)										
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Co
Certificado	0,034	1,110	0,400	0,001	0,033	8,030	17,660	0,171	0,247	0,003	0,196
AISI A304⁽¹⁾	0,080	2,000	1,000	0,030	0,045	11,000	20,000	(2)	(2)	(2)	(2)

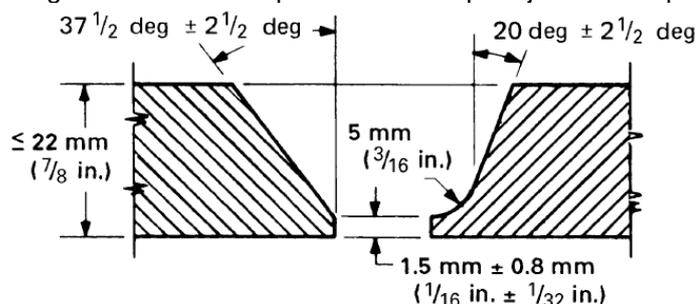
(1) Valores máximos (%);

(2) Os demais elementos devem somar até 0,100%.

Fonte: Adaptado de certificado Açotubo e ASTM INTERNATIONAL, 2018.

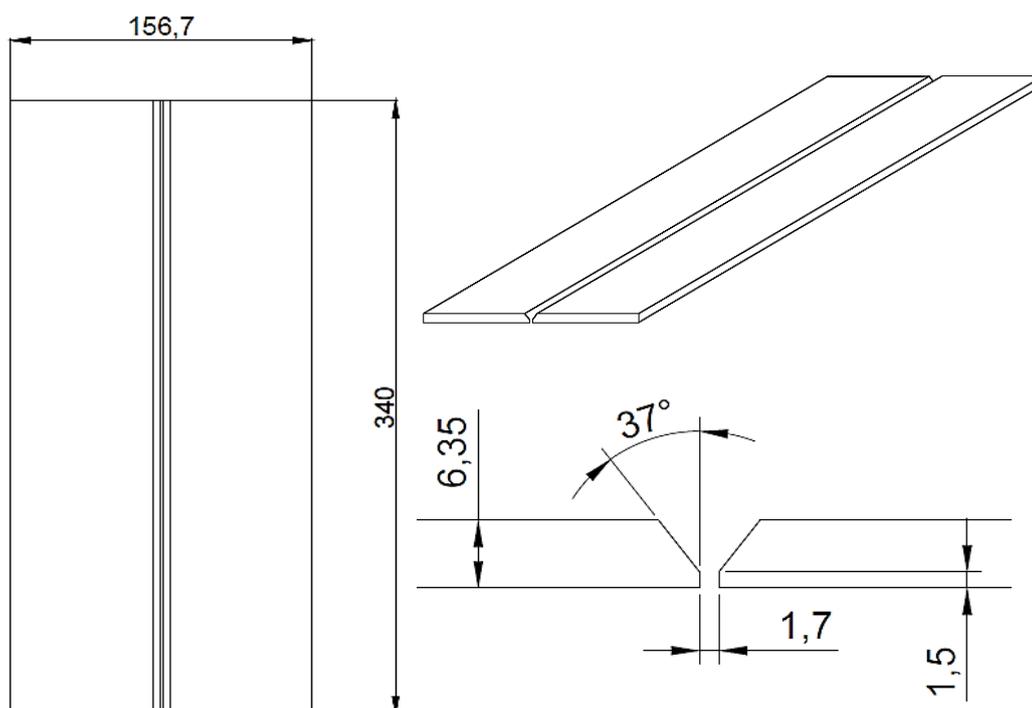
Para realização dos cordões, as chapas de metal base foram usinadas conforme dimensões apresentada na , seguindo critérios estabelecidos no item 328.4, do capítulo V, pela norma ASME B31.3 (2014), representado pela Figura 15:

Figura 15 - Detalhe típico do chanfro para juntas de topo.



Fonte: Adaptado de AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2014.

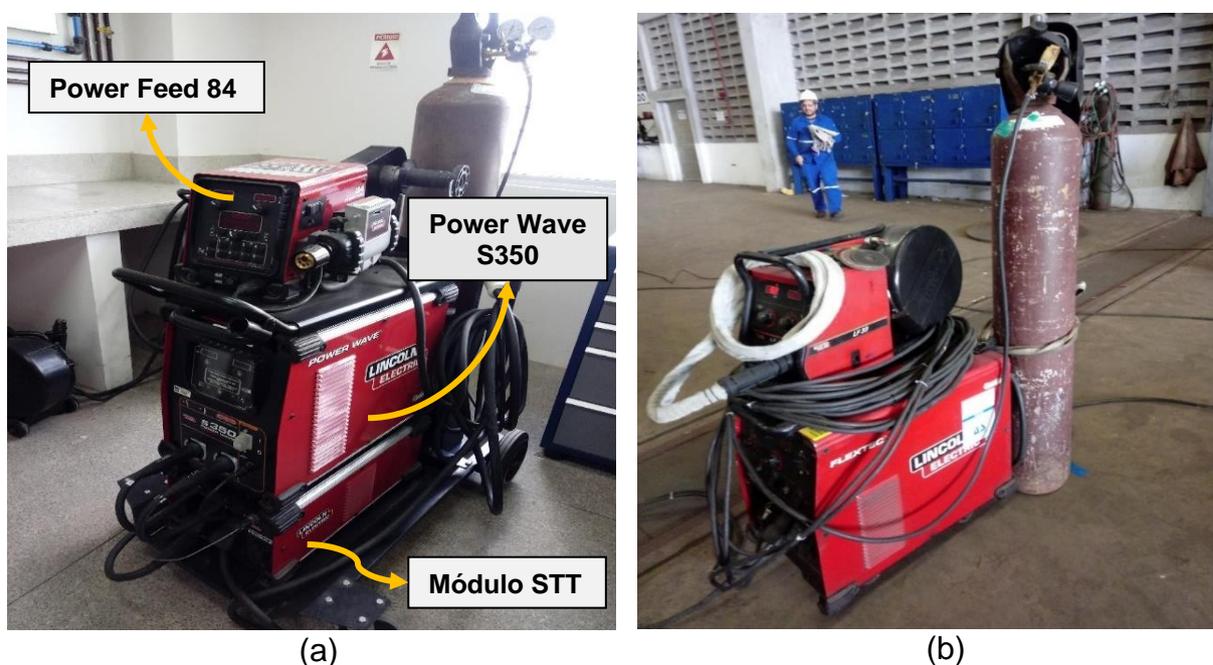
Figura 16 - Croqui com dimensões do material de base das amostras.



Fonte: A autora, 2020.

As fontes de soldagem utilizadas para execução destes experimentos foram a Power Wave S350 acoplada com o alimentador de arame simples Power Feed 84 e módulo STT, para realização das amostras utilizando o processo GMAW com transferência metálica por curto-circuito a partir do controle da tensão superficial; a Flextec 650X para realização das amostras utilizando o processo GTAW, ambas as fontes são fornecidas pela LINCOLN ELETRICS®. Os equipamentos utilizados são apresentados na Figura 17.

Figura 17 - Fontes de soldagem: (a) Power Wave S350 Lincoln Eletrics®; (b) Flextec 650X Lincoln Eletrics®.



Fonte: A autora, 2020.

Durante a aplicação da tecnologia associada ao curto-circuito controlado foi utilizando um sistema mecanizado de deslocamento da tocha (*Semiautomatic Gas Cutting Machine*), para alcançar uniformidade nos resultados de velocidade de soldagem entre os experimentos.

Na aplicação envolvendo a realização de soldagem com o processo GMAW com curto-circuito controlado, o metal de adição utilizado foi o arame sólido ER308LSi com diâmetro de 1,0 mm, adquirido na Novametal do Brasil Ltda. Na realização da soldagem com o processo GTAW, o metal de adição foi a vareta metálica ER308L com diâmetro de 2,4 mm, adquirido na Voestalpine Bohler Welding Soldas do Brasil

Ltda. A definição de tais materiais a serem aplicados às juntas soldadas seguiram as orientações estabelecidas pela norma ASME (*American Society of Mechanical Engineers*), BPVC (*Boiler and Pressure Vessel Code*) divisão IX (2017), que estabelecem padrões normativos para qualificação de procedimentos e operadores de soldagem e brasagem. A Tabela 5 apresenta a composição química dos metais de adição aplicados.

Tabela 5 - Composição química dos metais de adição.

Classif.	COMPOSIÇÃO (%)											
	Fe	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	N
Arame ER308LSi	67,99	0,02	1,99	0,81	0,001	0,028	9,34	19,55	0,08	0,10	0,01	0,089
Vareta ER308L	67,44	0,02	1,56	0,47	0,026	0,020	10,31	19,86	0,12	0,10	0,05	0,020

Fonte: Relatórios de composição química apresentados pela Novametal e Voestalpine, 2019.

A norma AWS (*American Welding Society*) A5.9/5.9M (2007), que especifica os materiais de adição de aços inoxidáveis, disserta que a composição nominal (percentual em peso) de arames e vareta 308 é de aproximadamente 21% de Cr e 10% de Ni. As especificações comerciais para cargas e metais comuns variam nos requisitos mínimos de liga; conseqüentemente, as denominações 18-8, 19-9 e 20-10 são frequentemente associados aos metais de adição dessa classificação. Essa classificação é mais frequentemente usada para soldar metais de composição semelhante, em particular a classe 304.

O metal de adição classificado como ER308L, possui baixo teor de carbono (máximo de 0,04%) o que reduz significativamente a possibilidade de precipitação de carbeto na zona termicamente afetada, já que teores maiores de carbono em aços austeníticos tende a precipitar carbeto de cromo do tipo $Cr_{23}C$ nas áreas adjacentes aos contornos de grão, reduzindo a concentração de cromo nessa região tornando-a susceptível à ataque corrosivo (CHIAVERINI, 1986). O controle da adição do elemento carbono gera o aumento da resistência à corrosão intergranular sem a necessidade de utilização de estabilizadores como nióbio, titânio, tungstênio, tântalo ou vanádio (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007).

Nos metais definidos como ER308LSi, possui a mesma classificação do ER308L, exceto pelo maior teor de silício, fato que melhora a aplicabilidade do metal de adição no processo de soldagem a arco com proteção gasosa. Entretanto, se a diluição pelo

metal de base produzir uma junta soldada com baixo percentual de ferrita ou matriz totalmente austenítica, a sensibilidade à trinca da solda é um pouco maior que a de um metal de solda com baixo teor de silício (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007).

Como afirmam Gamutan, Miki e Nagasaka (2020), é comum a adição dos elementos de liga silício (Si) e manganês (Mn) em arames para o aço ao C e baixa liga, com função principal de atuarem como desoxidantes. Estes elementos reagem com o O₂ durante a soldagem, formando uma fase vítrea sobre a superfície dos cordões após a solidificação e são de fácil remoção. Além disso, segundo a AWS (2007), os níveis mais altos de silício melhoram a característica de molhabilidade da poça de fusão. Por exemplo, para aumentos de 0,30 a 0,65% de silício, a melhoria é significativa.

O gás de proteção utilizado durante a aplicação do processo de GMAW por curto-circuito controlado foi a mistura de 98% de Ar e 2% CO₂, em volume, ONU 1956 CRONIGON 2 da fornecedora LINDE, com vazão de, aproximadamente, 15 L/min a fluir pela tocha. Durante a realização da soldagem pelo processo GTAW e para a proteção da purga na raiz, na aplicação de GMAW com curto-circuito controlado e GTAW, foi utilizado o gás 100% de argônio, ONU 1006 ARGONIO da fornecedora MESSER, mantendo a vazão de 15 L/min a fluir pela tocha e de 20 L/min para a proteção da purga em ambas as aplicações.

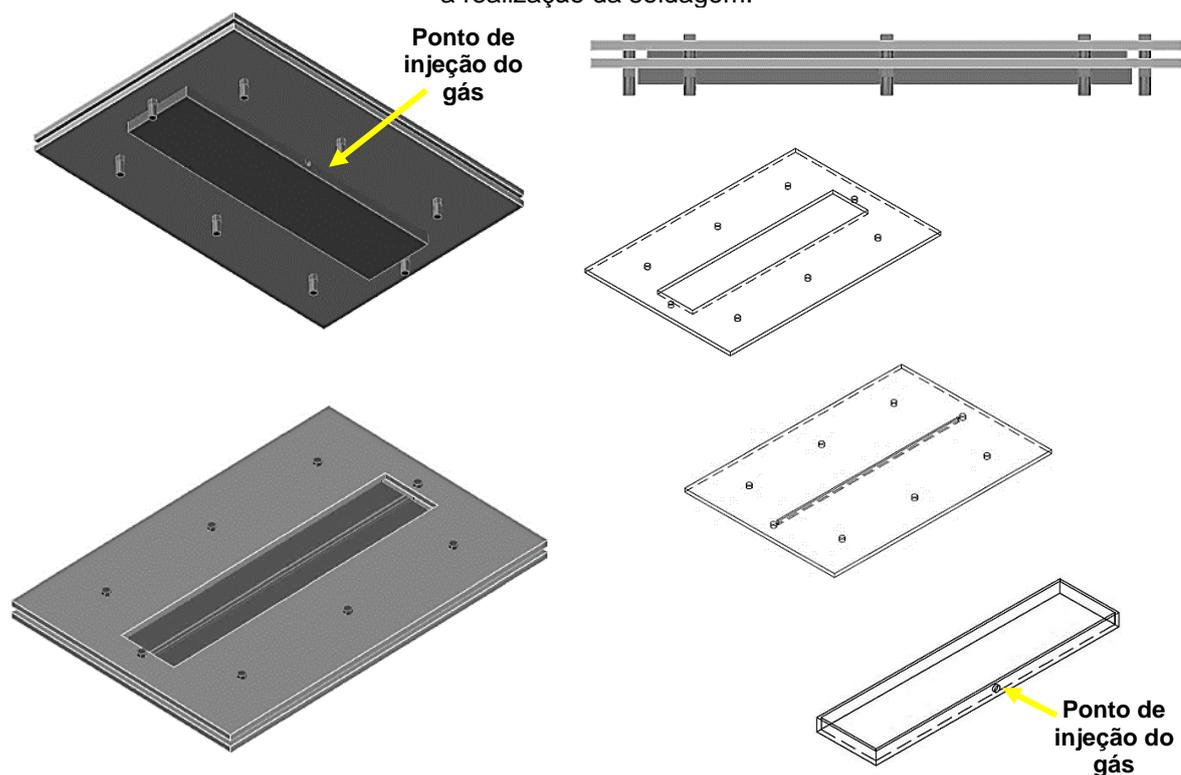
A soldagem de materiais menos reativos, como os aços inoxidáveis, a partir da aplicação do processo GMAW, demanda um determinado percentual de gases ativos para estabilidade do arco elétrico. A utilização do gás argônio (Ar) em mistura com um gás oxidante como, por exemplo, o CO₂, garante a estabilidade do arco ao facilitar a emissão de íons pelo mecanismo emissão de campo, também conhecida por emissão catódica (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007; NADZAM, 2014).

A utilização de gases com diferentes composições foi determinado conforme às características distintas dos processos GMAW e GTAW, seguindo recomendações de normas pertinente (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007) e dos fabricantes das fontes de energia utilizadas.

Para viabilizar a proteção da purga no passe de raiz durante aplicação dos processos de GMAW com curto-circuito controlado e GTAW foi projetado e fabricado um dispositivo utilizando como material de base o aço inoxidável austenítico da série 300, ASTM A304. A Figura 18 apresenta o detalhamento do projeto em questão.

O projeto desse dispositivo definiu a aplicação de material de mesma composição do material de base das amostras, com o objetivo de evitar qualquer contaminação destas durante aplicação do ciclo térmico da soldagem, dificultando a influência de fatores não planejados na execução dos experimentos.

Figura 18 - Croqui do dispositivo para fixação das amostras e aplicação da proteção da purga durante a realização da soldagem.



Fonte: A autora, 2020.

O dispositivo além de garantir a vazão do gás de purga na região do passe de raiz, sendo este o primeiro cordão a ser produzido durante a soldagem, também foi importante para restrição do movimento das peças evitando assim o empenamento destas, além de certificar o devido posicionamento e alinhamento das partes constituintes das amostras.

3.1 PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS

A execução das amostras contemplou os processos de GTAW e GMAW com o processo de transferência metálica por curto-circuito a partir do controle da tensão superficial, com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a proteção do gás purga na raiz, na posição de soldagem plana (1G), conforme os parâmetros detalhados na Tabela 6.

Para cada aplicação foi produzida uma amostra/junta de 350mm de comprimento, totalizando três, e a partir do corte destas amostras foram removidos os corpos de prova para os ensaios propostos. Em todas as aplicações foram depositados três cordões (passes) para o devido preenchimento do chanfro projetado.

Tabela 6 - Parâmetros adotados na execução da soldagem nas três amostras.

TAG Amostra	CCCST_S			CCCST_P			GTAW		
	1º	2º	3º	1º	2º	3º	1º	2º	3º
Passe									
Velocidade de alimentação (m/min)	4,01			4,01			-		
DBP* (mm)	3,3			3,3			-		
Gás de Proteção	98%Ar/2%CO2			98%Ar/2%CO2			99,9%Ar		
Velocidade de soldagem (mm/s)	4,02			4,02			0,77	2,58	3,37
Abertura de raiz (mm)	1,7			1,7			4,5		
Vazão de Gás Tocha (L/min)	15			15			15		
Vazão da Purga (L/min)	-			20			20		
Corrente de Base (A)	100			100			-		
Corrente de Pico (A)	71			71			-		
Corrente de Saída (Tailout)	4			4			-		
Corrente média (A)	98	100	100	98	100	99	108	185	185
Tensão média (V)	15,4	15,5	14,9	15,3	15,4	15,3	11	13	13,6
Purga	não			sim			sim		

*DBP = Distância Bocal-Peça.

Fonte: A autora, 2020.

As discussões a respeito das estratégias adotadas para obtenção destes parâmetros otimizados serão abordadas no capítulo de Resultados e Discussão.

3.2 REALIZAÇÃO DE ENSAIO NÃO DESTRUTIVO DE RADIOGRAFIA COMPUTADORIZADA

Após a produção das amostras, foi realizado o ensaio não destrutivo de radiografia computadorizada (nível I) para avaliação da integridade dos cordões produzidos a partir da aplicação dos diferentes processos de soldagem, com objetivos de verificar a ocorrência de possíveis descontinuidades internas da junta soldada.

A fonte radiográfica utilizada foi da ICM modelo CP120B, com o tipo de feixe direcional, tamanho do foco 08 × 0,5 mm, tensão máxima de aplicação 120 kV e corrente máxima 1 mA, acoplado ao leitor (scanner) DURR NDT modelo HD-CR 35 com software D-Tec associado, utilizando o *Imaging Plate* DURR NDT modelo F-CAS

43 × 12 cm (*Basic Spatial Resolution* - SR_b 30 μm), produzindo imagens a partir da aplicação de feixe de laser na ordem de 20 μm . Os parâmetros estabelecidos para execução do ensaio de radiografia computadorizada estão descritos na Tabela 7:

Tabela 7 - Parâmetros utilizados durante o ensaio de radiografia computadorizada.

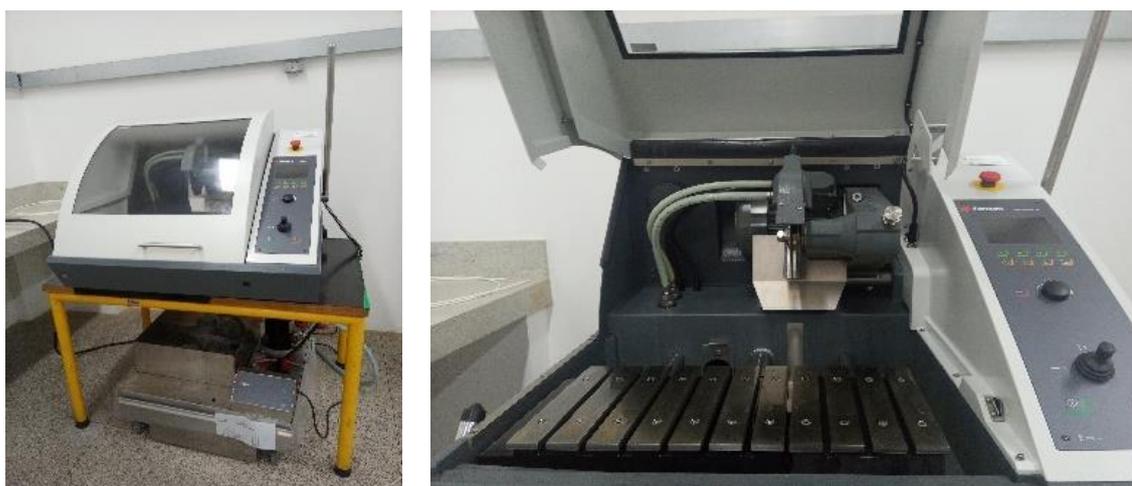
Tensão	Corrente	Distância Fonte-Peça	Tempo de Exposição	IQI
120 kV	1 mA	1000 mm	300 s	D15+

Fonte: A autora, 2020.

3.3 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL POR MICROSCOPIA

As amostras relativas aos experimentos executados foram retiradas a partir de realização de cortes no sentido transversal da amostra, utilizando equipamento de corte semi-automático, modelo DiscoTom - 10 da fabricante STRUERS, disponível no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM), conforme mostra a Figura 19, equipado com disco abrasivo dotado de sistema de fixação, com a qual foi possível extrair uma parcela da junta produzida contemplando os três cordões depositados, incluindo a região da zona termicamente afetada e parte do metal de base não afetado pelo calor.

Figura 19 - Equipamento de corte das amostras para análise microestrutural.



Fonte: A autora, 2020.

De maneira a facilitar o manuseio das amostras bem como permitir a realização do processo de lixamento de forma segura, as amostras foram embutidas em material polimérico (baquelite), utilizando uma embutidora modelo PRE-40Mi (Arotec).

Após o processo de embutimento, seguiu-se a preparação de superfície das amostras por meio de lixamento em equipamento elétrico (lixadeira/politriz) modelo Aropol 2V da Arotec, utilizando diferentes lixas com granulometrias de abrasivos de #180, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500, para preparação das superfícies com a retirada de riscos e marcas mais profundas na superfície, como preparativo à etapa do polimento.

O procedimento de preparação metalográfica da superfície com a utilização de lixas abrasivas, aplicadas na politriz elétrica (Arotec) foi realizado por meio do contato da amostra com as superfícies abrasivas de forma sequenciada da mais abrasiva (menor granulometria) para a menos abrasiva, concluindo o processo com o polimento em tecido macio com aplicação da pasta abrasiva diamantada (grana 1 micra).

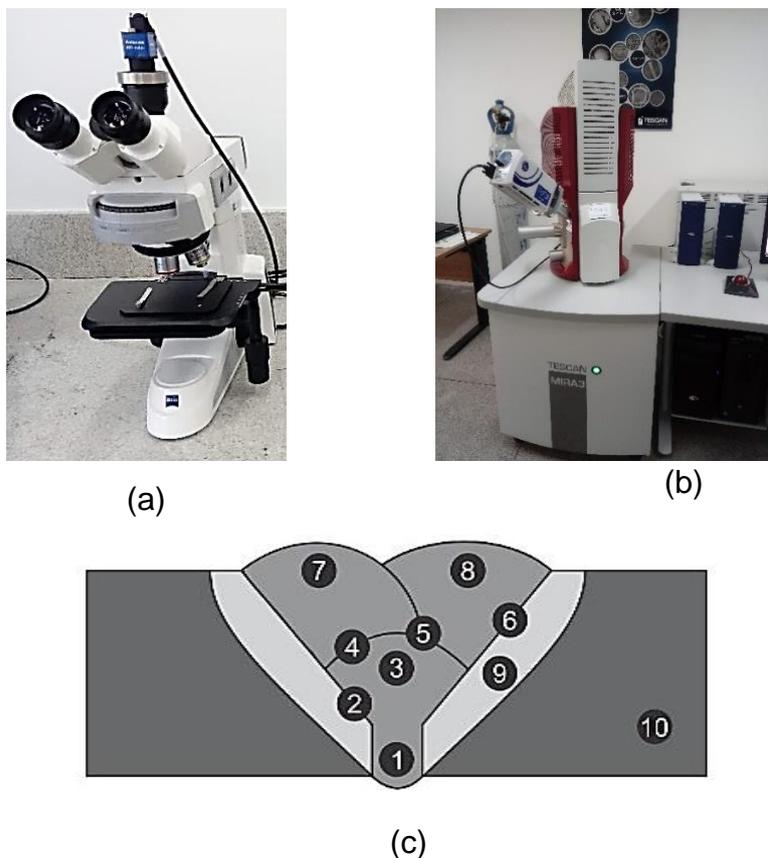
Após a preparação metalográfica, foi realizado o ataque eletroquímico com solução de Ácido Oxálico a 10% (preparação de 10 g de ácido oxálico e 90 ml de água destilada), utilizando a tensão de 3 V, com amostra imersa em solução por 75 s, para visualização das fases presente na microestrutura das amostras.

A etapa seguinte da caracterização foi determinada pela utilização do microscópio ótico, ZEISS modelo AXIO LAB A1 acoplado com câmara digital Axiocam 105 Color e com o software associado Zeiss Blue, além da utilização do Microscópio Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (MEV/EDS) da Tescan modelo MIRA3, ambos equipamentos disponíveis no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM), com o objetivo de realizar a avaliação da microestrutura formada pela exposição ao ciclo térmico resultante do processo de soldagem. Ambos os equipamentos são apresentados nas Figuras 20 (a) e (b).

A caracterização macroestrutural foi viabilizada pela utilização do Estereoscópio também da ZEISS modelo STEMI 2000 com câmara digital Axiocam 105 Color acoplada e com o software associado Zeiss Blue.

Para facilitar a análise microestrutural comparativa entre as diferentes aplicações/amostras, a coleta das imagens seguiu um mapeamento conforme apresentado na Figura 20(c).

Figura 20 - Equipamentos utilizados para avaliação microestrutural (a) Microscópio Óptico, (b) Microscópio Eletrônico de Varredura e (c) mapeamento para coleta das imagens nos microscópios.



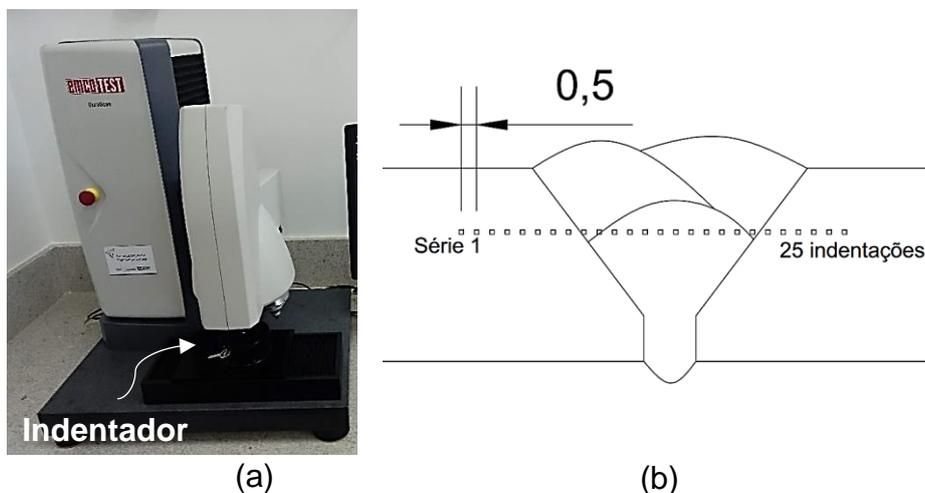
Fonte: A autora, 2020.

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS DE MICRODUREZA, TRAÇÃO E DOBRAMENTO

Para determinação dos valores de dureza nas diferentes regiões de cada amostra (zona fundida – ZF, zona termicamente afetada – ZTA e metal de base – MB) foi realizado o ensaio de microdureza Vickers utilizando como ferramenta o Microdurômetro Durascan Emcotest Modelo G5, Figura 21 (a), localizado no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM).

As medições foram realizadas na seção transversal dos três corpos de prova removidos de diferentes regiões de cada amostra, conforme recomendações da ASTM E384-17 (2017). A carga aplicada foi de 200 kgf, por um período de 15 s e distância entre as indentações de 0,5 mm. A Figura 21 (b) ilustra, esquematicamente, a posição das indentações nos corpos de prova.

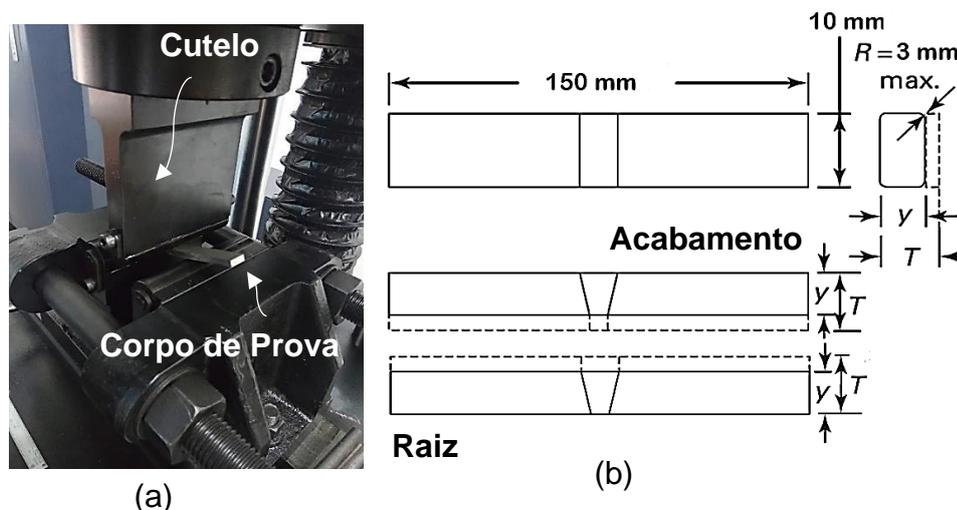
Figura 21 - Ensaio de Microdureza Vickers: (a) equipamento utilizado e (b) esquemático da localização das indentações produzidas durante o ensaio.



Fonte: A autora, 2020.

Seguindo as instruções do QW-161 na norma ASME IX (2017) e item 8 da norma ASTM E190-14 (2014), os corpos de prova para o ensaio de dobramento foram fabricado de acordo às dimensões apresentadas na Figura 22 (b). Os corpos de prova foram usinados nas extremidades com raio máximo de 3 mm e o reforço e excedente de material na face da raiz foram removidos para obter equivalência entre a espessura final do corpo de prova (T) e a espessura do metal de base (Y).

Figura 22 - Ensaio de dobramento: (a) equipamento utilizado e (b) dimensões dos corpos de prova fabricados para o ensaio.



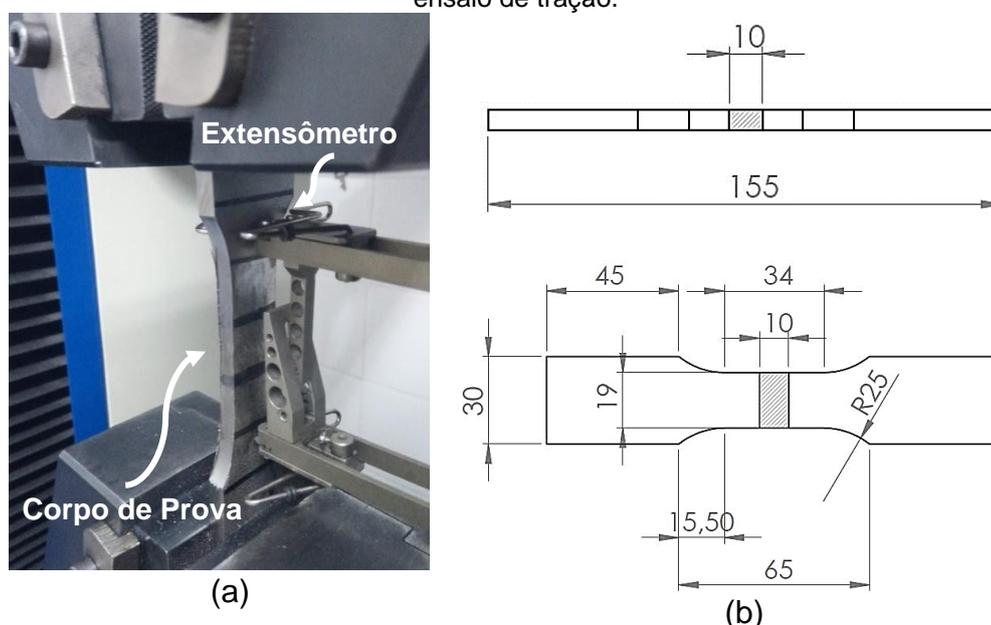
Fonte: Adaptado de AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2017 e ASTM INTERNATIONAL, 2014.

O ensaio de dobramento foi realizado na máquina de ensaio mecânico universal E64.605, com carga máxima de 600 kN (MST), localizada no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM), posicionando os corpos de prova entre dois apoios com a distância de 41,3 mm e aplicando um cutelo com raio de 12 mm, conforme ilustra a Figura 22 (a). O cordão de solda foi posicionado no ponto central da distância entre os apoios com o eixo do corpo de prova perpendicular ao eixo longitudinal do cutelo. De cada amostra foram produzidos dois corpos de prova para avaliação da face de raiz e dois corpos de prova para avaliação da face de acabamento (SILVA *et al.*, 2019).

Após o ensaio de dobramento, foi realizado um ensaio não destrutivo de líquido penetrante nas faces de interesse, para verificar o aspecto superficial dos corpos de prova e facilitar a interpretação dos resultados.

Conforme instruções estabelecidas no item QW-462 da ASME IX (2017) e item 6 da norma ASTM E8/8M-13 (2013), foram fabricados corpos de prova para realização do ensaio de tração em conformidade com as dimensões apresentadas na Figura 23 (b), para cada amostra produzida pelos diferentes tipos de processo sob avaliação.

Figura 23 - Ensaio mecânico de tração e croqui do corpo de prova produzido para realização do ensaio de tração.



Fonte: A autora, 2020.

O ensaio de tração foi realizado, à temperatura ambiente, na máquina de ensaios mecânicos DL10000, de carga máxima 100 kN (MST), localizada na oficina de ensaios

mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica, posicionando os corpos de prova entre os dois pontos de apanha com distância de, aproximadamente, 100 mm entre as garras. O cordão de solda foi posicionado perpendicularmente ao eixo de deslocamento do equipamento, conforme apresenta a Figura 23 (a). De cada amostra foram produzidos três corpos de prova para avaliação de tração (SILVA *et al.*, 2019).

A partir deste ensaio de tração foi possível determinar os valores de tensão de escoamento, tensão limite de resistência à tração e o alongamento associado ao material aplicado.

As superfícies de fratura foram avaliadas a partir da utilização do Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV) da Tescan modelo MIRA3.

3.5 REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

Para avaliação da influência das diferentes aplicações na resistência à corrosão das amostras, foi realizado o ensaio de polarização potenciodinâmica em três corpos de prova removidos de cada amostra produzida, totalizando nove corpos de prova, conforme os requisitos estabelecidos pela norma ASTM G61-86 (2018).

Este método promove a polarização do material passivável, como o aço austenítico em questão, em potenciais ligeiramente abaixo do seu Potencial de Circuito Aberto (PCA), também conhecido como potencial de corrosão, avaliando desde reações catódicas até o início de reações anódicas, após ultrapassar o respectivo PCA (GENTIL, 2014).

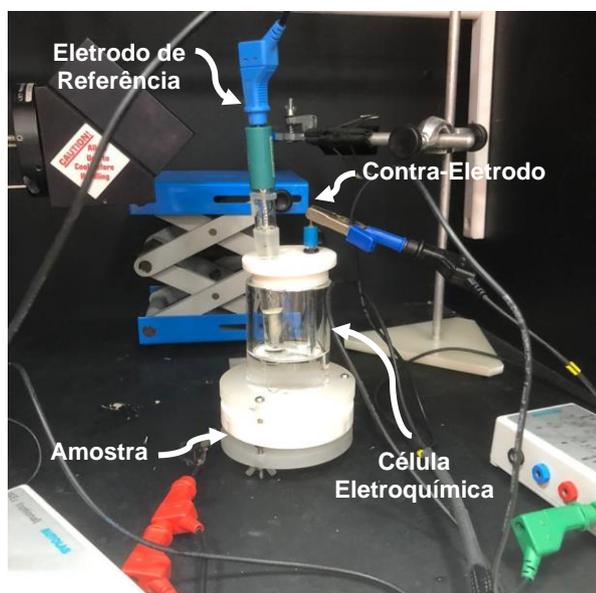
A alteração deste potencial de corrosão pelo processo de circulação de corrente ou aplicação de um potencial externo, quando o material é exposto à uma solução eletrolítica, pode ser definida como polarização (KELLY *et al.*, 2002; GENTIL, 2014).

As reações anódicas e catódicas são controladas pela energia de ativação para a reação de corrosão. A análise destas reações eletroquímicas que ocorrem na superfície do material permite gerar curvas de potencial por meio da densidade corrente como forma de avaliação da susceptibilidade à corrosão localizada dos materiais passiváveis (KELLY *et al.*, 2002).

O eletrólito aquoso aplicado sobre a superfície da raiz das juntas soldadas, foi a solução produzida a partir de água destilada e NaCl, à 3,5% de concentração, à temperatura ambiente. A área de análise da amostra (área exposta) submetida ao ensaio foi de aproximadamente 1 cm².

Os valores de potencial (em V_{AgCl}) e densidade de corrente (em $\mu A/cm^2$) das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica foram obtidos por meio da utilização do potenciostato AUTOLAB associado ao software Nova Autolab, utilizando como eletrodo de referência $Ag / AgCl_3 / KCl_{saturado}$. O intervalo de varredura potencial foi a partir de 0,3 V abaixo do potencial de circuito aberto e 1 V acima, a velocidade potencial de varredura foi de 50 mV/s. A Figura 24 apresenta o conjunto montado para viabilização do ensaio. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Microscopia e Microanálise do CETENE.

Figura 24 - Conjunto montado para o ensaio de Polarização Potenciodinâmica.



Fonte: A autora, 2020.

As superfícies dos corpos de prova após a polarização foram avaliadas a partir da utilização do Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV) da Tescan modelo MIRA3, para avaliação do mecanismo de corrosão associado.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos após aplicação dos processos de soldagem GTAW e GMAW por curto-circuito controlado no aço inoxidável A304.

4.1 DEFINIÇÃO DAS CONDIÇÕES DE SOLDAGEM

Para produção das amostras que serviram de base para o presente estudo, fez-se necessária, a definição de parâmetros adequados para aplicação dos processos GTAW e GMAW por curto-circuito controlado em juntas com geometria definida, sobre o material especificado, aço inoxidável austenítico AISI A304.

4.1.1 Processo GTAW

O processo GTAW é, ainda, a alternativa mais aplicada na execução do passe de raiz em tubulações industriais, e, por isso, estudos anteriores apresentam parâmetros em aplicações de sucesso deste processo na soldagem do aço A304. Autores como Yilmaz e Uzun (2002); Giridharan e Murugan (2009); Kumar e Shashi (2011); Shit, Kuppusamy e Ningshen (2019), dissertam a respeito desse tipo de aplicação sob diferentes perspectivas de análise, porém serviram de base para definição do principal parâmetro entrada para viabilizar a soldagem GTAW, o valor da corrente elétrica. A Tabela 8 apresenta os intervalos de corrente definidos de acordo ao passe (cordão) depositado.

Tabela 8 - Intervalos de corrente para aplicação do processo GTAW.

Aplicação	Corrente (A)
1º PASSE	80 - 110
Demais Passes	170 - 190

Fonte: a autora, 2020.

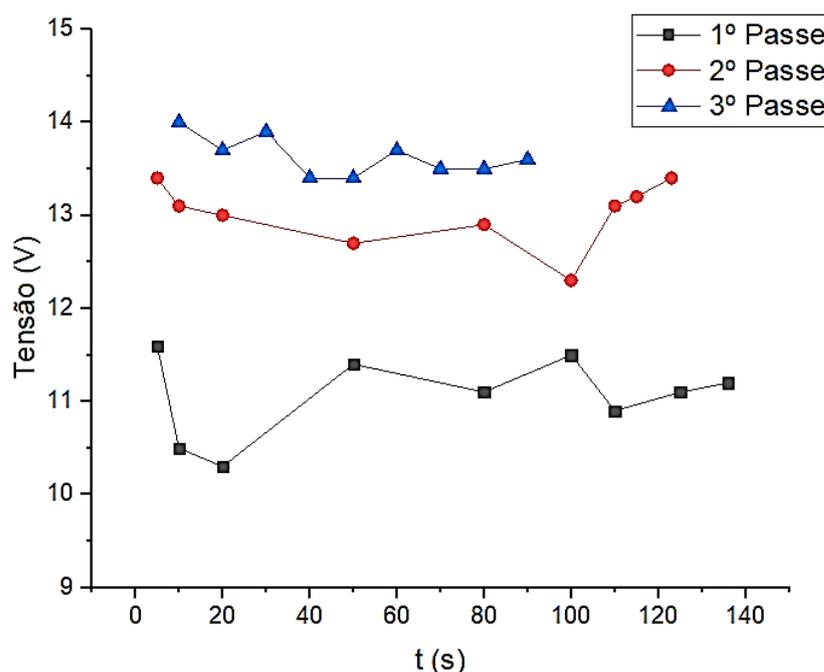
O valor de corrente adotado para a realização do primeiro passe tem seu valor reduzido para controle da energia de soldagem imposta ao sistema, controlando assim a penetração na raiz (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; CASTRO, 2011).

Após a realização de testes iniciais, adotando como critério de avaliação a penetração adequada do primeiro passe (raiz), conforme recomendação da ISO 5817 (2007), bem como o devido preenchimento do chanfro, foi possível determinar os valores nominais de aplicação de cada deposição, sendo 108 ampères para o primeiro passe e 185 ampères para os demais (2º e 3º passes), conforme descreve Tabela 6.

O avanço da tocha durante a soldagem pelo processo GTAW foi realizada de forma manual, portanto o controle do comprimento do arco está diretamente relacionado à habilidade do profissional envolvido na atividade (soldador). Essa variação reflete nos valores de tensão apresentado pelo sistema (Figura 25) (ASM INTERNATIONAL, 1993; WAINER, BRANDI e MELLO, 2004).

A Figura 25 apresenta a flutuação nos valores de tensão medidos durante a produção dos cordões de solda pela aplicação do processo GTAW. A geometria do chanfro contribuiu para que, durante a execução do primeiro passe, houvesse a necessidade de aproximação do eletrodo de tungstênio à peça para garantir a penetração adequada à raiz, reduzindo assim o comprimento do arco elétrico, resultando em menores valores nominais de tensão nesta etapa. Além do nível de dificuldade para execução deste cordão contribuir para uma maior variação nos valores de comprimento do arco e tensão.

Figura 25 - Variação dos valores de tensão durante aplicação do processo GTAW.



Fonte: A autora, 2020.

O aumento da corrente para execução dos segundo e terceiro passes, de 108 A para 185 A (acréscimo de 72%), resultando no aumento dos valores de tensão apresentados pelo sistema, pois os demais parâmetros como tipo e vazão de gás, tipo e diâmetro do metal de adição foram mantidos constantes durante toda aplicação (WAINER, BRANDI e MELLO, 2004).

Definidos os valores de corrente, tensão, velocidade de soldagem e rendimento térmico (GONÇALVES *et al.*, 2006), foi possível determinar o aporte térmico, H, valores apresentados, por passe executado, na Tabela 9.

Tabela 9 - Parâmetros apresentados durante a soldagem GTAW.

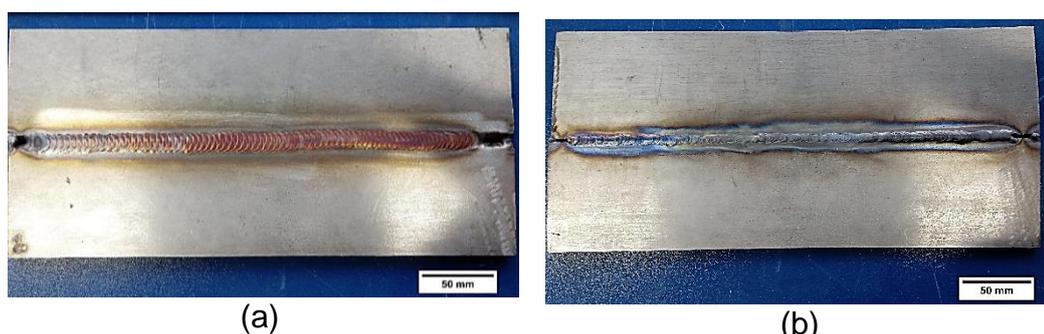
Processo	Gás de proteção	Velocidade de soldagem (mm/s)	Corrente média (A)	Tensão média (V)	η	H (kJ/mm)	H _i (kJ/mm)	Passe
GTAW	99,9%Ar	0,77	108	11,0	56%	1,522	0,869	1º
	99,9%Ar	2,58	185	13,0	56%	0,931	0,521	2º
	99,9%Ar	3,37	185	13,6	56%	0,747	0,418	3º

Fonte: A autora, 2020.

Apesar de aplicar uma corrente menor no primeiro passe, este apresentou um aporte térmico maior, devido à velocidade de soldagem imposta ter sido muito inferior aos demais passes.

A Figura 26 apresenta a amostra produzida a partir da aplicação do processo GTAW, conforme condições descritas.

Figura 26 - Amostra produzida pelo processo GTAW: (a) reforço e (b) raiz.



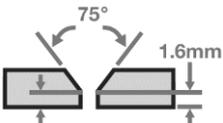
Fonte: A autora, 2020.

4.1.2 Processo GMAW por Curto-Circuito Controlado

Após consulta às recomendações do fornecedor da fonte de energia, Lincoln (2015), com a tecnologia associada do curto-circuito controlado a partir da

transferência pelo controle da tensão superficial e normas como ASME IX (2017) e AWS A5.9/5.9M (2007), relacionadas à aplicações que envolvam a soldagem de materiais em aço inoxidáveis com deposição sobre a configuração de chanfro em formato tipo V. Conforme estabelecido na norma ASME B31.3 (2014), em concordância com a proposta de aplicação desta tecnologia na execução do passe de raiz em tubulações industriais, foi possível definir os parâmetros iniciais para ajuste da fonte, tais como mistura de gás de proteção, tipo de metal de adição e diâmetro do arame, além de apresentar configuração do chanfro e o intervalo de velocidade de alimentação do arame/eletrodo. A Tabela 10 apresenta as informações consultadas/recomendadas.

Tabela 10 - Parâmetros para aplicação do curto-circuito controlado em aços inoxidáveis.

Configuração do Chanfro	Mistura de Gás	Metal de Adição	Diâmetro do arame	Nariz do chanfro	Velocidade de alimentação
	98%Ar / 2%CO ₂	ER308LSi	1.0 mm	1.6 mm	3 – 5 m/min

Fonte: Adaptado de LINCOLN ELETRIC, 2015.

Cabe destacar a diferença de composição do gás de proteção na aplicação do processo de soldagem por curto-circuito controlado, pois conforme detalha Scotti e Panomarev (2014), a mistura entre o gás argônio e o oxidante dióxido de carbono é muito aplicada durante a execução de processos de soldagem como o GMAW. Na soldagem de aços inoxidáveis, o teor do dióxido de carbono é reduzido para percentuais menores que 3%, contribuindo para ocorrência da transferência metálica por curto-circuito, aumentando a energia térmica associada e contribuindo para a estabilidade do arco elétrico nesses tipos de aplicação, além de favorecer a redução do volume de respingos e melhorar o aspecto do cordão (NADZAM, 2014).

Experimentos iniciais permitiram a definição dos demais parâmetros de entrada, tais como corrente de base (*background*), corrente de pico (*peak current*) e corrente de saída (*tailout*), para a correta programação da fonte de energia utilizada para aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado, adotando como critérios de avaliação a penetração adequada do primeiro passe (raiz), de acordo a recomendações da ISO 5817 (2007), o devido preenchimento do chanfro, ausência de defeitos entre passes, e bom acabamento do cordão. Na Tabela 11, é possível

visualizar as variações entre os experimentos realizados, a fim de alcançar os critérios estabelecidos. Após a inspeção visual das amostras produzidas com as variações apresentadas, foi possível realizar as observações descritas na Tabela 12.

A Figura 27 apresenta imagens obtidas da superfície da raiz, indicando a condição estabelecida de penetração do cordão produzido. Nas Figuras 27 (a) e (b) representando os experimentos 4 e 7 (Tabelas 11 e 12), é possível visualizar que não houve penetração na execução do primeiro passe da raiz ao longo do chanfro, fato atribuído, em 27 (a), ao baixo valor ajustado para a corrente de base e, em 27 (b), devido ao posicionamento inadequado da tocha ao longo de seu deslocamento, além da abertura da raiz estar inadequada em ambos os casos.

Tabela 11 - Definição dos parâmetros corrente de base, corrente de pico e corrente de saída.

Experimento	Velocidade de alimentação (m/min)	DBP ¹ Raiz/Ench ²	Velocidade de soldagem (mm/s)	Abertura de raiz	Corrente de Base	Corrente de Pico	Tailout	Corrente média (A)	Tensão média (V)
1	126	5,4/6,9	4,02	1	80	260	4	82	14,7
2	126	5,4/6,9		1	68	80	2	67	14,2
3	126	5,4/6,9		1	68	80	0	64	14,5
4	126	5,4/6,9		1	66	71	4	76	13,3
5	158	5,4/6,9		1	100	71	5	99	14,7
6	158	5,4/6,9		1	100	71	4	101	14,3
7	158	5/6,5		1	100	71	4	100	14,5
8	177	5/6,5		1	100	71	4	101	14
9	158	3,3/3,3		1,7	100	71	4	100	15,1
10	158	3,3/3,3		1,7	100	71	4	101	15

¹DBP: Distância bocal-peça;

²Raiz/Ech = Para passes de Raiz / Enchimento

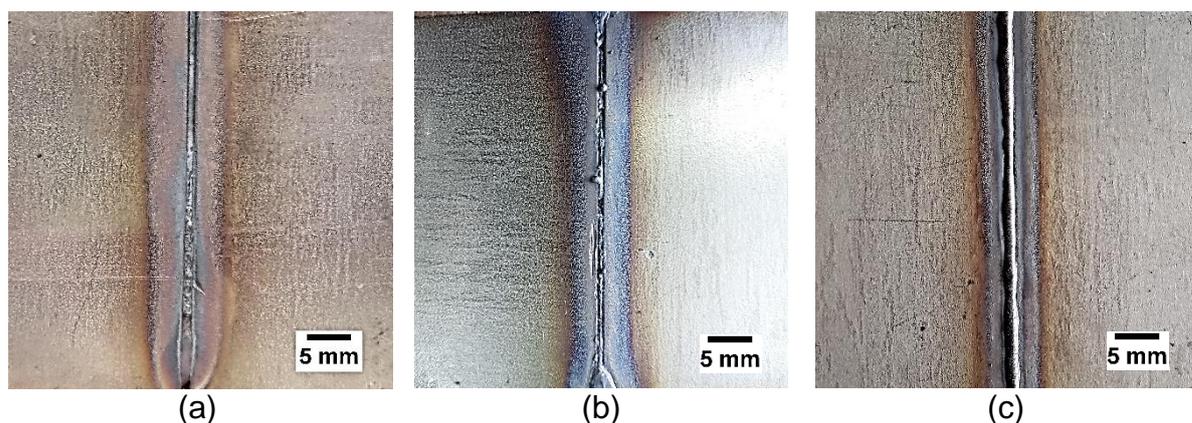
Fonte: A autora, 2020.

Tabela 12 - Conclusões após inspeção visual das amostras.

Experimento	Conclusão
1	sem penetração/cordão mais largo
2	sem penetração no 1º passe
3	sem penetração no 1º passe
4	sem penetração no 1º passe
5	Penetração adequada / erro de programação da fonte
6	Penetração adequada / defeito entre passes
7	Pouca penetração / erro de posicionamento da tocha
8	sem penetração / abertura inadequada
9	Penetração adequada / defeito entre passes
10	Penetração adequada/sem defeitos entre passes/bom acabamento

Fonte: A autora, 2020.

Figura 27 - Experimentos iniciais para definição dos parâmetros correntes de base, de pico e de saída. (a) experimento 4; (b) experimento 7; (c) experimento 10.



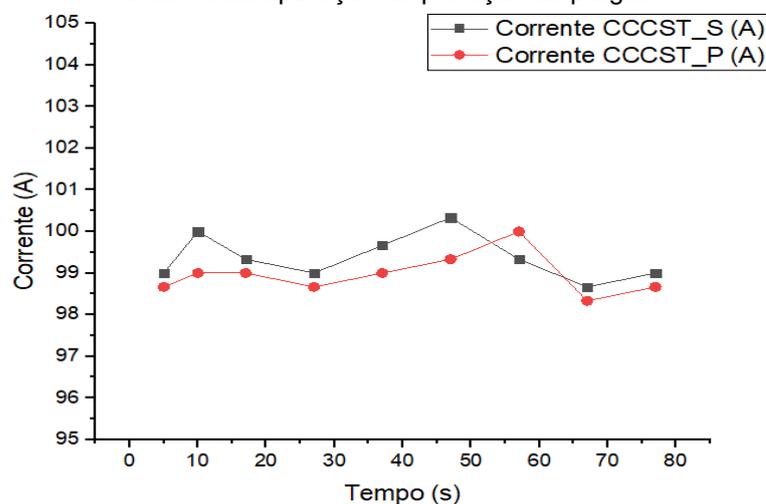
Fonte: A autora, 2020.

O experimento 10 (Tabelas 11 e 12), representado pela Figura 27 (c), atendeu aos critérios estabelecidos, definindo os parâmetros para realização das amostras finais da aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado pela transferência por controle da tensão superficial.

Ao selecionar o tipo de programação não sinérgica, permitiu-se o ajuste independente dos parâmetros de velocidade de alimentação de arame, corrente de base, corrente de pico e corrente de saída, personalizando estes parâmetros para atender aos critérios estabelecidos, de acordo à configuração da junta adotada. Como

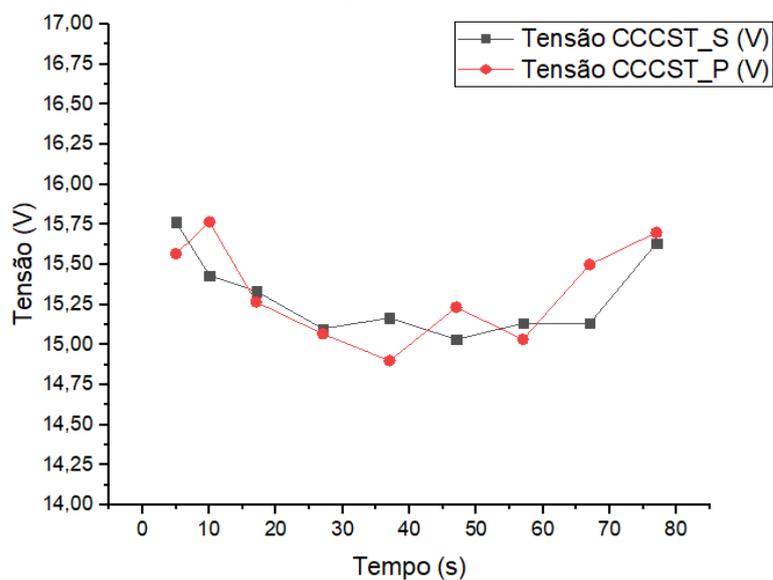
resultado dos valores ajustados, as Figuras 28 e 29 apresentam as curvas de corrente e tensão durante a aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado.

Figura 28 - Valores de corrente durante aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado com e sem aplicação da proteção da purga.



Fonte: A autora, 2020.

Figura 29 - Valores de tensão durante aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado com e sem aplicação da proteção da purga.

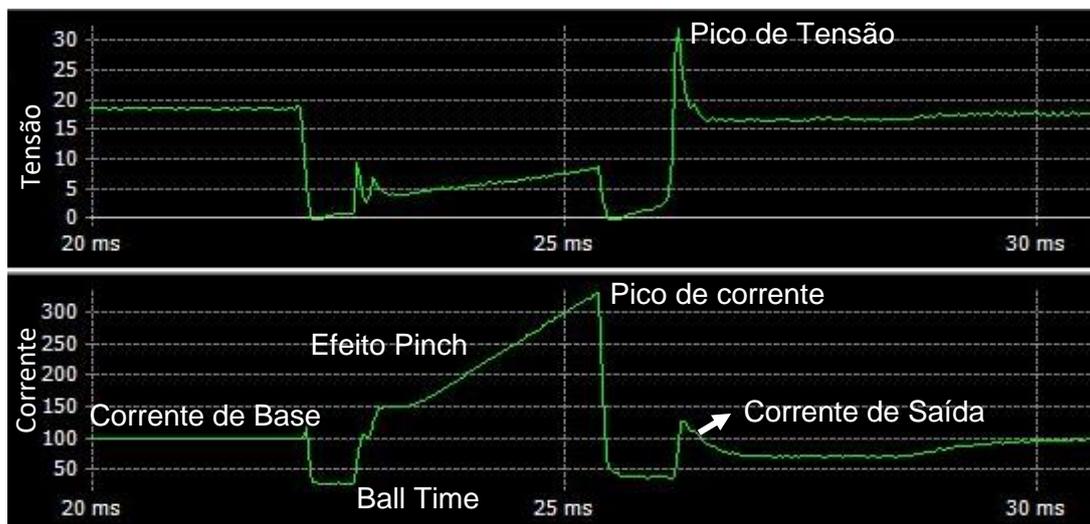


Fonte: A autora, 2020.

Nas relações entre a corrente e tensão durante a aplicação, a variação é discreta considerando intervalos maiores de tempo, evidenciando a estabilidade do processo frente às condições impostas. No entanto, ao reduzir o intervalo de aquisição destas

variáveis, é possível identificar as curvas de característica dinâmica da fonte durante a aplicação, no intervalo de um ciclo do curto-circuito controlado, conforme demonstra a Figura 30.

Figura 30 - Curvas de característica dinâmica da fonte de aplicação do curto-circuito controlado.



Fonte: A autora, 2020.

A curva apresentada na Figura 30 inicia pela indicação da corrente de base (*background*), ajustada para o valor de 100 A (Tabela 6), representando o momento que o eletrodo/arame se aproxima da peça de trabalho. Este parâmetro foi responsável por controlar a penetração da junta soldada, o valor de aporte térmico e o tamanho das gotas formadas na ponta do eletrodo (DERUNTZ, 2003; NADZAM, 2014).

Antes de formar a ponte metálica entre o metal fundido e a poça de fusão, ao final do patamar da corrente de base, o módulo sensor da fonte detectou uma redução na tensão, atingindo o valor zero, resultando na redução da corrente nesse instante, caracterizando o intervalo de formação da gota. Nesse momento a ponte metálica característica do curto-circuito é estabelecida.

Durante o empescoçamento, para a fusão entre o eletrodo/arame e o metal base, o sistema de controle eletrônico da fonte elevou, de forma controlada, o valor da corrente, atingindo valores superiores a 300 A (pico de corrente), para viabilizar a deposição da gota, a partir do aumento da intensidade das forças eletromagnéticas. Essa etapa é descrita, na Figura 30, como Efeito *Pinch*.

Pouco tempo antes do destacamento de gota metálica, o circuito é capaz de detectar a variação da resistência elétrica da ponte estabelecida entre o eletrodo e a poça, servindo de indicação da interrupção do curto-circuito, com isso a corrente foi, novamente, reduzida para valores próximos a 50 A, por microssegundos, com o objetivo de evitar uma separação violenta e assim impedir a formação de respingos.

Após esse intervalo, a corrente tem seu valor novamente elevado (*current peak*) para permitir o destacamento uniforme e controlado, produzindo um volume mínimo de respingo. É nesse período que o comprimento do arco também atingiu seu maior valor, representado pelo pico de tensão (DERUNTZ, 2003; NADZAM, 2014; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

Na sequência, a corrente foi reduzida de forma gradual, para o nível da corrente de base, caracterizando a corrente de saída ou *Tailout*, sendo esta etapa responsável por adicionar energia ao eletrodo visando fornecer maior fluidez à gota formada, além de melhorar a molhabilidade da poça (NADZAM, 2014; ADI, ISMAR e PETAR, 2016). O ciclo se repete, após o intervalo de 30 milissegundos.

Após a avaliação do comportamento apresentado por estas variáveis e pelo formato de onda obtido é possível identificar as etapas do curto-circuito controlado eletronicamente, neste caso associado à tecnologia de controle pela tensão superficial, com os valores ajustado conforme à aplicação, definidos de acordo a requisitos como tipo de chanfro, geometria desejada do cordão, tipo de metal de adição e metal de base, espessura, entre outros (DUNĐER, RADIĆA e TRAVNIK, 2005; LINCOLN ELETRIC, 2015; ADI, ISMAR e PETAR, 2016).

Após apuração dos valores de corrente, tensão e velocidade de soldagem foi possível determinar o aporte térmico (*Heat Input*), H, por passe executado de acordo à condição de soldagem aplicada, com e sem a proteção da purga na execução da raiz. Valores apresentados Tabela 13. Os valores obtidos são coerentes com valores anteriormente determinados por Stava (2001), Deruntz (2003) e Silva (2005).

Tabela 13 - Parâmetros apresentados durante a soldagem GMAW por curto-circuito controlado (CCCST), com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a proteção da purga na raiz.

Processo	Gás de Proteção	Velocidade de soldagem (mm/s)	Corrente média	Tensão média	η^*	H (kJ/mm)	H _L (kJ/mm)	Passe
CCCST_S	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	98	15,4	76,4%	0,375	0,287	1º

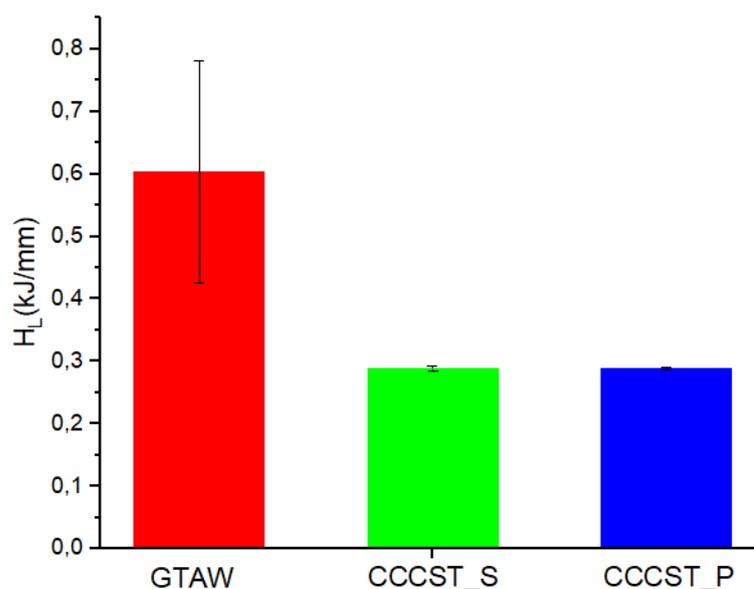
	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	100	15,5	76,4%	0,386	0,295	2°
	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	100	14,9	76,4%	0,371	0,283	3°
CCCST_P	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	98	15,3	76,4%	0,373	0,285	1°
	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	100	15,4	76,4%	0,383	0,293	2°
	98%Ar/ 2%CO ₂	4,02	99	15,3	76,4%	0,377	0,288	3°

*Valor de eficiência térmica definido conforme fontes Pépe et al. (2011) e Arevalo e Vilarinho (2012).

Fonte: A autora, 2020.

A partir dos valores obtidos referentes à energia líquida de soldagem imposta, em cada situação, foi possível verificar que a aplicação do processo GTAW, $H_L = (0,603 \pm 0,177)$ kJ/mm, resulta no aumento de 109,2% na energia térmica transferida pela fonte de calor à peça, quando comparada à aplicação do curto-circuito controlado com aplicação da purga, $H_L = (0,288 \pm 0,004)$ kJ/mm e sem a purga, $H_L = (0,289 \pm 0,003)$ kJ/mm. Uma das vantagens apontadas por autores como Stava (2001), Deruntz (2003), Adi, Ismar e Petar (2016) relativa à aplicação deste processo derivativo do GMAW é, exatamente, a redução do aporte térmico conferido ao sistema. Na Figura 31 é possível visualizar a diferença entre os valores apurados.

Figura 31 - Valores da energia líquida de soldagem imposta durante as aplicações dos processos GTAW e curto-circuito controlado (CCCST) com e sem purga.

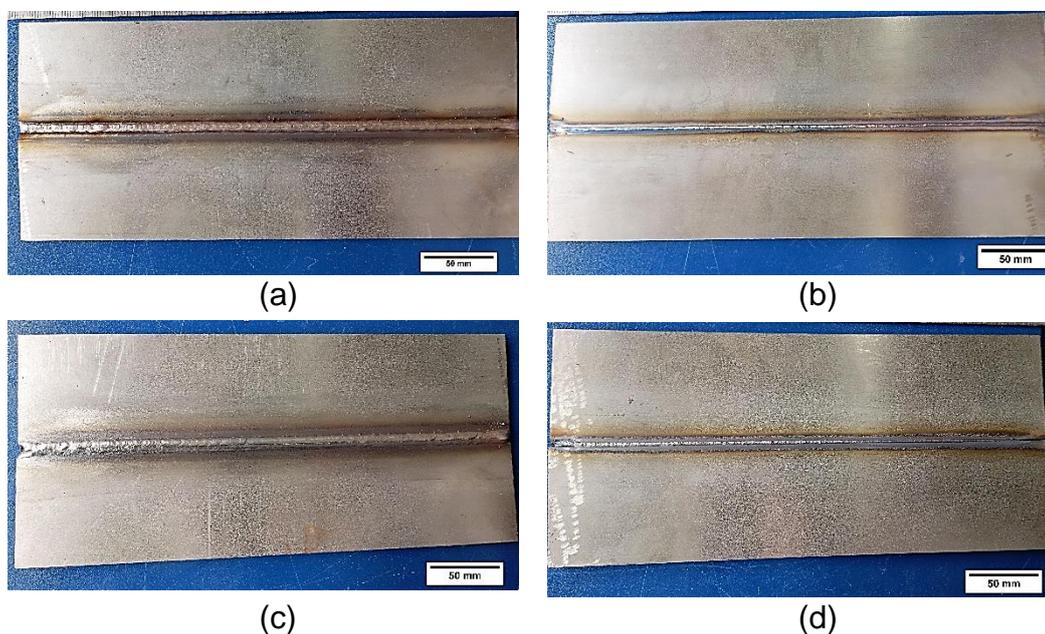


Fonte: A autora, 2020.

Foi possível observar que, a utilização da proteção da purga na execução do passe de raiz não influenciou na determinação dos valores de calor imposto nas duas situações, pois a diferença entre os valores apurados foi na ordem de 0,1%.

A Figura 32 apresenta as amostras produzidas a partir da aplicação do processo GMAW com curto-circuito controlado por transferência pelo controle da tensão superficial conforme condições descritas de aplicação de proteção da purga durante a execução do passe de raiz.

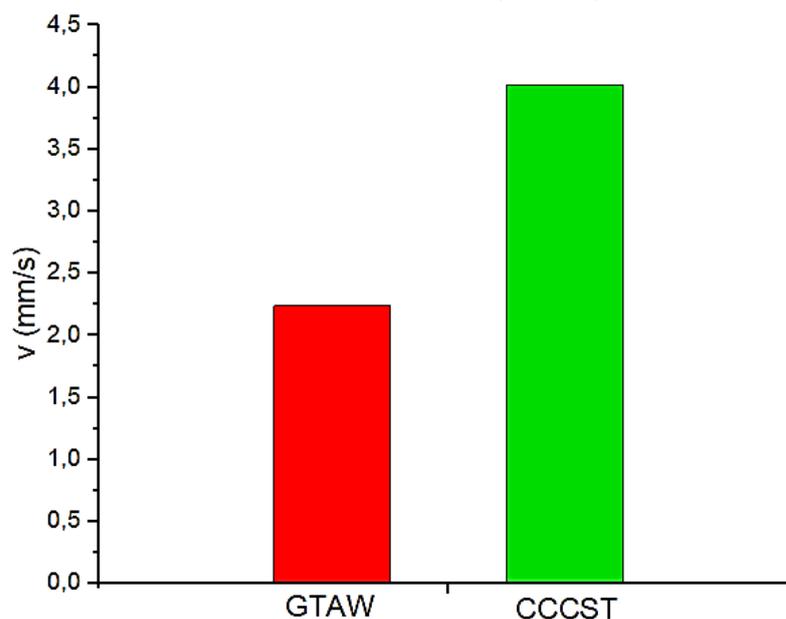
Figura 32 - Amostras produzidas pelo processo GMAW por curto-circuito controlado (CCCST). Aplicação do CCCST com purga: (a) reforço e (b) raiz; aplicação do CCCST sem purga: (c) reforço e (d) raiz.



Fonte: A autora, 2020.

A produção da junta soldada a partir da aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado, conforme destacam Souza e Ferraresi (2013), Kah, Suoranta e Martikainen (2013), Norrish e Cuiuri (2014), Scotti e Panomarev (2014), entre outros autores, representa ganhos de produtividade expressivos devido à característica de alimentação contínua do eletrodo/arame, em comparação com a aplicação de processos como GTAW (manual) e SMAW. Na Figura 33 é possível visualizar esta diferença entre as velocidades de soldagem associadas ao emprego dos processos GTAW e curto-circuito controlado.

Figura 33 - Diferença entre as velocidades de soldagem durante a aplicação dos processos GTAW e curto-circuito controlado (CCCST).



Fonte: A autora, 2020.

A partir da análise comparativa entre os valores médios de velocidade de avanço de soldagem, 2,24 mm/s (GTAW) e 4,02 mm/s (CCCST), é possível visualizar a diferença significativa entre as aplicações em estudo. Com a utilização do processo GMAW por curto-circuito controlado é possível produzir uma junta soldada com as mesmas características, sendo elas a geometria do chanfro a ser preenchido e números de passes executados gerando um volume de deposição similar, produzida numa velocidade 79,5% maior que a aplicação do GTAW.

Esta diferença identificada entre as velocidades deve ser atribuída ao fato de o deslocamento da tocha durante a soldagem com o curto-circuito controlado ter sido realizada de forma mecanizada, uniformizando os cordões produzidos ao longo da junta e conferindo menor tempo de execução. A produção da junta pelo GTAW foi totalmente manual, conforme a aplicação usual na soldagem de tubulações industriais.

4.2 AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE DAS JUNTAS SOLDADAS

Após a realização das amostras, foi aplicado o ensaio não destrutivo de radiografia computadorizada, a partir do qual foi possível visualizar o interior das juntas produzidas, com o objetivo de avaliar a integridade destas.

A análise da interface entre os passes depositados foi realizada por meio da interação entre a energia dos Raios-X com a matéria. A radiação produzida penetra na junta soldada, produzindo diferentes sinais no *Imaging Plate* (equivalente ao filme, na radiografia convencional), a partir da interação entre as ondas de radiação e a camada de fósforo fotoestimulado do *imaging plate*, revelando as diferenças de densidade e espessura do material inspecionado. Estes sinais são convertidos em pixel após a exposição da camada fotossensível à um feixe de laser (scanner leitor), permitindo a visualização de possíveis descontinuidades que a aplicação da soldagem possa ter introduzido ao sistema, conforme diferentes causas, como ajustes inadequados de parâmetros, pré-requisitos de limpeza, proteção e configuração de junta não atendidos, entre outros (OLIVEIRA, 2008; CALIGULU *et al.*, 2016).

A Figura 34 exibe as imagens obtidas pela aplicação da radiografia computadorizada, o indicador de qualidade associado ao *Imaging Plate* utilizado foi IQI D15+ (ISO 13671).

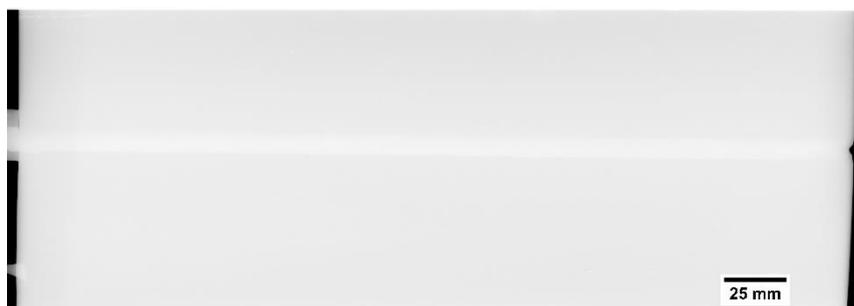
Figura 34 - Imagens obtidas no ensaio não-destrutivo de radiografia computadorizada após aplicação dos processos: (a) GTAW, (b) Curto-circuito controlado com purga e (c) Curto-circuito controlado sem purga.



(a)



(b)



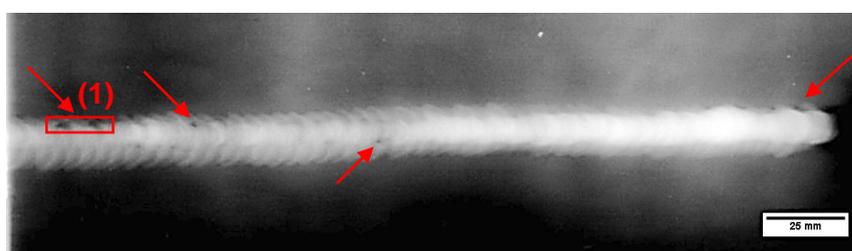
(c)

Fonte: A autora, 2020.

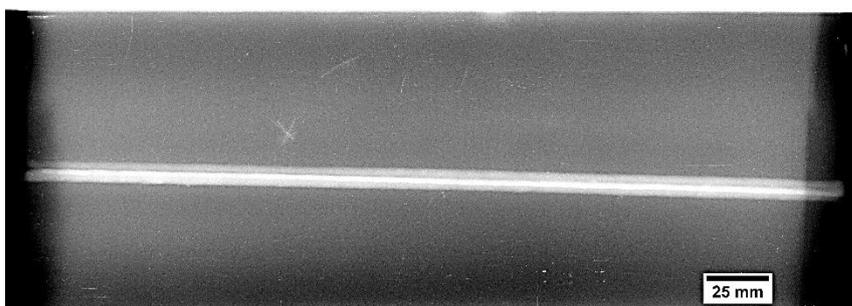
A interpretação dos resultados obtidos varia de acordo aos objetivos definidos para a realização do ensaio. Critérios de aceitação podem ser determinados conforme às condições de aplicação da peça de trabalho. Estudo prévio de normas relacionadas como ASME Seção V (2013), ASME seção IX (2017) e ASME B31.3 que dissertam a respeito dos ensaios não-destrutivos aplicáveis na fabricação de vasos de pressão e tubulações industriais, ASTM E2033 (2017) que estabelece os requisitos mínimos para realização do ensaio de radiografia computadorizada e ISO 5817 (2007) que define as discontinuidades, serviram de base para determinação de tais critério de aceitação durante a avaliação das imagens, baseado no IQI associado.

A característica de obtenção destas imagens permite o processamento digital adequado das imagens, por equalização dos respectivos histogramas, tornando possível aumentar o contraste nas regiões de interesse, facilitando o processo de interpretação dos resultados obtidos (LAZZARO, 2015; CALIGULU *et al.*, 2016; SANTOS, 2016). A Figura 35 apresenta as imagens resultantes da radiografia após o tratamento destas no Software *Image J*, utilizando filtro para realce dos detalhes (*Enhance Details*), a partir do qual é possível revelar com maior detalhe as possíveis discontinuidades na junta soldada.

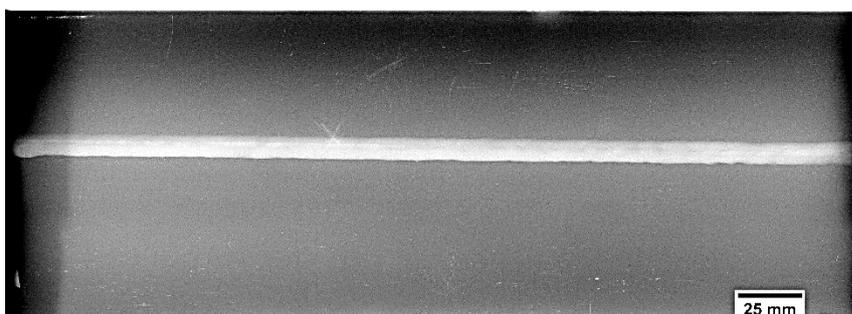
Figura 35 - Imagens obtidas no ensaio não-destrutivo de radiografia computadorizada após tratamento resultado da aplicação dos processos: (a) GTAW, (b) Curto-circuito controlado com purga e (c) Curto-circuito controlado sem purga.



(a)



(b)



(c)

Após avaliação das imagens pode-se perceber que a aplicação do processo semiautomático de GMAW por curto-circuito controlado pela transferência por controle da tensão superficial, garantiu uma melhor reprodutibilidade e integridade à junta produzida, resultando em uma deposição isenta de descontinuidades sejam superficiais ou internas ao cordão de solda, em conformidade às limitações técnicas do ensaio, e conforme demonstram as Figuras 35 (b) e (c). Por outro lado, a característica de controle manual da aplicação do processo GTAW, tendo como consequência uma elevada dependência da habilidade do profissional envolvido (soldador), resulta em uma maior probabilidade de ocorrência de descontinuidades como falta de fusão entre passes e poros. Na Figura 35 (a) é possível visualizar a ocorrência de poros distribuídos ao longo do cordão produzido. Estas descontinuidades podem ser atribuídas à ineficiência da proteção por gases durante a interposição dos demais passes. A localização da maioria destas descontinuidades são pontuais e com dimensões menores do que estabelece o item QW-191.1.2 da ASME seção IX (2017), porém uma região da amostra, representado por (1) na Figura 35 (a), apresenta uma aglomeração de poros com dimensões que não atende aos critérios de aceitação, sendo tal região descartada para os demais ensaios aos quais as amostras foram submetidos.

4.3 AVALIAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A partir da utilização do ataque eletroquímico, à temperatura ambiente, com solução de ácido oxálico à 10% de concentração (em volume), foi possível revelar a microestrutura austenítica do material aplicado. Conforme aplicação de autores como Giridharan e Murugan (2009), Lippold (2015), Puper (2016), além de recomendações da ASM Handbook Volume 9 (2004), este tipo de ataque fornece um excelente contraste entre as fases ferrita e austenita na zona fundida, além de caracterizar matrizes austeníticas.

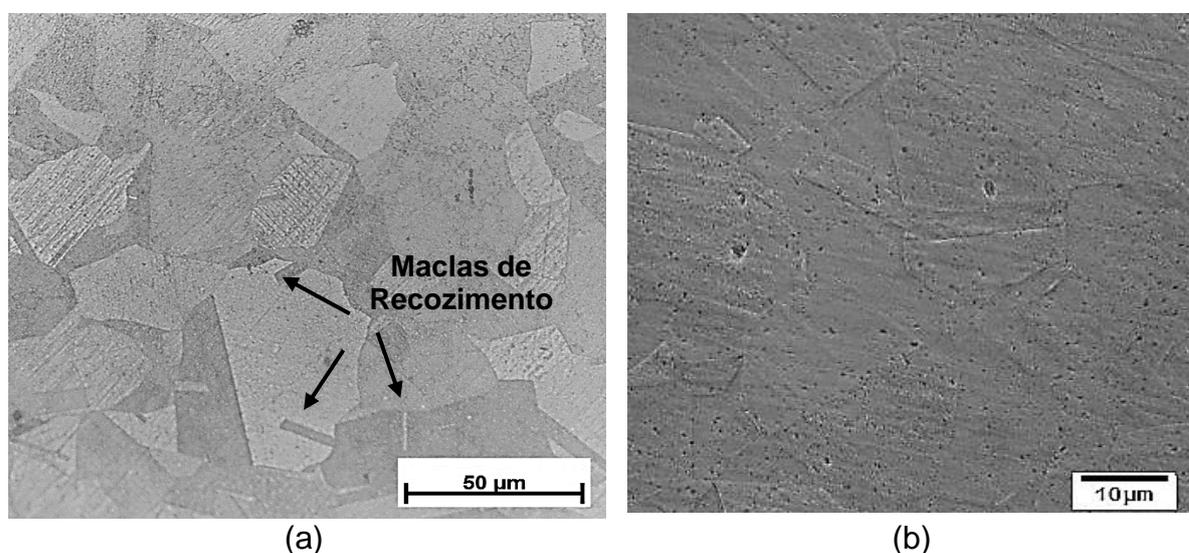
Os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e processados termomecanicamente, de modo que a microestrutura seja principalmente austenita. Dependendo do equilíbrio entre os elementos promotores da ferrita e os promotores da austenita, a microestrutura forjada ou fundida será totalmente austenítica ou uma mistura entre as fases austenita e ferrita. As estruturas classificadas como totalmente

austeníticas apresentam grãos “grosseiros”, com tamanho médio de 100 μm (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; YAN, TAO e LU, 2014).

Na Figura 36 é apresentada a microestrutura da chapa de aço austenítico AISI 304, como recebida, antes da exposição ao ciclo térmico da soldagem. A estrutura apresentada consiste em um conjunto de grãos austeníticos aproximadamente equiaxiais. Uma característica marcante de fácil visualização nestes grãos é a presença das maclas. Conforme esclarece Gertsman, Tangri e Valiev (1994) e Callister e Rethwisch (2012) estas maclas típicas de materiais que apresentam estrutura cristalina cúbica de face centrada com baixa ou média energia de defeito de empilhamento associada, e caracterizadas como defeitos interfaciais (bidimensionais), são resultado da realização de tratamentos térmicos de recozimento após deformações, sendo então denominadas de maclas de recozimentos.

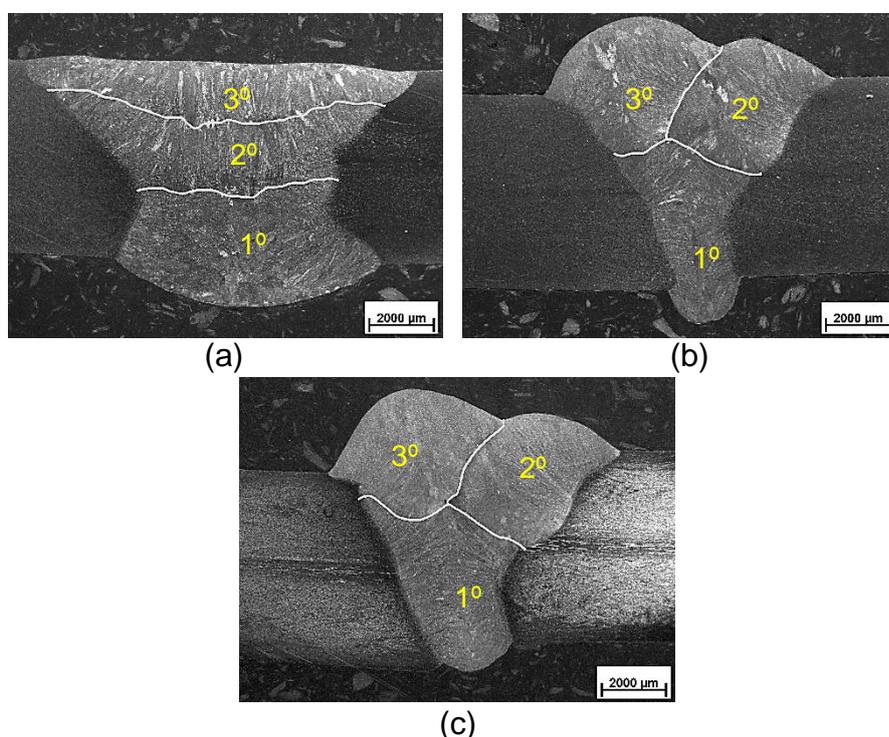
As maclas de recozimento são caracterizadas pelas regiões que apresentam os contornos retilíneos específicos e com contraste diferente das regiões não macladas, formados conforme energia envolvida, a qual conduz o processo de rearranjo cristalográfico na recristalização durante o recozimento. Na Figura 36 é possível visualizar os contornos de macla. O controle deste tipo de contorno, torna-se relevante, uma vez que eles podem influenciar o comportamento destes materiais em relação às propriedades de resistência à corrosão e vida em fadiga, por afetar diretamente na textura de recristalização (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; SIQUEIRA, DE, LINS e SILVA, 2016).

Figura 36 - Microestrutura austenítica do aço AISI 304. (a) MO, (b) MEV.



A Figura 37 apresenta as macrografias das juntas soldadas pelos processos GTAW e curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a proteção da purga. Nas juntas citadas foram depositados três cordões e em cada macrografia é apresentada a sequência de deposição dos passes realizados. As imagens indicam a penetração completa/adequada dos passes de raiz, em média 1,4 mm, considerada aceitável conforme critério estabelecido durante a parametrização das condições de soldagem (BRITISH STANDARD, 2007).

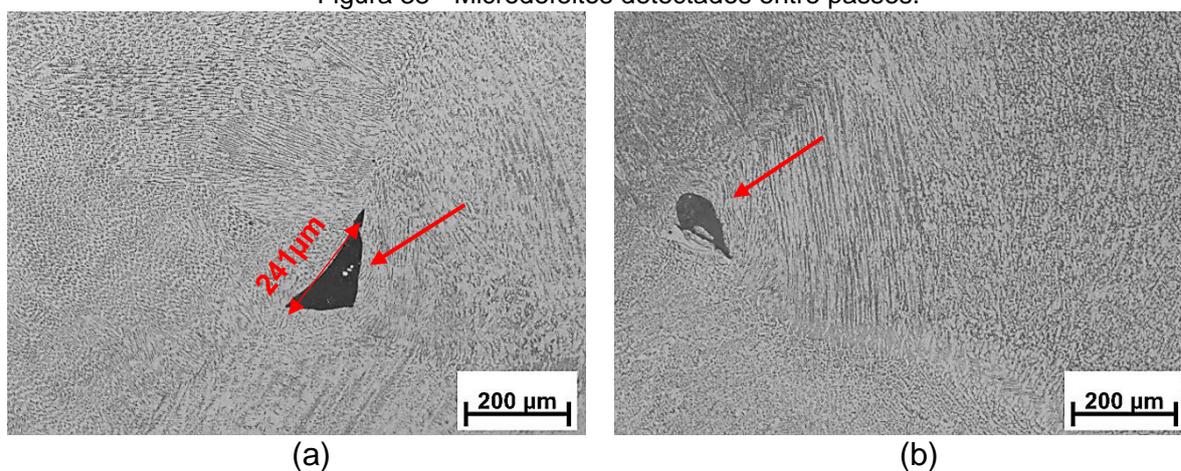
Figura 37 - Juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 304 pelos processos: (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.



Fonte: A autora, 2020.

Nesta etapa de avaliação, foram detectados microdefeitos (maior dimensão linear: 241 µm) na região entre passes nas juntas soldadas pelo processo de curto-circuito controlado, conforme detalha a Figura 38 (a). Tais discontinuidades não foram detectadas pelo ensaio de radiografia computadorizada, devido à dificuldade de tal ensaio para detecção de discontinuidades inferiores à 20% da espessura da chapa (1.270 µm), conforme critério estabelecido pela norma de acompanhamento do ensaio, QW-191.1.2.2 da ASME IX (2017) e ISO 5817 (2007).

Figura 38 - Microdefeitos detectados entre passes.



Fonte: A autora, 2020.

As discontinuidades observadas podem ser classificadas como microvazios e podem ter como possíveis causas a variação no aporte térmico, não permitindo a fusão completa entre os passes, elevada velocidade de soldagem, limpeza inadequada da superfície de deposição (LANCASTER, 1999; TANG, PISTORIUS e BEUTH, 2017). Neste trabalho, atribuiu-se à limpeza deficiente interpasses, uma vez que possíveis respingos gerados e sujeiras não removidos da superfície podem ter dificultado a devida fusão entre os passes depositados, pois os demais parâmetros, como velocidade de soldagem e aporte térmico foram mantidos constante durante a deposição dos passes. A depender do tipo das condições operacionais a serem expostas, estes tipos de microdefeitos estão susceptíveis à diferentes critérios de aceitação.

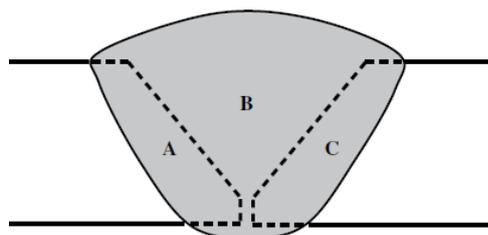
A partir das imagens coletadas na macrografia, foi possível, também, determinar a parcela diluída do cordão depositado ao metal de base durante a fusão. O cálculo foi realizado conforme geometria do chanfro e, por meio da Equação 7, com referência à

Figura 39. Apesar, da diluição ser um fator de grande preocupação durante a fabricação de revestimento, torna-se um fator de atenção, também, durante a produção de juntas heterogêneas, como por exemplo, a aplicação do metal de adição 308 em juntas de liga austenítica 304 (SHAHI e PANDEY, 2008; LIPPOLD, 2015).

Os autores Shahi e Pandey (2008) afirmam que a diluição pode reduzir a quantidade dos elementos de liga pode aumentar a proporção de carbono, em relação aos demais elementos, na zona fundida, fato que compromete as propriedades de resistência à corrosão intergranular e pode causar outros problemas metalúrgicos. Para evitar esse tipo de problema, o metal de adição aplicado neste trabalho, 308L, já

possui menor teor de carbono em sua composição. A diluição, também, é capaz de afetar o teor de ferrita na junta soldada. Para a maioria dos processos de soldagem, a diluição normalmente é controlada para atingir níveis menores do que 50% (LIPPOLD, 2015).

Figura 39 - Ilustração esquemática para determinação da diluição em uma junta heterogênea.



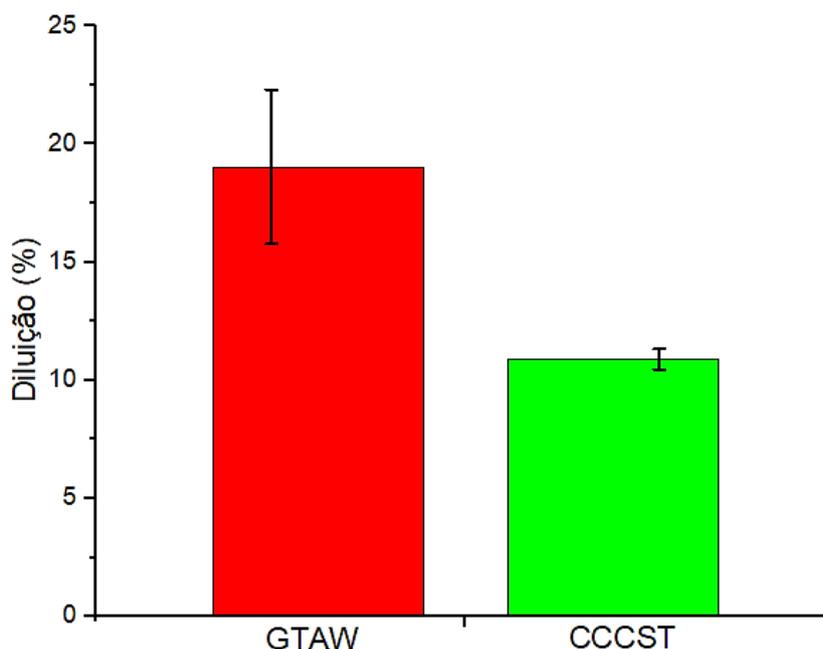
Fonte: LIPPOLD, 2015.

$$\text{Diluição (\%)} = \frac{A+C}{A+B+C} \times 100 \quad (7)$$

A junta produzida pelo processo GTAW apresentou, em relação à área depositada, uma diluição de $(19,03 \pm 3,27)$ %, enquanto à aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado apresentou uma diluição média de $(10,89 \pm 0,43)$ %. A Figura 40 ilustra essa diferença apresentada entre as aplicações. Apesar dos valores obtidos encontrar-se na margem de controle deste fator, tal diferença pode ser associada aos valores de aporte térmico relacionados às aplicações, conforme pode ser observado na Figura 31 (GTAW, $H_L = 0,603$ kJ/mm e CCCST, $H_L = 0,288$ kJ/mm). Portanto, a junta produzida pelo processo GTAW apresentou maior diluição, devido a maior energia líquida relacionada (AGHAKHANI, JALILIAN e KARAMI, 2011).

A diluição, também, pode ser relacionada à velocidade de soldagem. De acordo à Shahi e Pandey (2008) e Apolinario et al. (2019), para os processos convencionais de soldagem, tais como os adotados, o aumento da velocidade de soldagem reduz a diluição, devido à um tempo menor de interação entre o arco elétrico e o metal de base. Conforme apresentado na Figura 33, a velocidade média empregada na soldagem por curto-circuito controlado foi maior (4,02 mm/s) em relação ao processo GTAW (2,24 mm/s), justificando a menor diluição alcançada.

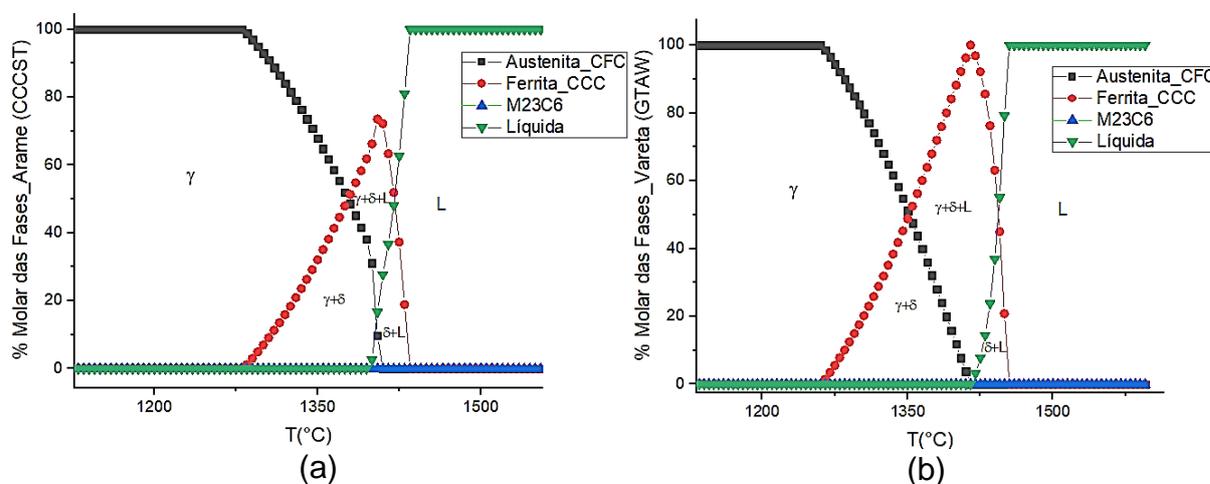
Figura 40 - Estimativa da diluição apresentada pelas juntas produzidas.



Fonte: A autora, 2020.

Ao considerar uma condição de equilíbrio, para a composição dos metais de adição apresentada na Tabela 5, a microestrutura ao final da solidificação apresentaria como fase predominante, a austenita (γ), conforme demonstra o diagrama de fases apresentado na Figura 41 (Pycalphad/CALPHAD). A construção deste diagrama foi realizada a partir dos percentuais dos elementos de formação dos metais de adição utilizados nas aplicações, o arame na soldagem por curto-circuito controlado, Figura 41 (a) e a vareta na soldagem por GTAW, Figura 41 (b). O perfil das curvas é similar, para o intervalo de temperatura considerado. Entretanto, o processo de solidificação do metal líquido (L) como ferrita (δ) é favorecido, na temperatura de aproximadamente 1400°C, no diagrama apresentado em 41 (b), devido a pequenas alterações nos teores de elementos promotores da ferrita como cromo, molibdênio e nióbio (Tabela 5).

Figura 41 - Diagramas de fases na condição de equilíbrio. (a) Arame e (b) Vareta.



Fonte: A autora, 2020.

Os diagramas de fração molar da Figura 41, representam um estado de equilíbrio das condições termodinâmicas, no entanto, conforme afirmam David, Babu e Vitek (2003) e Lippold e Kotechi (2005), o emprego dos processos de soldagem, normalmente, não caracteriza esta condição de equilíbrio, por causa dos fenômenos físicos que ocorrem na zona fundida, devido à interação da fonte de calor com o metal durante a soldagem, incluindo recristalização, fluxo de calor e fluido, vaporização, dissolução de gases, solidificação, transformação subsequente no estado sólido, tensões e distorção, fatores que podem alterar significativamente a cinética de transformação das fases envolvidas, embora o mesmo sirva para uma boa aproximação, ainda que para aplicações fora do equilíbrio como a soldagem.

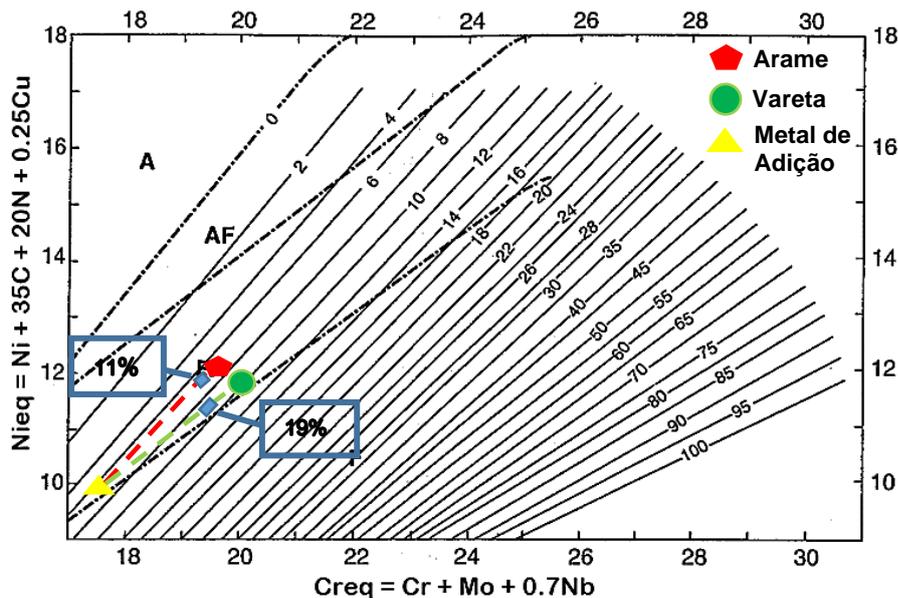
Para a previsão das fases presente na junta soldada, foi aplicada a metodologia recomendada para este grupo de material empregado, aço austenítico A304, a partir da determinação dos parâmetros Ni_{eq} e Cr_{eq} e posterior associação ao Diagrama proposto por DeLong et al. (1956).

Os valores de Ni_{eq} e Cr_{eq} calculados para os metais de adição aplicados na soldagem por curto-circuito controlado (arame) e GTAW (vareta) estão resumidos na Tabela 14, a partir das composições apresentada na Tabela 5 e conforme Equações 5 e 6.

Tabela 14 - Valores de Ni_{eq} e Cr_{eq} calculados para metal de base e os metais de adição.

	Metal de Base	Arame	Vareta
Ni_{eq}	9,28	11,70	11,44
Cr_{eq}	17,83	19,64	20,01

Fonte: A autora, 2020.

Figura 42 - Valores calculados de Ni_{eq} e Cr_{eq} no Diagrama WRC-92.

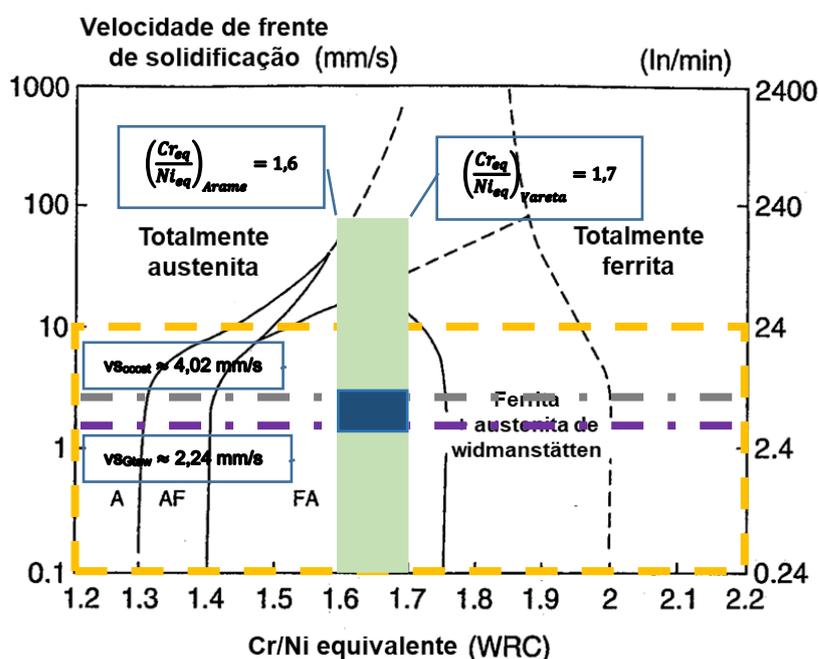
Como pode ser observado pela localização dos pontos destacados no diagrama (Figura 42), as fases austenita (γ) e ferrita (δ) foram previstas para a microestrutura da junta soldada, conforme classe dos materiais empregados e valores de diluição observados (19,03% no GTAW e 10,89% no CCCST). Mais especificamente, segundo esta metodologia, o modo de solidificação previsto na aplicação dos dois processos de soldagem aplicados é classificado como FA, ou seja, durante a solidificação do material depositado, a fase primária formada foi a ferrita.

Por meio das informações contidas no Diagrama WRC-92 é possível, também, determinar a quantidade de ferrita (*Ferrite Number* – FN) que permanece na matriz austenítica ao final da transformação. Para aplicação que utilizou o arame como metal de adição foi definido o FN de 8%, para a junta produzida com a vareta, o FN definido foi de 10%, aproximadamente. Conforme afirmam Suutala, Takalo e Moision (1979), Saha, Mukherjee e Pal (2015) e Saluja e Moeed (2016) a grande maioria dos metais de adição para soldagem dos aços austeníticos são produzidos de forma a

composição apresentar um percentual de ferrita delta entre 4 a 10% (em volume), com o objetivo de reduzir a susceptibilidade à trincas de solidificação.

Pelo diagrama (Figura 43) que relaciona a velocidade da frente de solidificação, diretamente relacionada com os valores de velocidade de soldagem adotados ($v_{SGTAW} = 4,02$ mm/s e $v_{SCCST} = 2,24$ mm/s) conforme afirmam Bhadeshia, David e Vitek (1991) e Lippold (1994), com a composição dos materiais utilizados por meio da relação entre Cr_{eq} e Ni_{eq} , dentro da região prevista de aplicação dos processos de fusão à arco elétrico (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989), é possível visualizar que o resultado, destacado na área azul, corrobora com a previsão do modo de solidificação do tipo FA, conforme resultado obtido no diagrama WRC-92 (Figura 42).

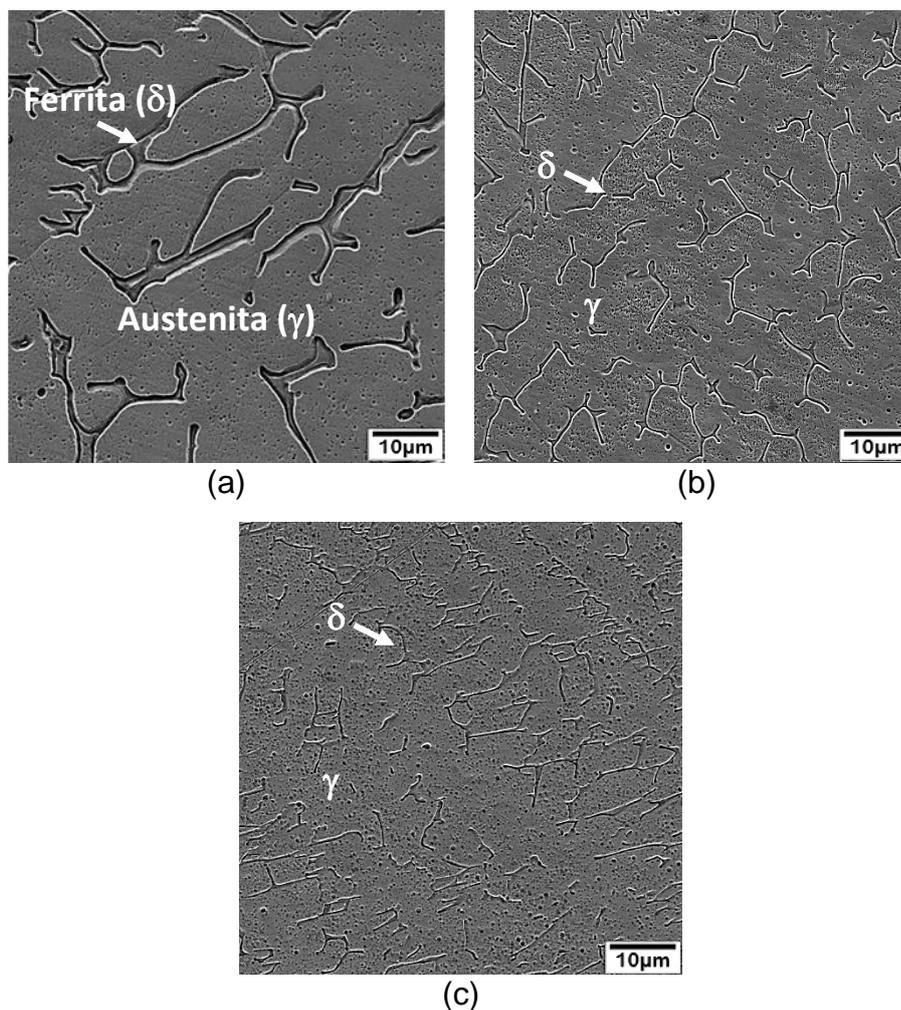
Figura 43 - A previsão do tipo solidificação predominante em diagrama da velocidade de frente de solidificação versus Cr_{eq}/Ni_{eq} .



Fonte: A autora, 2020.

A Figura 44 revela a microestrutura formada na junta soldada pelos processos GTAW e curto-circuito controlado, característica do modo de solidificação FA, apresentando as fases austenita (γ) e ferrita (δ), esta última caracterizada pela morfologia vermicular, conforme destacado.

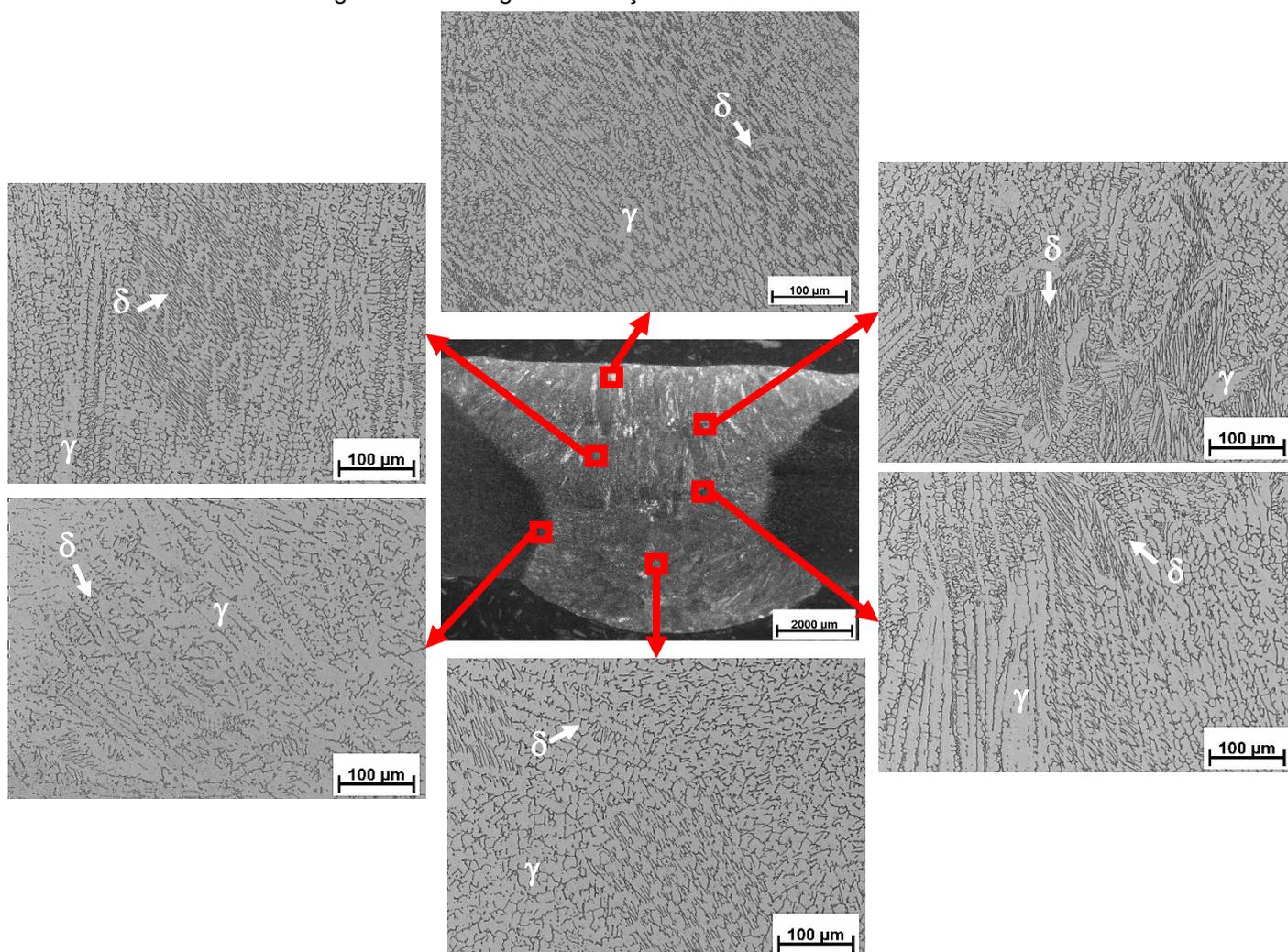
Figura 44 - Microestrutura típica do tipo de solidificação FA. Zona fundida da aplicação do (a) GTAW, curto-circuito com (b) CCCST_P e sem purga (c) CCCST_S.



Fonte: A autora, 2020.

Como a composição dos metais de adição utilizados foi similar, que pode ser observado na Tabela 5, bem como a taxa de resfriamento atribuída aos processos de soldagem à arco apresentar valores próximos, conforme afirmam os autores Elmer, Allen e Eagar (1989), a microestrutura observada nas juntas soldadas apresentou grande similaridade nos resultados. As Figuras 45, 46 e 48 demonstram esta regularidade a partir de imagens coletadas em diferentes regiões da junta soldada.

Figura 45 - Micrografia da seção transversal da amostra de GTAW.



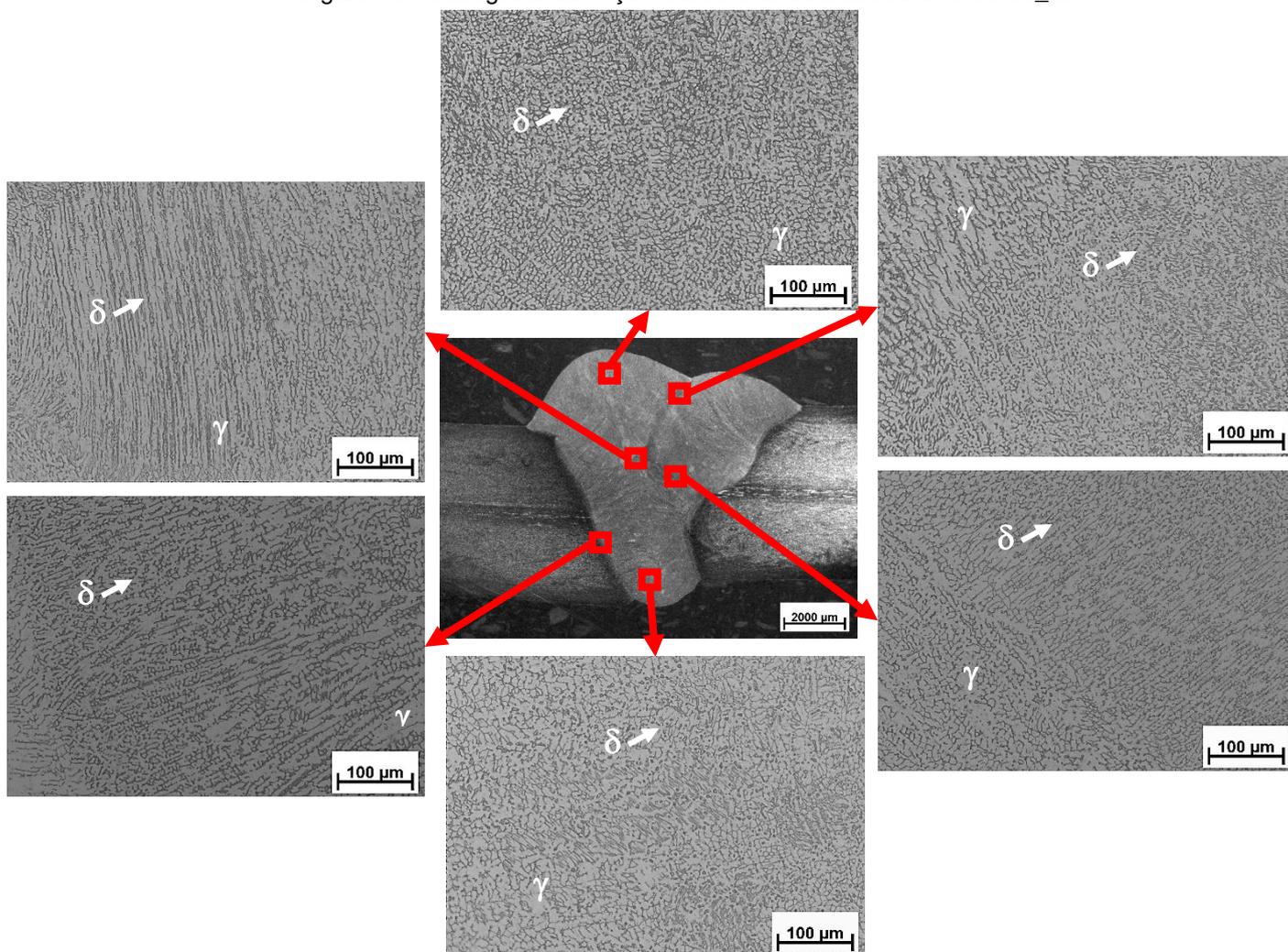
Fonte: A autora, 2020.

No modo FA, durante a solidificação do líquido metálico ocorre a formação primária das dendritas, neste caso colunares, formando a fase ferrita (δ), cuja reação é representada por $L \rightarrow L + F$. Ao final da solidificação na fase ferrita, reações peritéticas resultam na formação da austenita (γ) ao longo dos contornos da ferrita, representando a reação $L + F \rightarrow A$. Durante a solidificação, após atingir o estágio trifásico de reações, colônias eutéticas, também, são formadas entre as dendritas, na qual parte da austenita é formada a partir do metal líquido, por meio da reação $L \rightarrow F + A$ (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MA *et al.*, 2007; FU e YANG, 2013; WU *et al.*, 2016). Na Figura 44 são apresentadas morfologias das fases ferrita e austenita característica do modo de solidificação resultante em ambas as aplicações de soldagem.

Fu e Yang (2013) relevou, em estudos relativos aos aços AISI 304, que durante a formação da microestrutura bifásica (ferrita e austenita), solutos de Cr e Ni são

rejeitados no líquido. Após formar a microestrutura destas duas fases, parte do líquido retido se transforma gradualmente em austenita durante o resfriamento, uma vez que o líquido se encontra enriquecido com o soluto de Ni rejeitado.

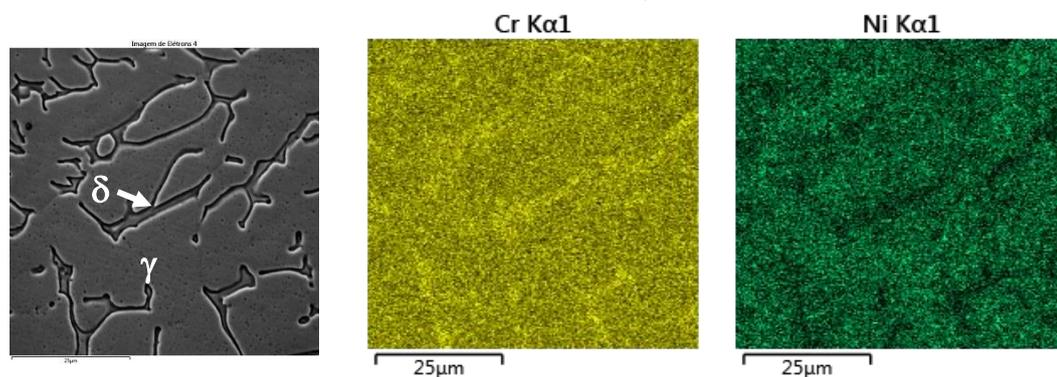
Figura 46 - Micrografia da seção transversal da amostra de CCCST_S.



Fonte: A autora, 2020.

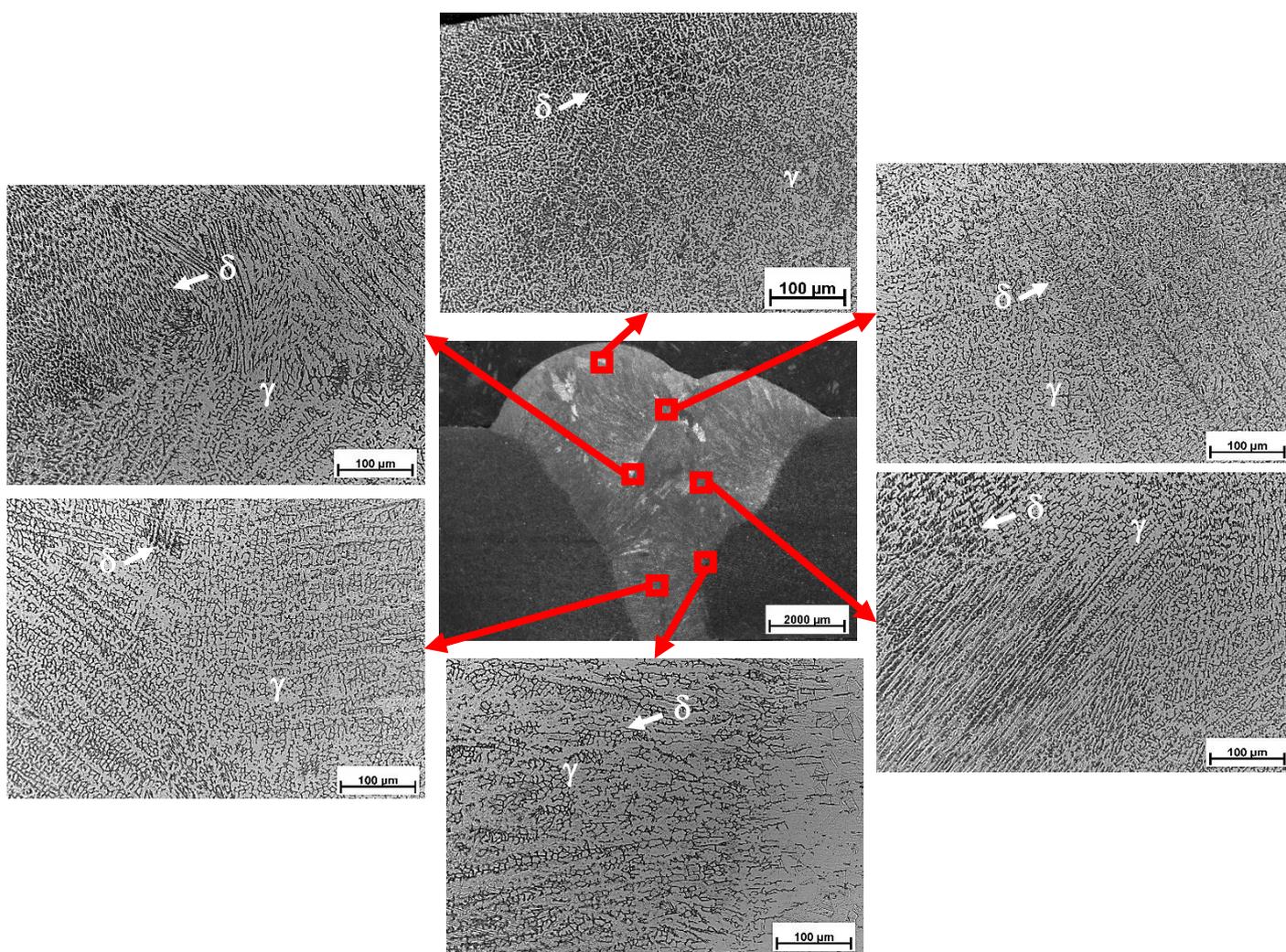
A concentração dos elementos promotores das fases ferrita e austenita, respectivamente, cromo e níquel, corrobora a formação e distribuição destas fases nas juntas produzidas. Os resultados do ensaio de Espectroscopia de Raio X por Dispersão de Energia (EDS) realizado na junta soldada são apresentados na Figura 47, é possível visualizar a maior concentração do elemento promotor da ferrita, o cromo, e do elemento promotor da austenita, o níquel, em regiões bem distintas.

Figura 47 - Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia realizada para caracterização da microestrutura do metal depositado.



Fonte: A autora, 2020.

Figura 48 - Micrografia da seção transversal da amostra de CCCST_P.

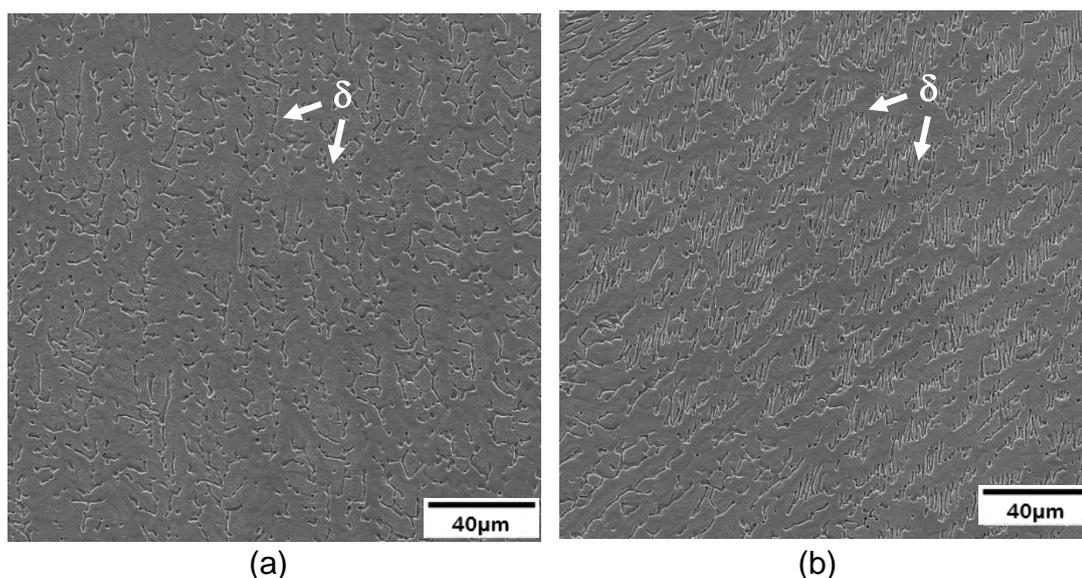


Fonte: A autora, 2020.

Quando as taxas de resfriamento são moderadas e/ou a relação entre parâmetros de Cr_{eq} e Ni_{eq} apresenta valores menores, porém ainda se encontram na região de

formação de FA, a microestrutura apresenta como morfologia característica o tipo vermicular (ou esquelético), representado por Figura 49 (a). Para taxas maiores de resfriamento e valores maiores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , dentro do campo de FA, a morfologia da microestrutura apresenta como resultado o tipo ferrita “Lathy”, destacada na Figura 49 (b) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; INOUE e KOSEKI, 2007; FU e YANG, 2013; SAHA, MUKHERJEE e PAL, 2015).

Figura 49 - Morfologias da fase ferrita típicas do modo de solidificação FA, (a) vermicular e (b) “Lathy”.



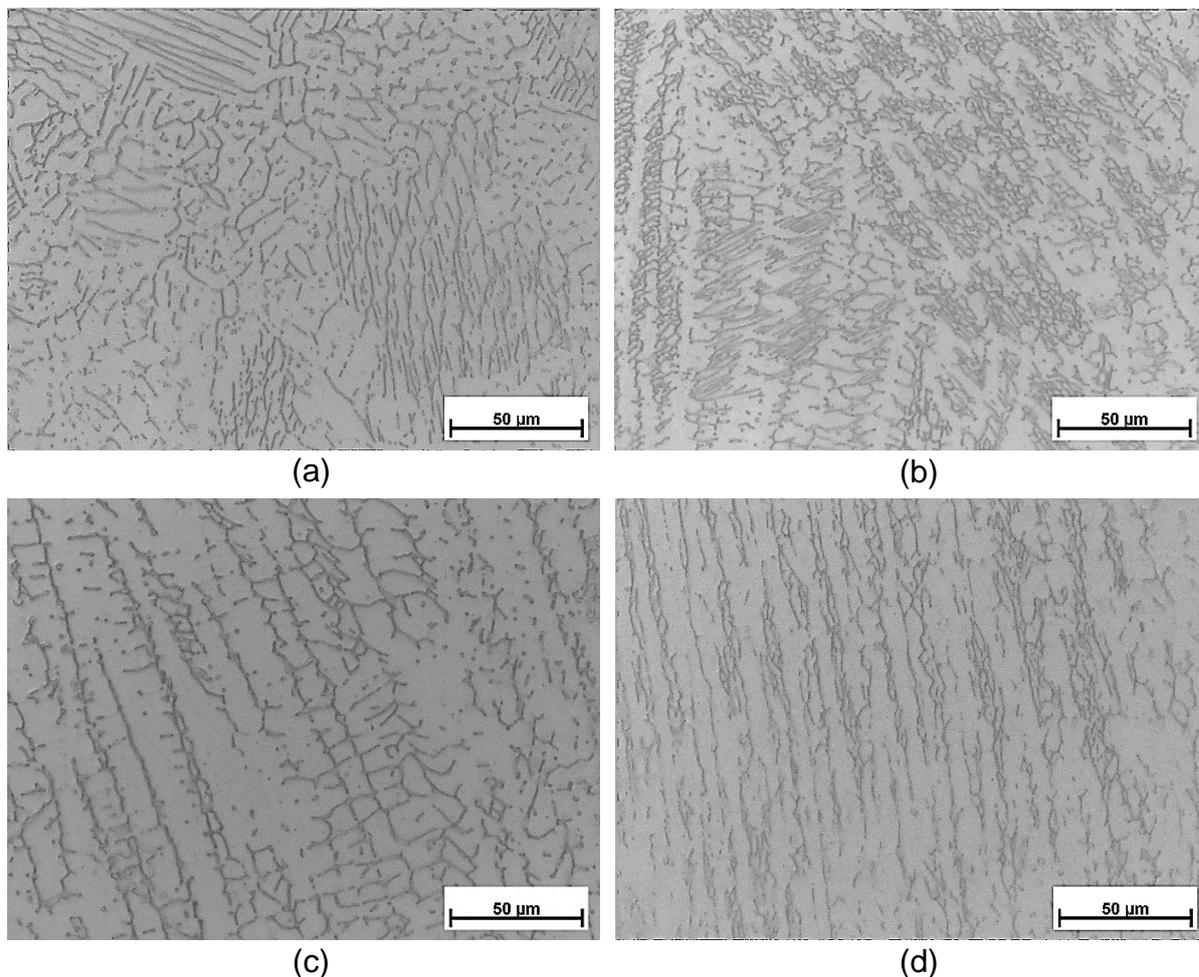
Fonte: A autora, 2020.

Segundo Elmer, Allen e Eagar (1989) e Lippold e Kotecki (2005) a morfologia do tipo ferrita “Lathy” forma preferencialmente em relação à vermicular, quando ocorre uma restrição ao processo de difusão durante a transformação da ferrita em austenita. Quando os espaços disponíveis para a difusão são menores, se torna mais eficiente a transformação em ferrita do tipo “Lathy”, resultando em um padrão de fase ferrita residual entre as dendritas formadas originalmente pelo líquido. Ainda segundo estes autores, a fase secundária (austenita) presente na região interdendrítica provém de sítios heterogêneos de nucleação para a transformação da ferrita.

Por meio das micrografias, foi possível observar que este tipo de morfologia, tipo “Lathy”, apresentava-se, majoritariamente, nas regiões de interface entre passes, com o metal de base ou interface superior dos cordões. Isto se deve ao fato destas regiões apresentarem maiores taxas de resfriamento associadas ao processo de solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; SAHA, MUKHERJEE e PAL, 2015), portanto favorecer a formação deste tipo de fase ferrita. A Figura 50 apresenta a microestrutura da

morfologia da fase ferrita tipo “Lathy” formada nas regiões de interface entre os cordões e interface superior, assim como a formação do tipo vermicular na região interna dos cordões.

Figura 50 - Morfologia da fase ferrita “Lathy” nas interfaces: (a) entre cordões, (b) superior; ferrita vermicular no interior dos cordões (c) e (d).

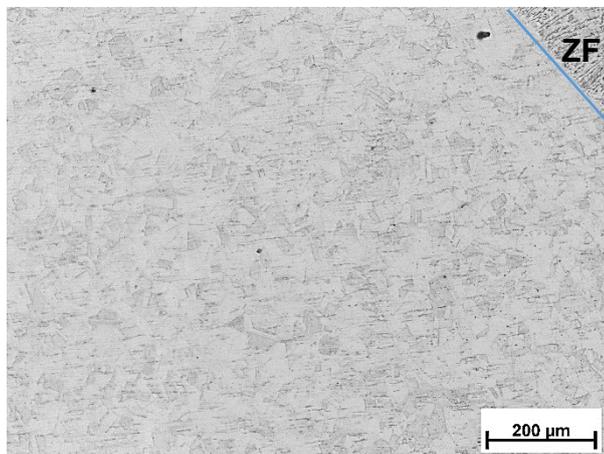


Fonte: A autora, 2020.

A maioria dos aços inoxidáveis utilizados durante a soldagem são fornecidos na condição recozidos ou laminados à quente, para que o crescimento de grãos seja restrito, exceto para aplicações nas quais o aporte térmico seja extremamente alto. Pode-se observar o crescimento dos grãos na zona termicamente afetada, porém na maioria dos casos não é significativo. (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Na Figura 51 é possível observar que não houve alteração significativa no tamanho dos grãos, dificultando a correta distinção da ZTA em relação à região não afetada pelo calor. Os valores determinados de aporte térmico associados às aplicações do GTAW e curto-

circuito controlado não foi elevado suficiente para resultar no crescimento de grão na ZTA.

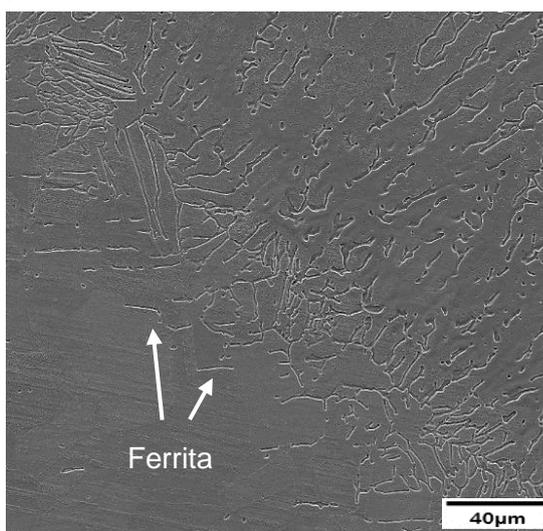
Figura 51 - Microestrutura da Zona Termicamente Afetada.



Fonte: A autora, 2020.

Na região da ZTA, quando a ferrita se forma, ela geralmente ocorre ao longo do limite do grão, como exemplifica a Figura 52, região classificada pela proximidade à zona fundida. A formação de ferrita ao longo dos limites de grão da ZTA restringirá o crescimento do grão e também minimizará a suscetibilidade à fissuração da liquação nesta região (LIPPOLD, 2015).

Figura 52 - Detalhe de formação de ferrita na ZTA.

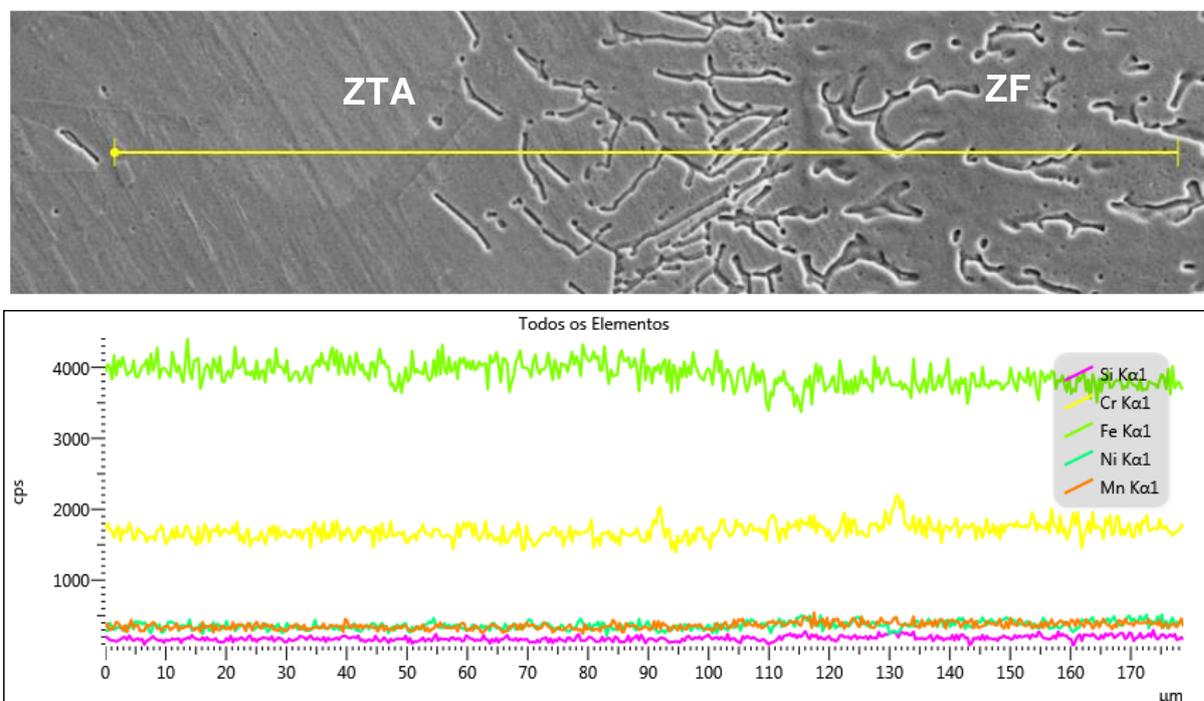


Fonte: A autora, 2020.

Apesar de configurar uma junta heterogênea, a composição do metal de base e de adição, em ambas as aplicações, apresentam grande similaridade, como pode ser observado na Figura 53. A análise de EDS realizada na interface entre a zona fundida

e da zona termicamente afetada, comprova este padrão, apresentando uma regularidade nos resultados.

Figura 53 - Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia realizada entre as zonas fundida e termicamente afetada.



Fonte: A autora, 2020.

4.4 AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO MECÂNICO

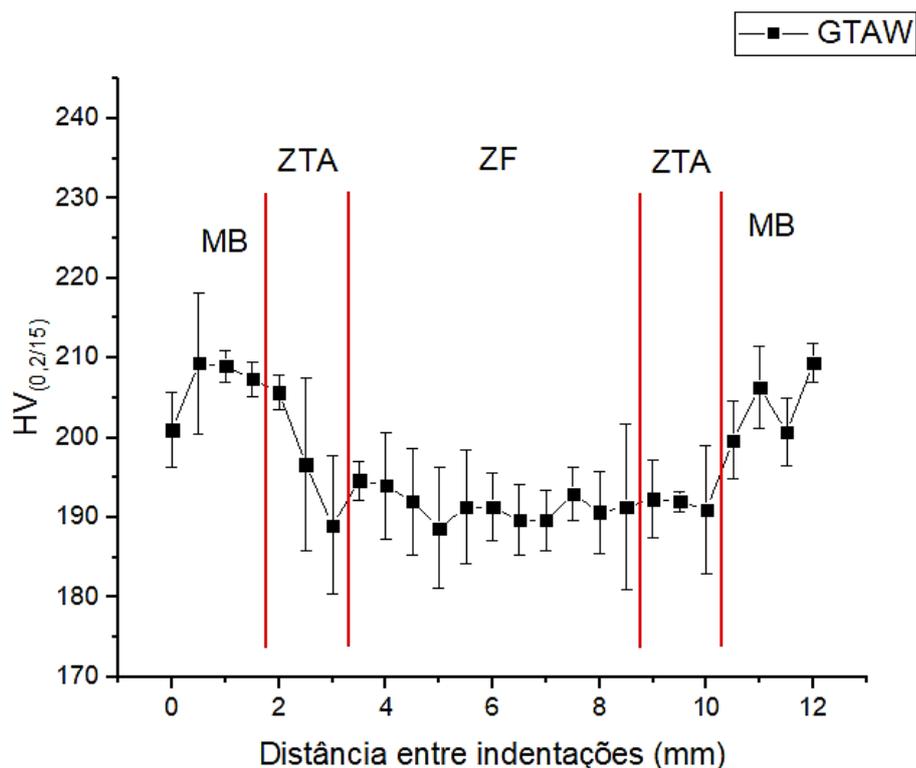
Foram realizados os ensaios de microdureza, dobramento e tração para avaliação do desempenho mecânico e os resultados obtidos são apresentados nesta seção.

4.4.1 Resultado do ensaio de Microdureza

Com o objetivo de avaliar o desempenho mecânico das juntas produzidas neste estudo, foram aplicados ensaios de microdureza, dobramento e de tração. As juntas avaliadas contemplam a soldagem pelos processos de GTAW e curto-circuito com transferência controlada pela tensão superficial com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a utilização da proteção da purga na execução do passe de raiz.

Os resultados do ensaio de microdureza realizados conforme as recomendações da ASTM E384-17 (2017) são apresentados nas Figuras 54, 55 e 56.

Figura 54 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo GTAW.



Fonte: A autora, 2020.

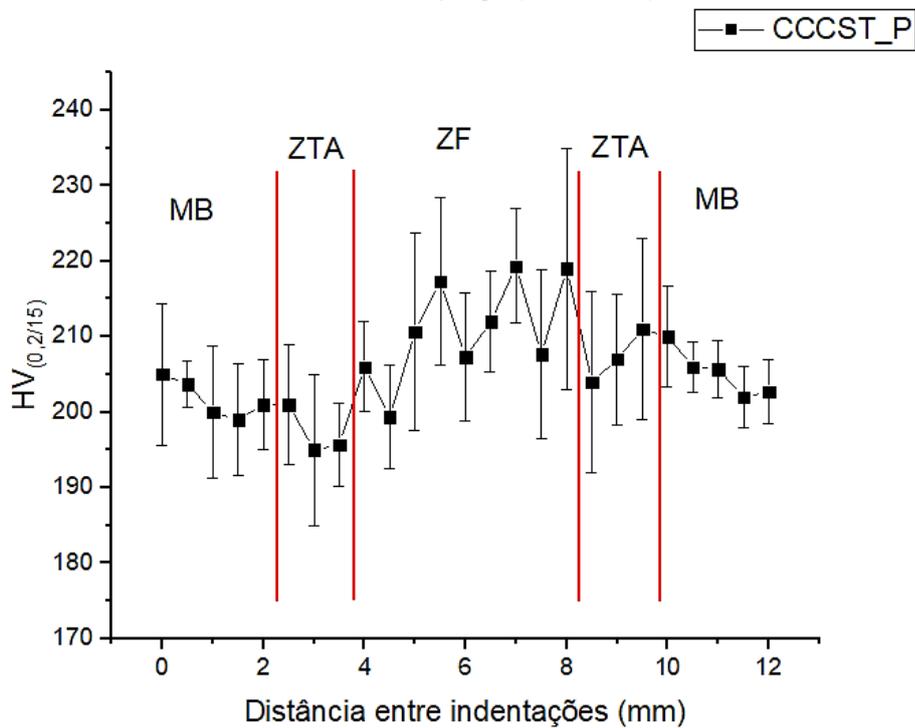
As diferentes regiões da junta foram destacadas como metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). Um resumo dos valores microdureza, em HV, atribuídos a estas regiões da junta soldada pelos diferentes processos é apresentado na Tabela 15.

Tabela 15 - Valores médios de Microdureza, em HV, atribuídos às diferentes regiões da junta soldada.

Processo	MB	ZTA	ZF
GTAW	(205 ± 6) HV _(0,2/15)	(194 ± 8) HV _(0,2/15)	(191 ± 6) HV _(0,2/15)
CCCST_P	(204 ± 6) HV _(0,2/15)	(202 ± 10) HV _(0,2/15)	(211 ± 10) HV _(0,2/15)
CCCST_S	(206 ± 7) HV _(0,2/15)	(202 ± 8) HV _(0,2/15)	(208 ± 8) HV _(0,2/15)

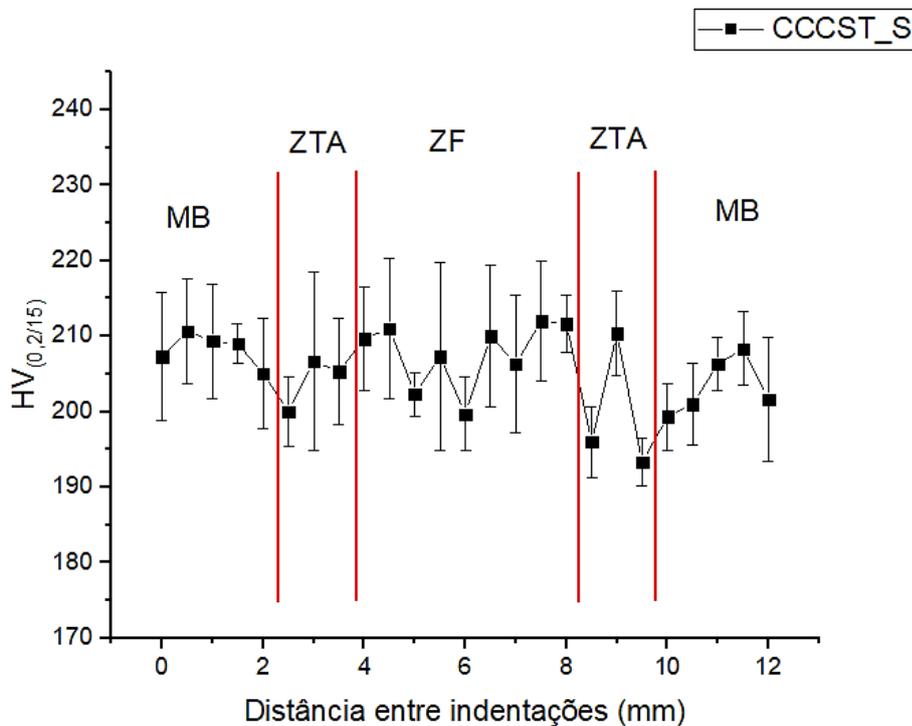
Fonte: A autora, 2020.

Figura 55 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo de curto-circuito controlado com purga (CCCST_P).



Fonte: A autora, 2020.

Figura 56 - Resultados de Microdureza Vickers para junta produzida pelo processo de curto-circuito controlado sem purga (CCCST_S).



Fonte: A autora, 2020.

A Figura 54, sobre a aplicação do GTAW, mostra que os valores atribuídos para a região do metal de solda apresentam menores valores quando comparados ao metal base e a ZTA.

As Figuras 55 e 56, que representa a aplicação do processo de curto-circuito controlado, demonstra situação contrária ao apresentado pelo GTAW, pois os valores de microdureza obtidos na zona fundida são superiores aos apresentados pela ZTA e metal de base. Pode-se observar, também, que a utilização da proteção da purga não possui influência relevante sobre a resistência à indentação, pois as duas aplicações apresentaram valores muito próximos em todas as regiões da junta (Figura 57).

Conforme destacam os autores Thomas (1978) e Hauser e Vanecho (1982) a presença da ferrita na zona fundida atua como um fator de aumento da resistência desta região em relação à ZTA e ao metal de base, em condições operacionais à temperatura ambiente, porém este efeito tende a reduzir quando exposto à condições de operação à elevadas temperaturas. Níveis elevados de ferrita tende a reduzir a resistência à fratura e à fluência nos cordões produzidos.

Segundo os resultados obtidos por Silva et al. (2009) durante aplicação de soldagem com eletrodo revestido em aço inoxidável austenítico, a microdureza variou de acordo ao teor de ferrita na matriz austenítica, observando que quanto maior foi a quantidade de ferrita, maior foi a dureza atribuída. Os resultados também mostraram que a média de valores de dureza relativa à morfologia tipo ferrita “Lathy” é superior aos valores apresentados pela morfologia vermicular. Tais resultados, também, foram verificadas nos estudos de Padilha e Guedes (1994) e Cardoso et al. (2003). Portanto, as variações entre os valores de microdureza medidos na zona fundida, também, podem ser explicadas pelas diferentes morfologias da fase ferrita formadas após transformações, isto é, ferrita tipo Lathy nas regiões de interface e tipo vermicular na região interna dos cordões.

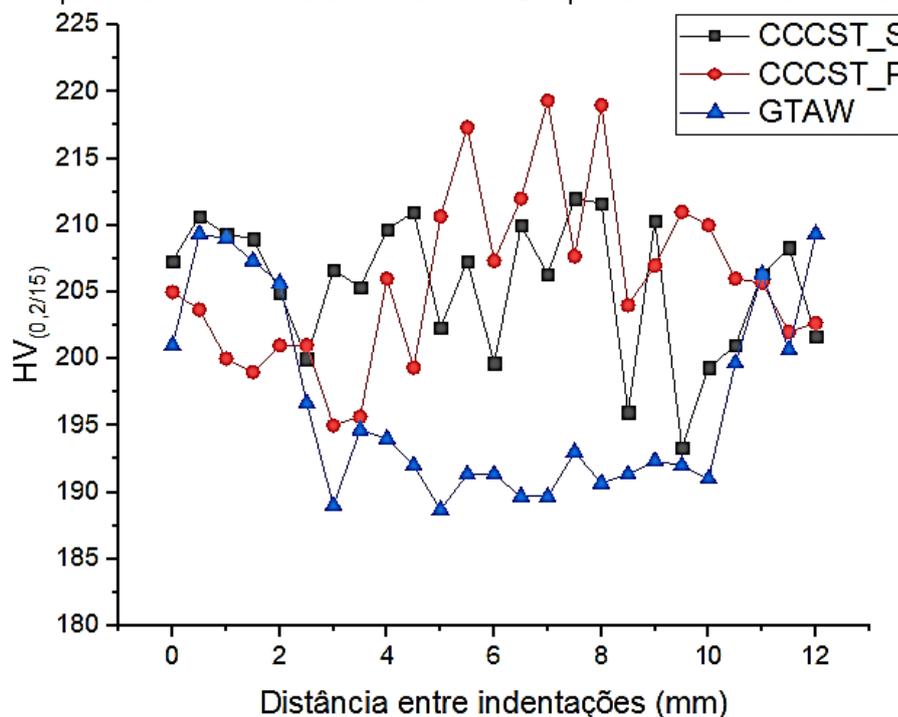
A taxa de resfriamento tem um efeito significativo sobre a quantidade efetiva de ferrita e sua morfologia ao final das transformações, e pode ser considerada uma das razões para as variações entre os percentuais desta fase apresentados pelo metal de solda e, conseqüentemente, afeta os valores de microdureza (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007).

Comparativamente, as aplicações utilizando o processo de soldagem por curto-circuito controlado aumentaram a resistência à microindentação do sistema, em relação à junta produzida pelo GTAW. A Figura 57 demonstra esta afirmação,

apresentando uma diferença significativa nos valores medidos no metal de solda depositado.

Silva et al. (2009) também observou-se que com o aumento do aporte térmico associado à soldagem, devido à variação da taxa de resfriamento, causou a diminuição do conteúdo de ferrita na zona fundida e, conseqüentemente, uma redução no valores apresentados de dureza. Portanto, como pode ser observado na Figura 31, durante a soldagem por GTAW o aporte térmico apresentou valores superiores quando comparados as aplicações com o curto-circuito controlado, resultando em menores valores de microdureza associados.

Figura 57 - Comparativo entre os valores de Microdureza apresentados nas diferentes aplicações.



Fonte: A autora, 2020.

A composição química do metal de adição utilizado, bem como a taxa de resfriamento durante a aplicação do ciclo térmico da soldagem devem ser controlados, com o objetivo de controlar a quantidade de ferrita que permanece após as transformações, pois a influência do teor de ferrita sobre a dureza tende a ser prejudicial para valores muito elevados, resultando em uma capacidade de dureza decrescente nesta condição (ASM INTERNATIONAL, 1993).

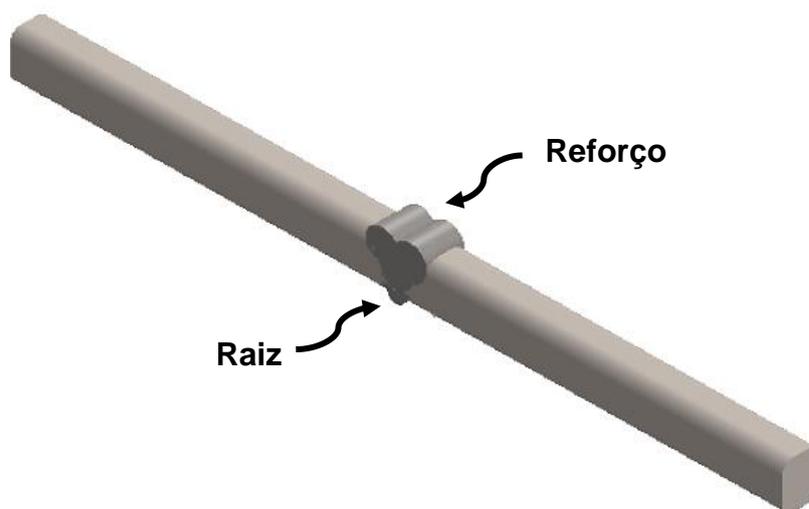
Estudos conduzidos por Deraman e Berhan (2013), Reddy et al. (2014) Arivarasu, Ramkumar, Kasinath e Natarajan (2015) e Saha et al. (2015) em aplicações de

soldagem com os processos GTAW e GMAW em aços inoxidáveis austeníticos apresentam resultados similares aos verificados no presente trabalho.

4.4.2 Resultado do ensaio de Dobramento

Como forma qualitativa de avaliação da ductibilidade do metal depositado, foram realizados os ensaios de dobramento seguindo as instruções do QW-161 da norma ASME IX (2017) e item 8 da norma ASTM E190-14 (2014). A partir de cada amostra produzida pela aplicação dos diferentes processos de soldagem, foram removidos quatro corpos de prova para o dobramento, como ilustra a Figura 58, dos quais dois possuem como região de análise a face da raiz e os outros dois a face do reforço. O excedente de material das faces foi devidamente removido conforme espessura original do metal de base.

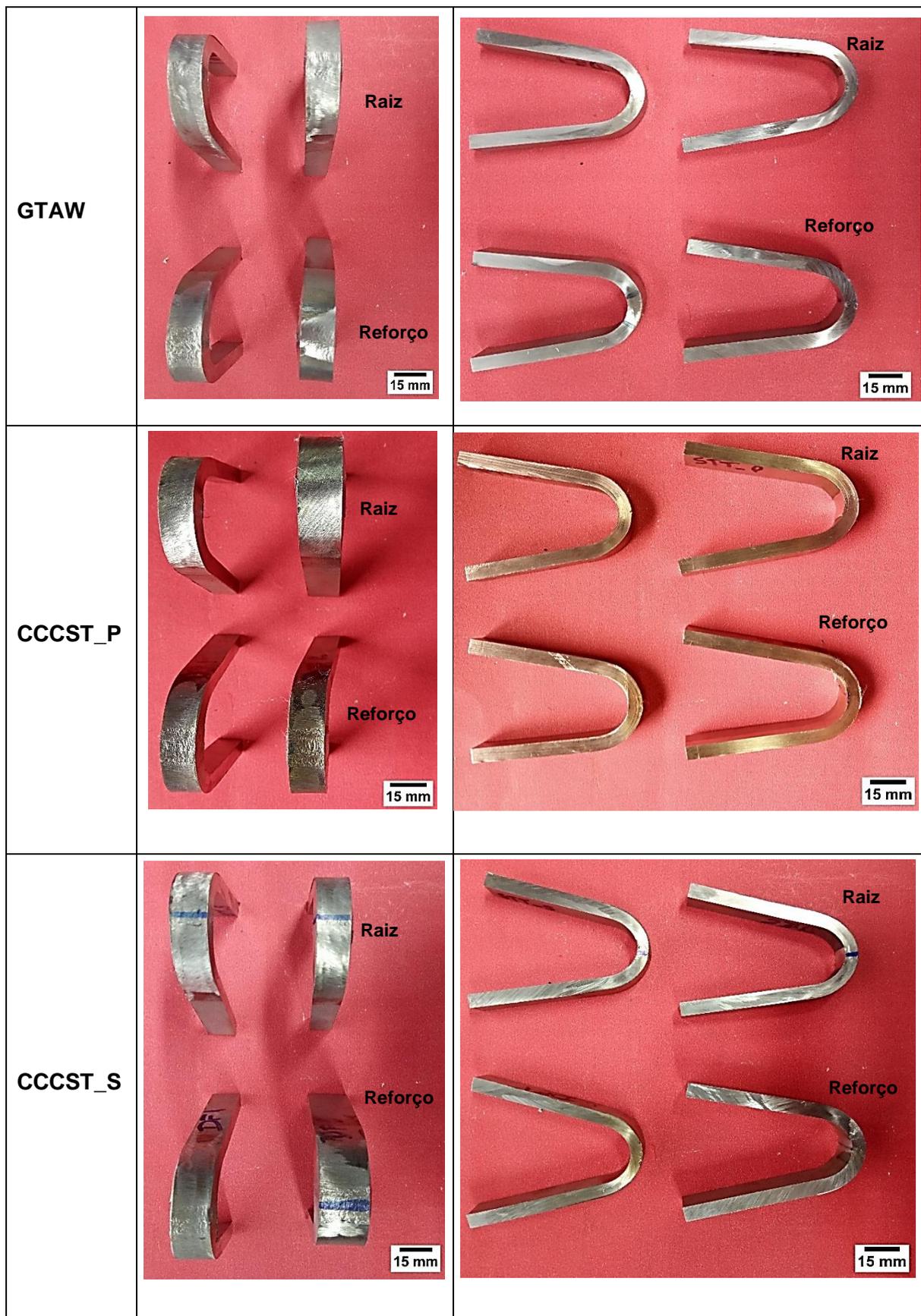
Figura 58 - Corpo de prova para o ensaio de dobramento.



Fonte: A autora, 2020.

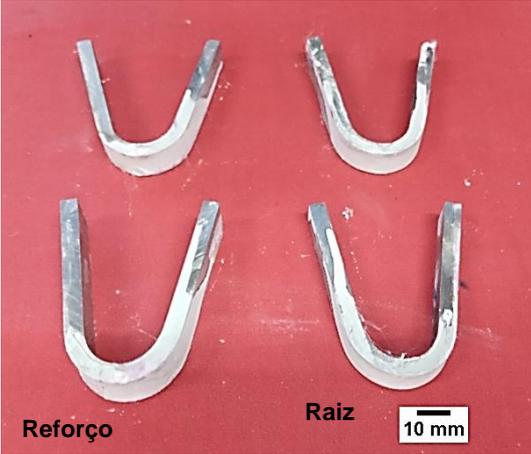
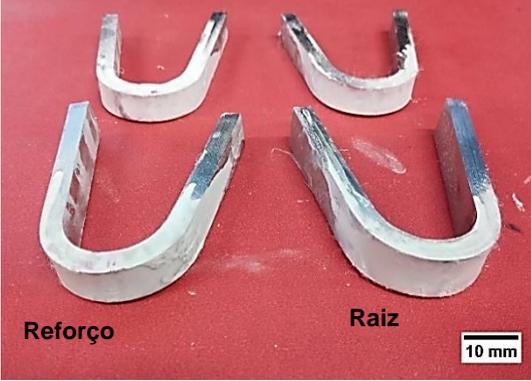
Todos os corpos de prova foram submetidos ao dobramento à 180° e para a todas aplicações foi realizada a avaliação visual, conforme critério estabelecido no item QW-163 da ASME IX (2017), que estabelece como resultado de aprovação caso a trinca ou qualquer outro tipo de defeito não exceder o comprimento de 3 mm. A Figura 59 apresenta os aspectos superficiais dos corpos de prova após dobramento.

Figura 59 - Aspecto superficial dos corpos de prova após o dobramento.



Para facilitar o processo da inspeção visual, foi realizado o ensaio não destrutivo de líquido penetrante, com o objetivo de evidenciar possíveis descontinuidades superficiais decorrente da aplicação do processo de soldagem. A Figura 60 apresenta o resultado da realização do LP em todos os corpos de prova após o dobramento à 180°.

Figura 60 - Corpos de Prova após realização do ensaio de líquido penetrante.

Processo	Corpos de Prova	Laudo
GTAW		Aprovado
CCCST_P		Aprovado
CCCST_S		Aprovado

Conforme critério de aprovação estabelecido (QW-163), todos os corpos de prova, com faces de análises tanto da raiz quanto do reforço, foram considerados aprovados, já que os mesmos não apresentaram descontinuidades em suas respectivas superfícies de avaliação.

Portanto, pode-se afirmar que a aplicação dos processos de soldagem não compromete a ductilidade característica dos aços inoxidáveis austeníticos. A ausência da proteção da purga durante a soldagem com o curto-circuito controlado, também, não influencia na propriedade de ductilidade.

4.4.2 Resultado do ensaio de Tração

Na Tabela 16 são apresentados valores mínimos para algumas propriedades mecânicas de alguns exemplos de aços austeníticos, os quais refletem a condição de laminados à quente e recozidos.

Tabela 16 - Valores mínimos para propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos selecionados.

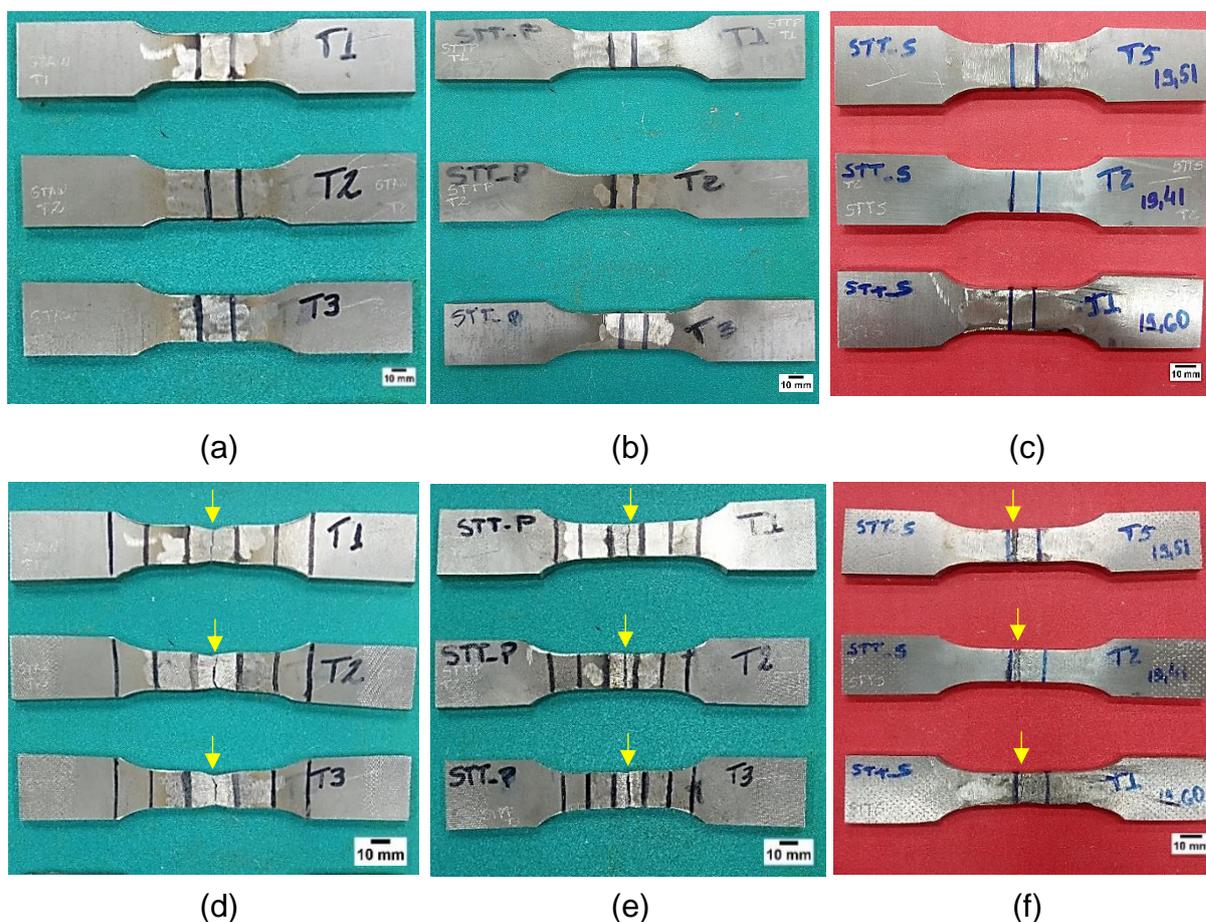
Liga	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Alongamento Transversal (%)	Alongamento Longitudinal (%)
304	515	205	25	35
308L	520	-	25	35

Fonte: Adaptado de LIPPOLD e KOTECKI, 2005; ASTM INTERNATIONAL, 2010.

Foi possível verificar que por possuírem grande similaridade na composição química (Tabelas 4 e 5), as ligas utilizadas como metais de base (304) e de adição (308L), no presente trabalho, apresentam valores de requisitos mínimos para suas respectivas propriedades mecânicas muito similares, conforme Tabela 16.

Para determinação dos valores de propriedades mecânica, tais como limite de resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento, foram realizados ensaios mecânicos de tração nas diferentes amostras produzidas pelos processos GTAW e curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a utilização da purga. Para viabilização deste ensaio foram usinados os corpos de prova como apresentados na Figura 61.

Figura 61 - Corpos de prova para o ensaio de tração removidos das juntas produzidas pelos processos (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S antes da realização do ensaio. (d) GTAW, (e) CCCST_P e (f) CCCST_S após realização do ensaio.



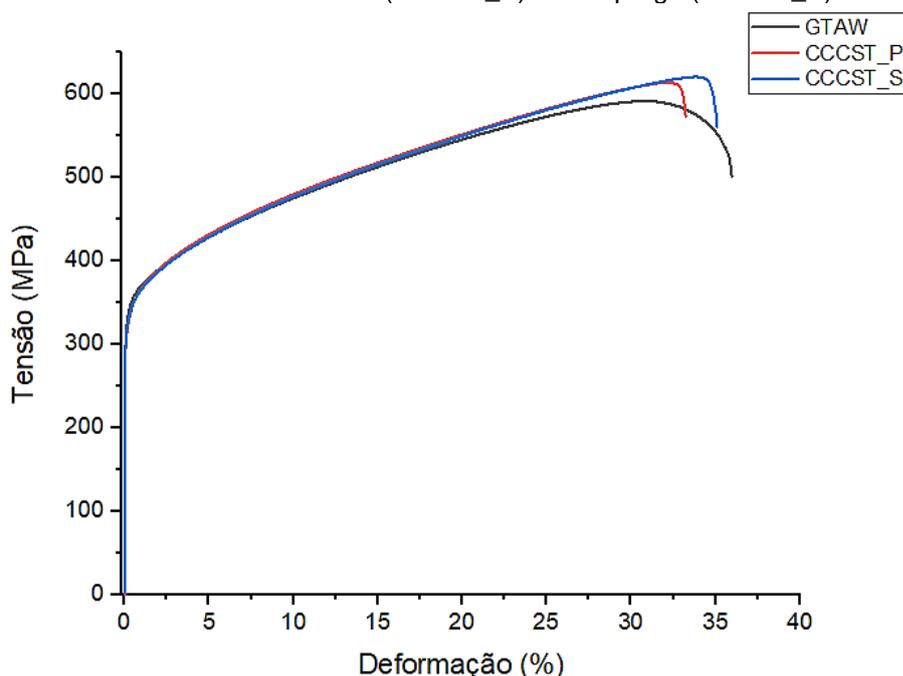
Fonte: A autora, 2020.

As dimensões adotadas para fabricação dos corpos de prova seguiram as instruções contidas na ASME IX (2017) e o ensaio foi realizado com direção do cordão transversal ao eixo de aplicação da força.

Nas imagens realizadas após o ensaio, Figura 61 (d), (e) e (f), foram indicados os locais da fratura dos corpos de prova, conforme seta amarela.

A partir dos valores de força aplicada e alongamento, adquiridos durante o ensaio mecânico de tração, conhecendo os valores atribuídos às respectivas áreas da seção transversal e o comprimento inicial da amostra, foi possível determinar os valores de tensão e deformação associados ao intervalo de aquisição. A Figura 62 apresenta as curvas associadas aos diferentes processos aplicados.

Figura 62 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova produzidos pelos processos GTAW, curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem purga (CCCST_S).



Fonte: A autora, 2020.

A partir da análise das curvas, foi possível observar que todos os corpos de prova (junta soldada) ensaiados apresentaram limite de resistência à tração próximos ao valor de 600 MPa. Tais valores apresentados foram superiores ao valor de requisito mínimo de 520 MPa atribuído ao material utilizado como metal de adição (308L), conforme Tabela 16.

Com base na média obtida nos ensaios realizados para cada aplicação, bem como nas informações fornecidas pelo fabricante do metal de base, foi possível estabelecer os valores resumidos na Tabela 17.

Tabela 17 - Limite de Resistência à Tração, Tensão de Escoamento e Alongamento Transversal para as diferentes aplicações.

	Limite de resistência à tração (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento transversal (%)
Metal de base⁽¹⁾	682	348	55
GTAW	591 ± 9	335,86 ± 10,52	35,93 ± 2,55
CCCST_P	614 ± 57	323,69 ± 4,65	33,22 ± 5,65
CCCST_S	621 ± 7	323,8 ± 3,3	35,08 ± 0,04

⁽¹⁾ Valores obtidos no certificado de fornecimento da chapa (AÇOTUBO, 2020);

Fonte: A autora, 2020.

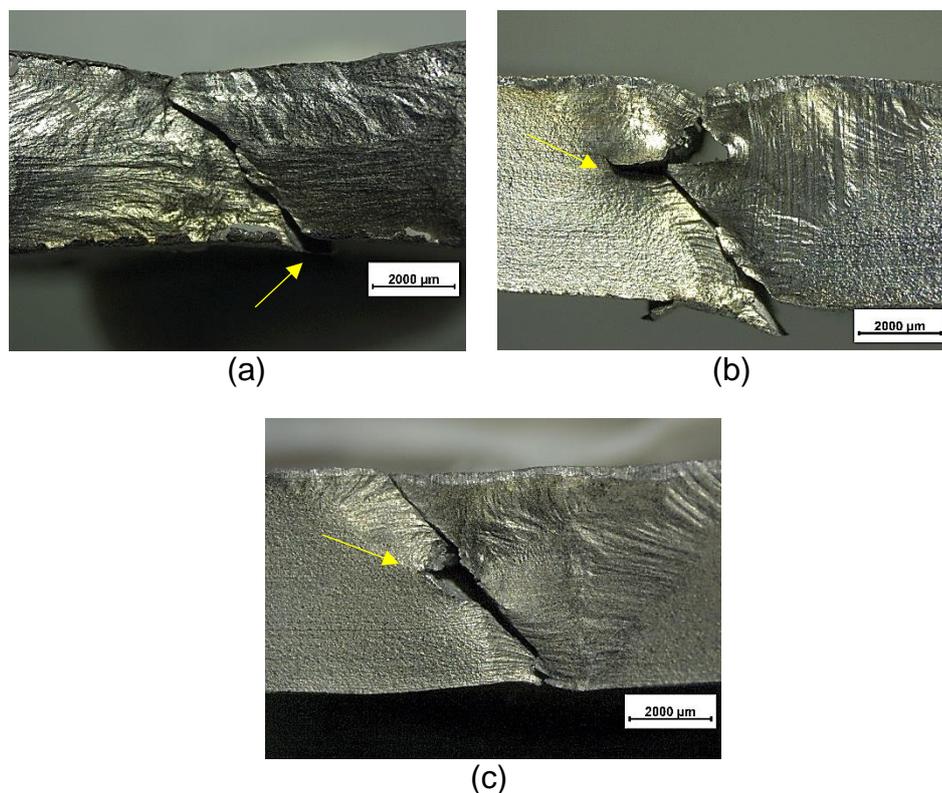
A junta soldada pelo processo de GMAW por curto-circuito controlado sem a utilização do gás de purga apresentou o maior valor de limite de resistência à tração entre as aplicações avaliadas, 621 MPa, porém o valor apurado não foi superior ao valor atribuído ao metal de base utilizado, 682 MPa. Provavelmente, por este motivo todos os corpos de prova apresentaram a fratura propagando-se na região do metal depositado, como pode ser observado em Figura 61 (d), (e) e (f).

Em relação aos valores de tensão de escoamento, as juntas produzidas pelo processo de curto-circuito controlado apresentaram valores muito próximos, entretanto a junta soldada com o GTAW apresentou valor maior para a tensão de escoamento e no alongamento transversal. Foi possível visualizar, por meio da análise das curvas e do aspecto visual dos corpos de prova após o ensaio, que os cordões produzidos pelo processo GTAW apresentou um maior nível de escoamento (estricção) em relação à aplicação do curto-circuito controlado.

Parâmetros relacionados à soldagem, como tensão e corrente, possuem grande influência sobre às propriedades mecânicas dos materiais, por influenciarem diretamente a energia térmica envolvida à aplicação (YILMAZ e UZUN, 2002; TALABI *et al.*, 2014; FONSECA, SILVA e BRANT, 2017). Relacionando aos valores de aporte térmico estabelecidos para às aplicações (Figura 31), as juntas soldadas pelo curto-circuito controlado apresentaram menores valores de aporte térmico e maiores valores de limite de resistência à tração associado.

Nas aplicações de processos de soldagem por fusão à arco elétrico, existe uma tendência a sensibilização da região da zona termicamente afetada (ZTA), devido ao aporte térmico associado à aplicação, tendo como resultado o crescimento de grão nesta região em materiais recozidos ou recristalizados (característica mais perceptível nos materiais laminados à frio). Com isso, durante a aplicação de ensaio mecânico de tração em amostras cuja orientação do cordão é transversal em relação ao eixo da mesma a fratura tende a ocorrer, inicialmente, na ZTA (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). A Figura 63 apresenta as macrografias das juntas após a fratura.

Figura 63 - Macrografias das juntas após fratura durante ensaio mecânico de tração. (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.

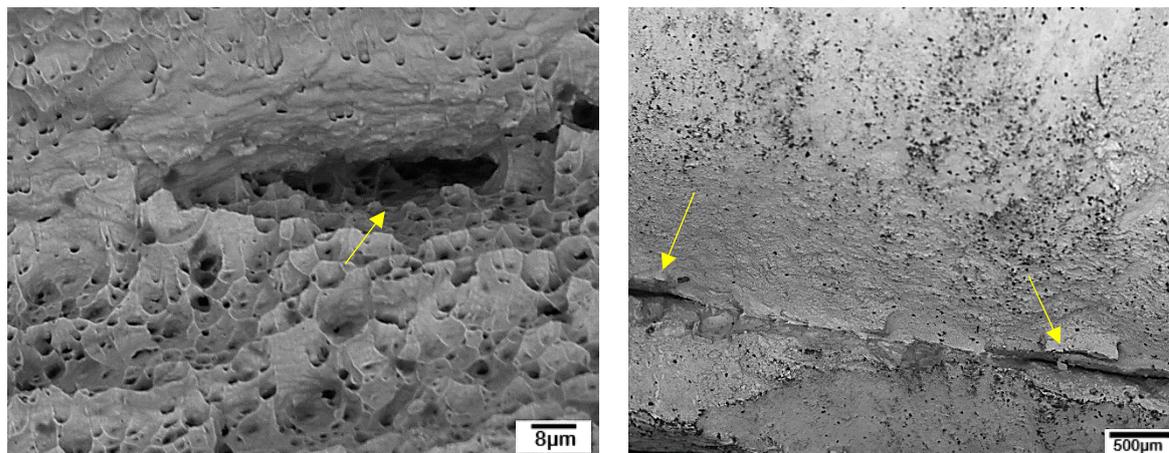


Fonte: A autora, 2020.

As macrografias das juntas produzidas pelos diferentes processos após a fratura decorrente do ensaio de tração apresenta, conforme destacado (Figura 63), os possíveis pontos de iniciação da fratura, indicando a região da ZTA como área de fragilização no sistema da junta, corroborando com a teoria explicada por Lippold e Kotecki (2005). Reforçando esta observação, a região da ZTA, conforme Tabela 15, também apresentou os menores valores de microdureza.

A presença de microdefeitos, como os identificados na Figura 38 e ilustrados na Figura 64, também pode ter contribuído diretamente para a nucleação de trincas durante a execução do ensaio de tração, e, com isso ter influenciado as propriedades mecânicas da junta, atuando como fortes concentradores de tensões (HERTZBERG, VINCI e HERTZBERG, 2012; NANDA, KUMAR e NANDA, 2013).

Figura 64 - Microdefeitos identificados na superfície de fratura.



Fonte: A autora, 2020.

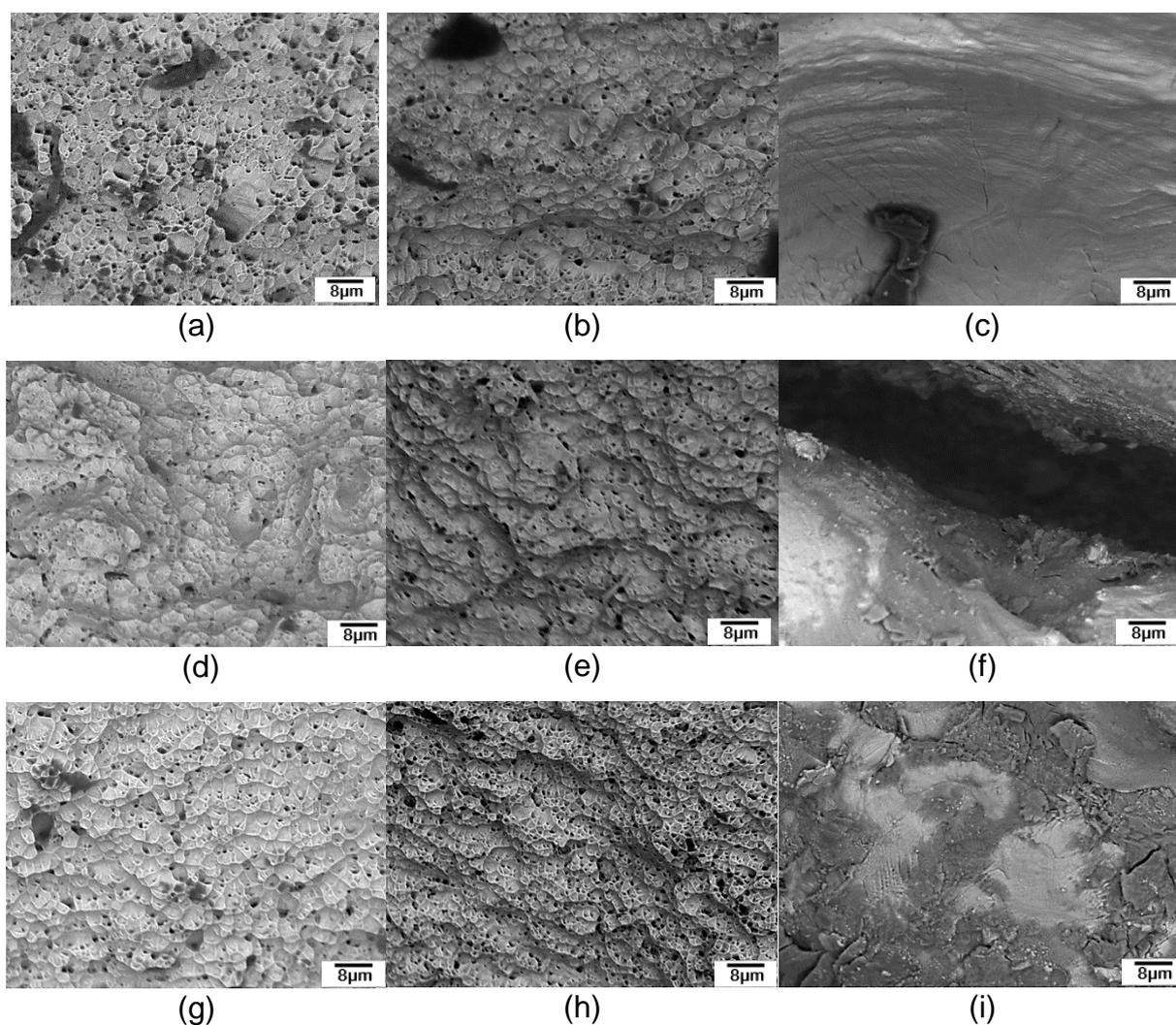
A Figura 65 apresenta a morfologia da fratura dos corpos de prova após realização do ensaio de tração para a diferentes condições. O aspecto superficial observado na maior parte das amostras, demonstrou que a fratura pode ser caracterizada como fratura dúctil devido ao surgimento da morfologia caracterizada por alvéolos, também conhecidos como “dimples” ou microcavidades (LI *et al.*, 2015).

Conforme destacam Hertzberg, Vinci e Hertzberg (2012), o aspecto superficial da fratura, contendo microcavidades, depende do estado de tensão submetido ao sistema. Nas condições simples de carregamento uniaxial, os alvéolos tendem a se formar em associação com partículas fraturadas e/ou regiões de interfaces com crescimento associado a um plano, geralmente, normal ao eixo de tensão, caracterizando o tipo de falha conhecida como “taça-cone”. Os alvéolos formados apresentam, normalmente, formato esférico, como observado nas Figuras 65 (a), (b), (d), (e), (g) e (h). Como o crescimento e a coalescência desses alvéolos envolvem um processo local de deformação plástica, de ocorrência típica em materiais metálicos, é de se esperar que a energia total da fratura seja relacionada de alguma forma ao tamanho dessas microcavidades. Conforme observação em estudos prévios, a energia de fratura tende a aumentar a partir do aumento relativo da profundidade e da largura dos alvéolos.

As Figuras 65 (c), (f) e (i) apresentam um aspecto característico de fratura por clivagem, associada a baixa energia com direção de propagação ao longo de planos cristalográficos de baixo índice, conhecidos como “planos de clivagem”, caracterizando o tipo de fratura frágil, geralmente causada por elementos de

fragilidade no material. Este tipo de falha é, frequentemente, comparado às fraturas observadas em rochas, devido a forma como os minerais e se separam ao longo de determinados planos cristalográficos. Este tipo de falha não é comum para a estrutura austenítica aplicada no presente trabalho, porém estas imagens refletem à condição superficial dos microdefeitos identificados nas superfícies de fratura após o ensaio de tração e classificados como elementos de fragilização do sistema (HERTZBERG, VINCI e HERTZBERG, 2012; LIPPOLD, 2015).

Figura 65 - Fractografias das superfícies de fratura dos corpos de prova após realização do ensaio de tração para a aplicações dos processos (a), (b) e (c) GTAW; (d), (e) e (f) CCCST_P e (g), (h) e (i) CCCST_S.



Fonte: A autora, 2020.

4.5 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA PROTEÇÃO DA PURGA NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO

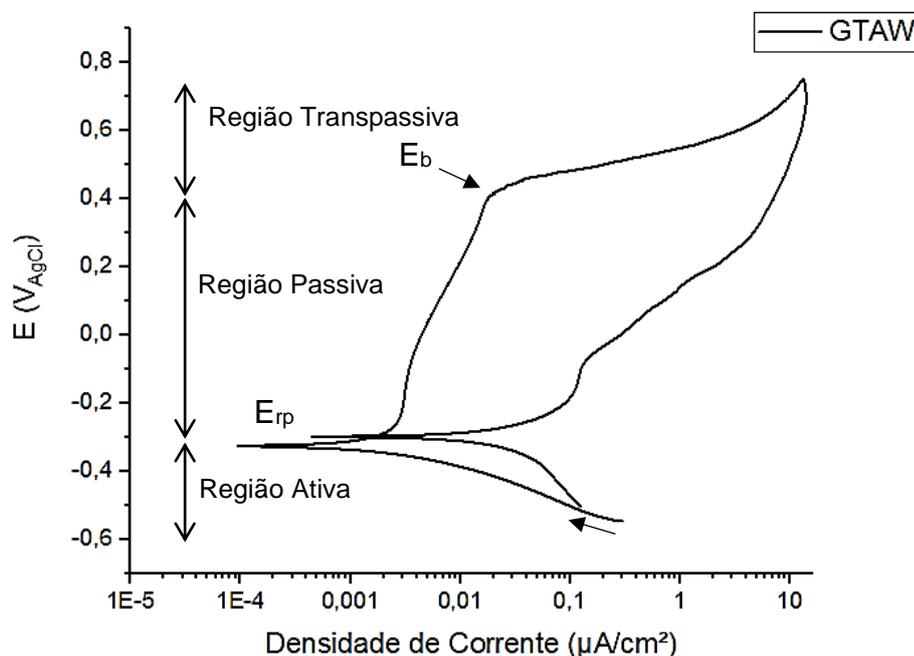
Como forma de avaliar a resistência à polarização, ou seja, alteração do potencial de corrosão, foi empregado o método de Polarização Potenciodinâmica Cíclica, que torna possível a análise de reações eletroquímicas presentes na superfície dos materiais passiváveis, como o aço inoxidável austenítico AISI 304, objeto do estudo em questão.

Como resultado da aplicação desta técnica de polarização cíclica, à temperatura ambiente, sobre a superfície do passe de raiz das juntas soldadas pelos processos GTAW e GMAW por curto-circuito com transferência metálica controlada pela tensão superficial com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) a utilização do gás de proteção da purga na execução deste passe, foram plotadas as curvas apresentadas nas Figuras 66, 67 e 68.

A fase inicial de cada curva representa as reações catódicas, que após ultrapassar o potencial de circuito aberto (PCA), dá início às reações anódicas, caracterizando as regiões ativa e passiva, respectivamente. Foram destacados, também, o potencial de repassivação (E_{rp}), que representa o potencial necessário para que o material possa recompor sua camada passivadora, e o potencial de *breakdown* (E_b), parâmetro que indica o início da região transpassiva na qual a camada passivadora torna-se instável caracterizando o início da transferência dos íons formados para a solução eletrolítica (TAIT, 1994; KELLY *et al.*, 2002).

Na Figura 66 é possível observar o comportamento da superfície da raiz da junta produzida por GTAW quando exposta à solução eletrolítica de 3,5% de NaCl. É possível distinguir a região passiva (reações anódicas) bem definida, bem como o início da região transpassiva (potencial de *breakdown*). A histerese positiva definida pela curva indica que os valores de corrente na reversão são maiores do que os valores de corrente da ida, determinando que o filme passivo não reparou após o início de formação do mecanismo de corrosão (KELLY *et al.*, 2002), neste caso, os pites.

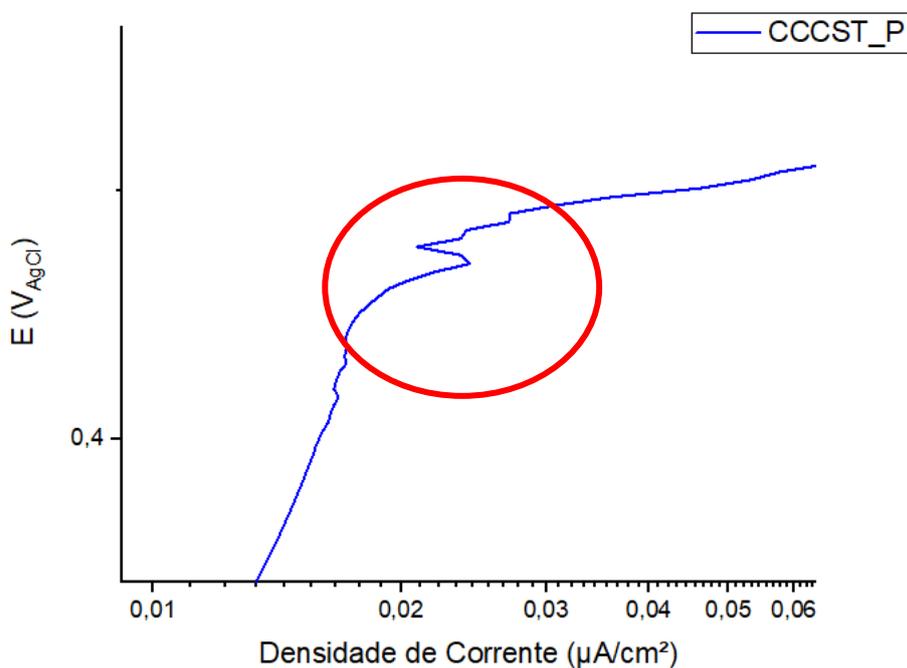
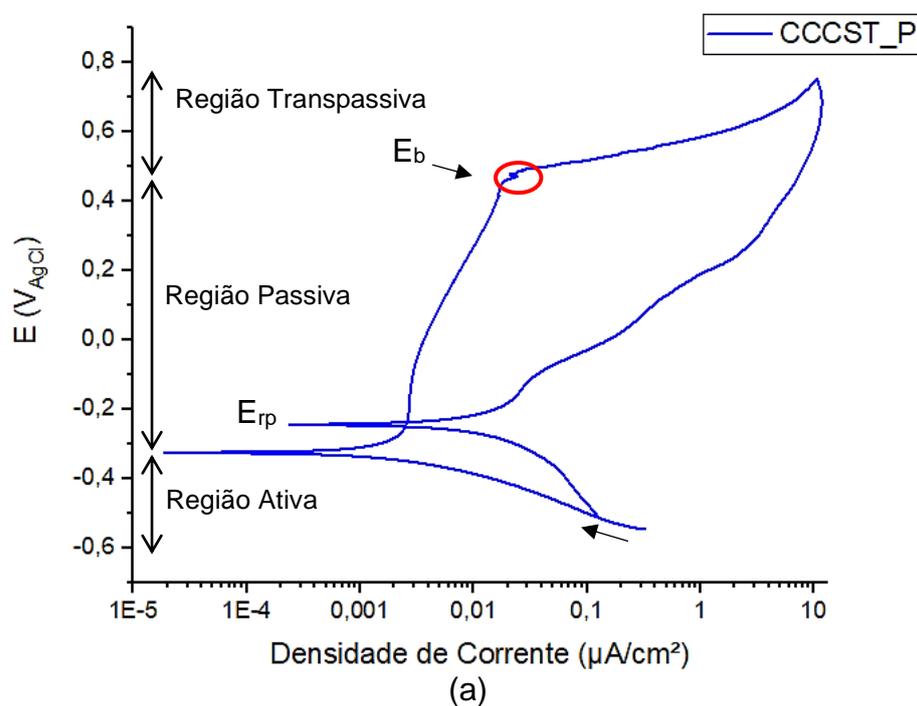
Figura 66 - Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo GTAW em eletrólito de 3,5% NaCl.



Fonte: A autora, 2020.

A curva apresentada na Figura 67 (a) reúne os resultados das reações eletroquímicas que ocorrem sobre a superfície da raiz, da junta produzida pelo curto-circuito controlado com a utilização da proteção do gás de purga, durante exposição à solução eletrolítica de 3,5% de NaCl. As regiões passiva (reações anódicas) e transpassiva são bem definidas, tal qual seu respectivo potencial de *breakdown*. Além disso, a histerese positiva indica que o filme passivo não reparou após o início da formação dos pites. Na região destacada no círculo vermelho (detalhe na Figura 67b), logo após o início da região transpassiva, é possível notar um serrilhamento na curva, no qual ocorre um aumento significativo na densidade de corrente para pequenas variações no potencial, caracterizando uma instabilidade passiva resultado da nucleação de pites metaestáveis.

Figura 67 - (a) Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo de curto-circuito controlado com proteção da purga (CCCST_P) em eletrólito de 3,5% NaCl, (b) detalhe do serrilhamento identificado.

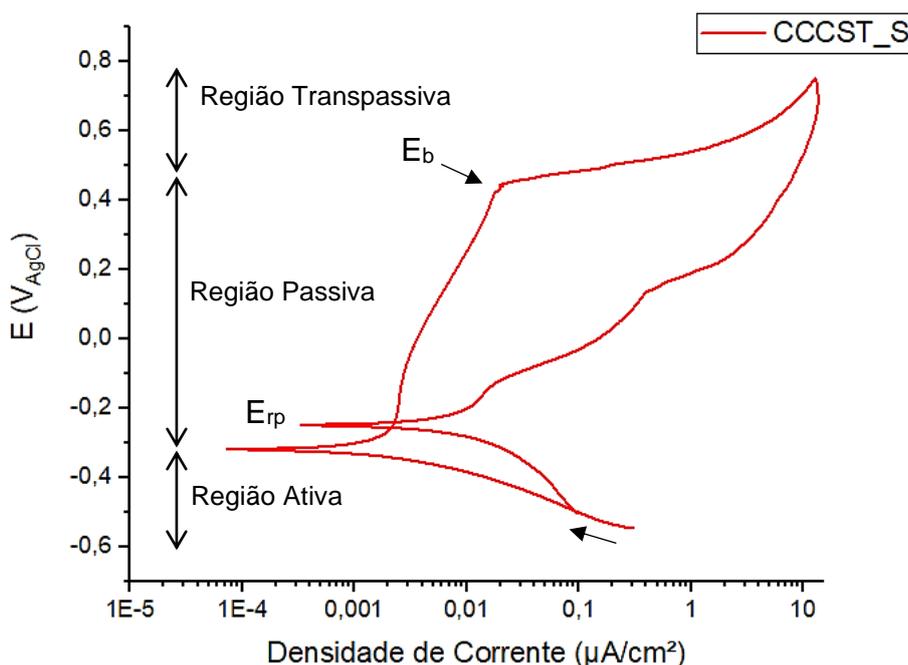


Fonte: A autora, 2020.

A Figura 68 apresenta os resultados das reações eletroquímicas na superfície da raiz, da junta produzida pelo curto-circuito controlado sem a proteção do gás de purga, quando exposta à solução eletrolítica de 3,5% de NaCl. A região passiva (reações

anódicas) é bem definida, assim como o início da região transpassiva (potencial de *breakdown*). A histerese positiva definida pela curva indica que a camada não repassivou após o início de formação dos pites. Foi observado, também, uma pequena perturbação na curva, típico da nucleação de pites metaestáveis, após o início da região transpassiva, porém numa proporção muito menor do que foi observado na aplicação com a purga.

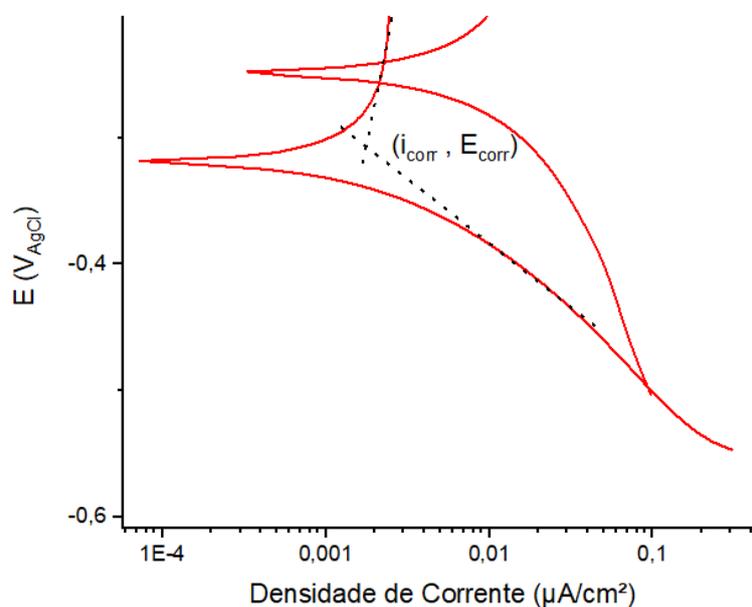
Figura 68 - Curva de Polarização Potenciodinâmica para aplicação do processo de curto-circuito controlado sem proteção da purga (CCCST_S) em eletrólito de 3,5% NaCl.



Fonte: A autora, 2020.

Como metodologia para determinação do potencial de corrosão (E_{corr}) necessário para o início das reações anódicas, bem como a corrente de corrosão (i_{corr}), foi adotada a extrapolação de Tafel, que, por meio da extrapolação dos segmentos lineares das regiões ativa (reações catódicas) e passiva (reações anódicas), torna possível determinar tais parâmetros (KELLY *et al.*, 2002). Por meio do software NOVA, utilizado durante os ensaios, foi possível determinar os valores com maior nível de confiança, no qual a extrapolação de Tafel serve de base para o algoritmo empregado. Um exemplo do método aplicado é apresentado na Figura 69.

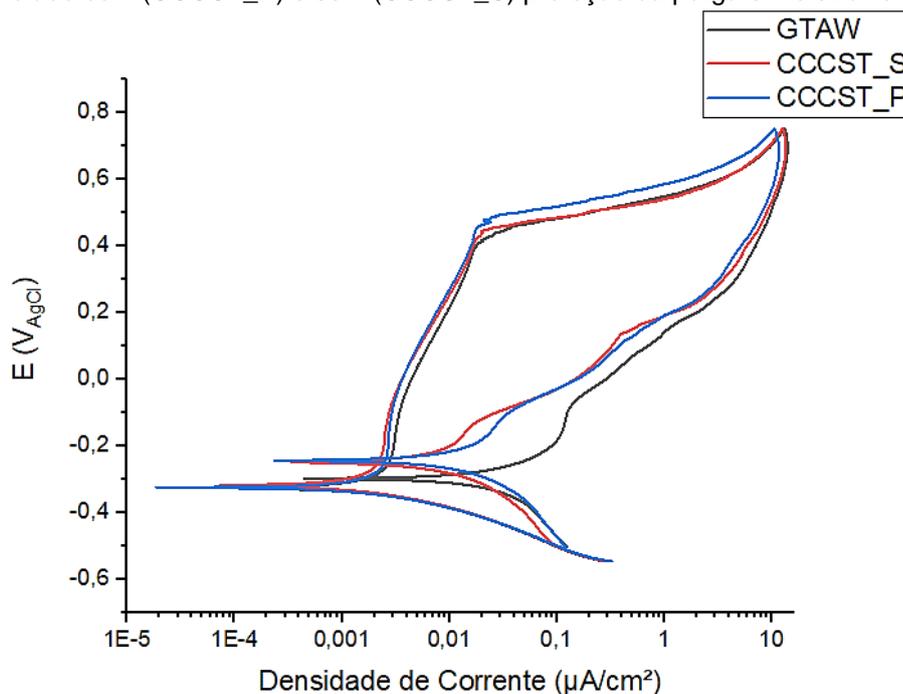
Figura 69 - Método de extrapolação de Tafel para obtenção do potencial de corrosão e densidade de corrente de corrosão.



Fonte: A autora, 2020.

A Figura 70 reúne as curvas e a Tabela 18 apresenta um resumo dos resultados obtidos durante a polarização potenciodinâmica cíclica dos corpos de provas produzidos pelas condições sob estudo em solução eletrolítica de 3,5% de NaCl.

Figura 70 - Curvas de Polarização Potenciodinâmica para aplicação dos processos GTAW, curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem (CCCST_S) proteção da purga em eletrólito de 3,5% NaCl



Fonte: A autora, 2020.

Tabela 18 - Potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (i_{corr}), potencial de repassivação (E_{rp}) e potencial breakdown (E_b).

	E_{corr} (V_{AgCl})	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_{RP} (V_{AgCl})	E_B (V_{AgCl})
GTAW	$-0,32 \pm 0,001$	$2,42 \pm 0,10$	$-0,29 \pm 0,02$	$0,42 \pm 0,01$
CCCST_P	$-0,33 \pm 0,02$	$2,16 \pm 0,05$	$-0,24 \pm 0,04$	$0,48 \pm 0,002$
CCCST_S	$-0,29 \pm 0,02$	$1,87 \pm 0,20$	$-0,25 \pm 0,01$	$0,43 \pm 0,01$

Fonte: A autora, 2020.

A partir da análise das curvas apresentadas na Figura 70 e dos valores expressos na Tabela 18 é possível notar que os valores dos potenciais de corrosão, de repassivação e de *breakdown* obtidos das diferentes situações apresentaram pequenas variações entre eles. A condição de aplicação do curto-circuito controlado com a utilização da proteção da purga apresentou, dentre as condições avaliadas, maior valor de potencial de *breakdown*, o que representa que este material iniciou a região transpassiva mais lento, quando comparado com os outros.

A aplicação do processo GTAW apresentou o maior valor de densidade de corrente de corrosão, resultando no aumento da cinética das reações anódicas, assim como apresentou menor valor do potencial de repassivação, o que demonstra uma menor facilidade de recomposição do filme passivo após início de formação dos pites.

A face da raiz produzida pelo curto-circuito controlado sem a utilização da purga apresentou o maior potencial de corrosão, $-0,29V_{AgCl}$ associado ao menor valor de densidade de corrente, representando uma maior resistência ao início das reações anódicas, bem como resulta na redução da cinética das reações, reduzindo a velocidade de corrosão nesta condição em relação às demais. Mesmo a diferença dos resultados obtidos a partir das diferentes juntas soldadas não apresentar valores expressivos, a aplicação do curto-circuito controlado sem a utilização da purga, por meio da combinação dos fatores, representa a condição de melhor resistência ao início de ação dos mecanismos de corrosão em condições operacionais de exposição à ambientes salinos, ainda que seja ligeiramente melhor.

Estudo conduzidos por Xu et al. (2014) e Osoba et al. (2016) sobre polarização cíclicas em aço inoxidável austenítico 304, apresentaram valores de potencial de corrosão menores, entre $-0,44$ e $0,42V_{AgCl}$, e maiores densidades de corrente, de 8 a $12 \mu A/cm^2$, indicando a menor resistência à corrosão do metal utilizado de base, quando comparado aos valores obtidos nas juntas soldadas.

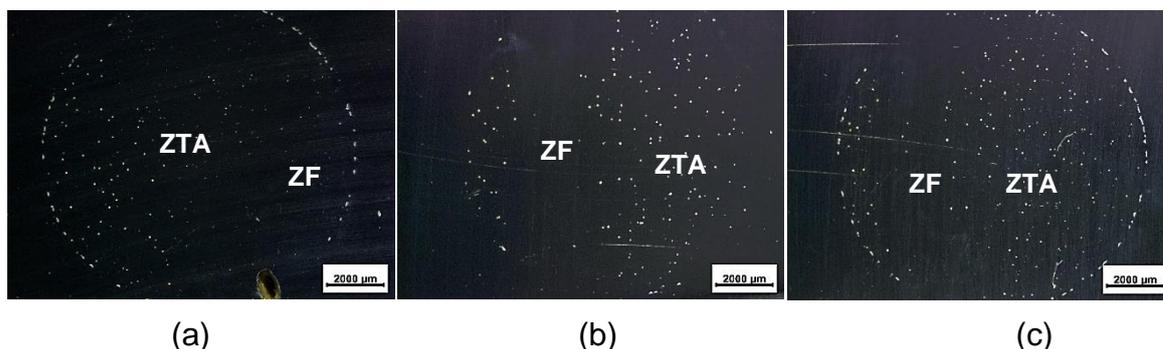
Osoba et al. (2016) concluiu, baseado nos resultados obtidos em sua pesquisa, que a formação de ferrita a final da solidificação não degrada ou até mesmo inibe a resistência à corrosão típica dos aços inoxidáveis austeníticos, como, normalmente, é associados à identificação do precipitado $M_{23}C_6$ na matriz. Além disso, em ambientes ácidos e básicos, a amostra trabalhada à frio e tratada termicamente a 60%, com teor reduzido de ferrita delta, mostrou maior suscetibilidade à corrosão do que a amostra de aço inoxidável com maior quantidade de ferrita, possível explicação da maior resistência à corrosão apresentada pela junta soldada em relação ao metal de base.

As fases indesejadas podem precipitar sob condições de elevadas temperaturas ou durante a soldagem, o que pode levar ao desequilíbrio das fases ferrita e austenita, com a precipitação de fases intermetálicas causando diminuição da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis (WANG *et al.*, 2017; SANTA CRUZ *et al.*, 2019).

Estudos como os reportados por Cui et al. (2017), Krell, Li e Cong (2017) e Santa Cruz et al. (2019) comprovaram, que além da composição, fatores como a variação de pH e da temperatura possuem grande influência sobre a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, devido à alterações sobre a cinética das reações eletroquímicas. Tais fatores podem ter contribuído para os resultados obtidos, com pequenas variações de valores devido à similaridade de composição dos materiais aplicados e controle das temperaturas envolvidas.

A Figura 71 apresenta macrografias das superfícies de análise após a polarização potenciodinâmica cíclica, revelando a concentração maior dos pites em torno do cordão de solda, na região destacada como ZTA nas imagens. A provável explicação para tal ocorrência está na influência do gradiente de temperatura imposto à esta região na cinética das reações eletroquímicas e na microestrutura formada, sendo o gradiente em função da aplicação do ciclo térmico da soldagem por fusão à arco elétrico, empregado no presente estudo. Este comportamento de formação preferencial de pites na região ao redor do metal de solda, somente sofre alterações em casos de segregação crítica de elementos ou formação de fases deletérias na zona fundida (AHMAD, 2006; LIPPOLD, 2015; SANTA CRUZ *et al.*, 2019). As Figuras 71 (a) e (c) apresentaram corrosão por frestas, na região de interface da célula eletroquímica com a superfície das amostras.

Figura 71 - Macrografias da superfície da raiz após realização do ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica nas aplicações dos processos (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.



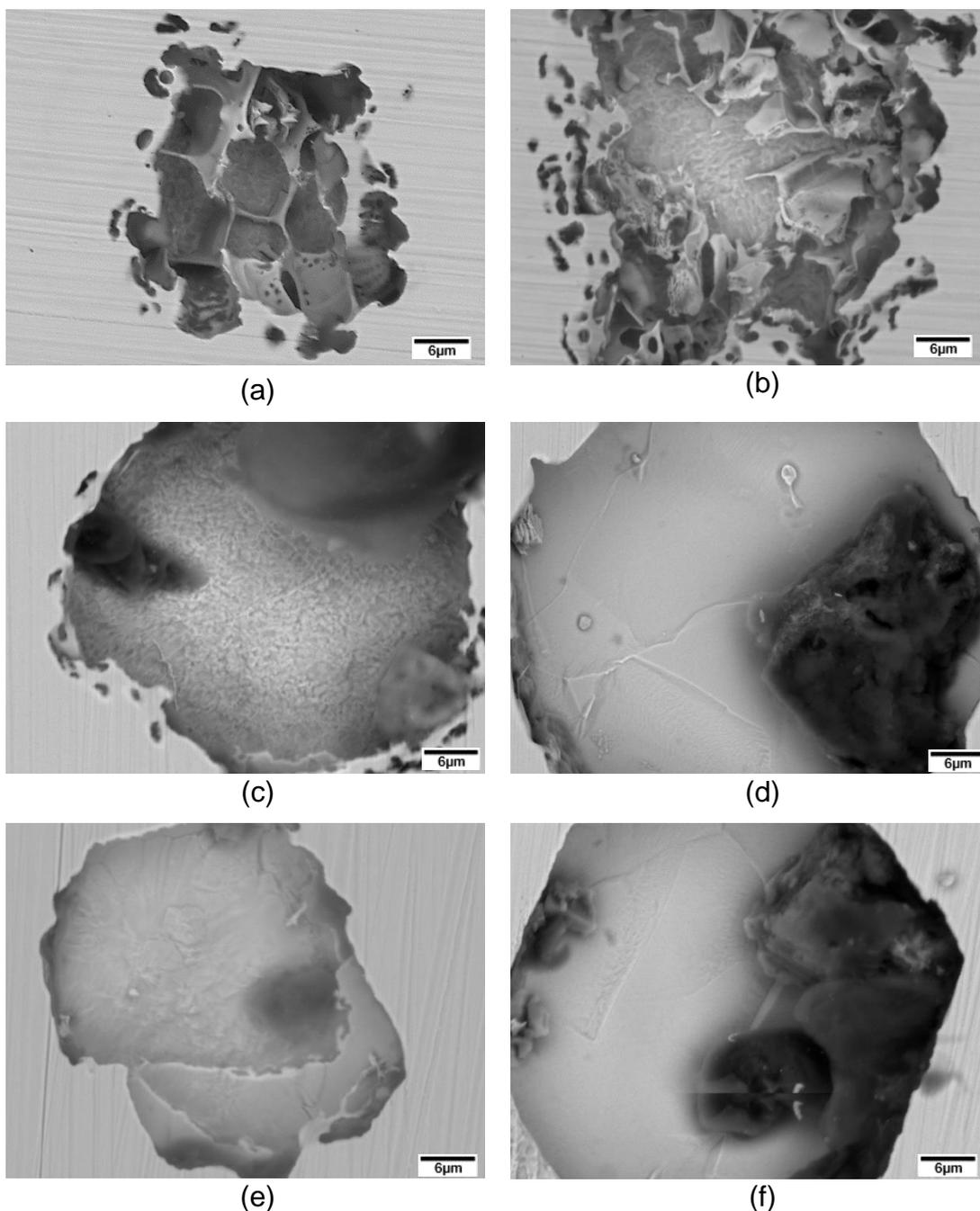
Fonte: A autora, 2020.

As classes de materiais formadas pelas ligas de aços inoxidáveis e alumínio tendem a ser mais susceptíveis à formação do mecanismo de corrosão por pites em meios salinos, devido, principalmente, pela influência dos elementos de liga contidos em suas respectivas composições. Tais elementos, são responsáveis pelas variações no processo de solidificação e na cinética de formação da camada passivadora (distribuição de impurezas) e, por isso, possuem influência direta sobre a susceptibilidade de um determinado tipo de solidificação à ocorrência de pites (MUDALI e PUJAR, 2002; AHMAD, 2006; LIPPOLD, 2015).

O mecanismo de corrosão identificado pela morfologia apresentada após a realização do ensaio de polarização cíclica foi a formação de pites, conforme ilustra a Figura 72. Segundo Gentil (2014), este mecanismo se processa a partir da formação de pequenas cavidades na superfície metálica, as quais apresentam a região de fundo (interna) em forma angular e por dimensões características a profundidade é maior do que o diâmetro, na maioria dos casos.

A Figura 72 apresenta alguns exemplos dos pites formados na superfície da raiz das juntas soldadas pelos processos de GTAW e curto-circuito controlado com (CCCST_P) e sem purga (CCCST_S).

Figura 72 - Pites formados após polarização potenciodinâmica na superfície da raiz das juntas soldadas por (a) e (b) GTAW; (c) e (d) CCCST_P; (e) e (f) CCCST_S.



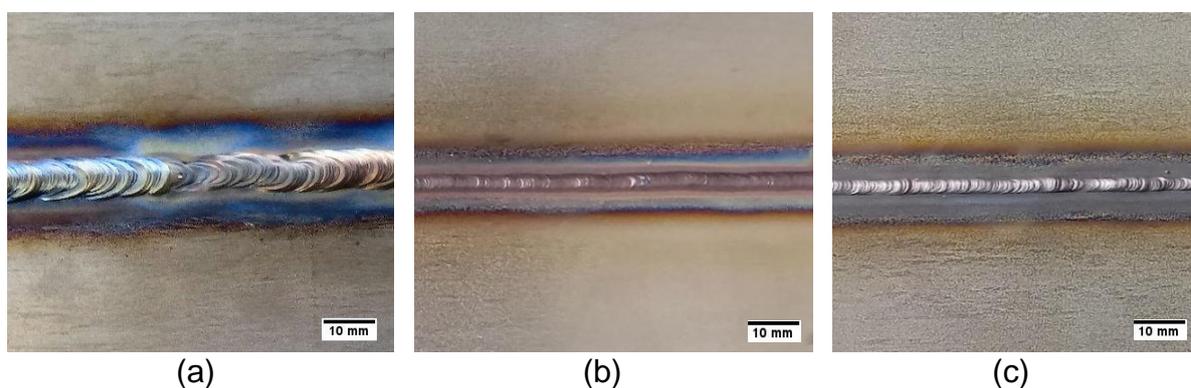
Fonte: A autora, 2020.

A despeito das diferentes configurações apresentadas, por meio da característica de formação, tais quais, solução eletrolítica aplicada e polarização induzida, além do aspecto visual comum, o mecanismo de corrosão foi classificado pela formação de pites localizados.

Cabe ressaltar, que apesar dos resultados de potencial de corrosão atribuídos às juntas produzidas pelo processo de GMAW por curto-circuito controlado sem a

utilização do gás de purga durante a execução da soldagem em ambientes salinos, a oxidação caracterizada pela formação de um filme colorido de óxidos, também conhecidos como *heat tints* (Figura 73), comum à todas as amostras produzidas e é uma preocupação recorrente durante a aplicação de ciclos térmicos de soldagem em aços inoxidáveis, como destacam Bergquist, Huhtala e Karlsson (2011) e Taban, Kaluc e Aykan (2014), devido ao efeito prejudicial sobre a resistência à corrosão que se espera nesta região.

Figura 73 - Detalhe dos *heat tints* na superfície da raiz. (a) GTAW, (b) CCCST_P e (c) CCCST_S.



Fonte: A autora, 2020.

Provavelmente, a formação deste filme colorido de óxido na região de entorno do cordão de solda, também, contribuiu para a maior concentração de formação dos pites nesta região, como observado nas macrografias apresentadas na Figura 71.

A coloração deste filme de óxido pode revelar o grau de contaminação desta região em função do teor de oxigênio residual. Colorações relativas a concentrações de oxigênio residual inferiores a 1000ppm, são consideradas aceitáveis por critérios normatizados (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2003; PETROBRAS, 2017). A coloração apresentada pelas amostras produzidas encontrava-se na faixa de aceitação das normas aplicadas. Entretanto, a remoção mecânica ou química deste filme colorido de óxido é recomendada, sempre que possível.

No estudo realizado por Taban, Kaluc e Aykan (2014) em aplicação do GTAW em aços austeníticos da série 300, foi verificado que apesar dos efeitos negativos sobre a resistência à corrosão da ausência da purga e do aumento do teor de gás nitrogênio na purga, tais condições não afetaram significativamente as propriedades mecânicas assim como à susceptibilidade das juntas produzidas à ocorrência de trincas à quente.

Os resultados da pesquisa desenvolvida por Lucas (2019) revelou uma aplicação de sucesso para a aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado em materiais de baixa liga, P5B grau P91, sem a utilização do gás de purga, a partir da aplicação dos parâmetros ideais relacionados ao processo e ao material a ser soldado.

Para a aplicação deste processo derivativo do GMAW em aços inoxidáveis sem a utilização do gás de proteção da purga faz-se necessário, portanto, a avaliação das condições de soldagem adequadas, da atmosfera/fluido de operação e composição dos materiais a serem aplicados. Todavia, foi observado o bom desempenho da aplicação frente aos processos convencionais e com utilização de gás de purga, apresentando-se como um possível substituto para a soldagem de raiz de tubulações, gerando propriedades similares e poucos efeitos deletérios, além de um impacto econômico positivamente significativo.

5 CONCLUSÕES

A soldagem GMAW por curto-circuito controlado (CCC) pelo mecanismo de controle da transferência metálica pela tensão superficial no aço inoxidável austenítico AISI 304 foi executada e comparada com a aplicação do processo GTAW sobre o mesmo material.

A partir da adoção dos critérios normativos de avaliação, foi possível viabilizar experimentos com o objetivo de determinar os parâmetros adequados para aplicação dos processos GTAW e GMAW por curto-circuito controlado com e sem a utilização do gás de purga, verificando como cada parâmetros influenciou para aprovação nos critérios estabelecidos. Com a utilização dos parâmetros de soldagem otimizados, foi possível produzir juntas, para a condição sem a proteção da purga, com mesmo nível de qualidade, sendo aprovadas aos critérios estabelecidos.

A partir dos valores apurados de aporte térmico associado a cada processo foi possível verificar que a aplicação do processo GTAW resulta no aumento de 109,2% na energia térmica transferida à peça, quando comparada à aplicação do curto-circuito controlado, além disso, a ausência da proteção da purga na execução do passe de raiz não influenciou significativamente na determinação dos valores de aporte térmico, pois a diferença entre os valores apurados foi na ordem de 0,1%.

A aplicação do processo semi-automático de GMAW por curto-circuito controlado pela transferência por controle da tensão superficial, garantiu uma melhor reprodutibilidade e integridade à junta produzida, resultando em uma deposição isenta de descontinuidades sejam superficiais ou internas ao cordão de solda, em conformidade as limitações técnicas do ensaio de radiografia computadorizada aplicada. Entretanto, na análise de micrografia, foram identificadas descontinuidades, classificadas como microvazios, atribuídos à limpeza deficiente entre passes.

A junta produzida pelo processo GTAW apresentou, em relação à área depositada, uma diluição de 19,03%, enquanto à aplicação do processo GMAW por curto-circuito controlado apresentou uma diluição média de 10,89%.

A avaliação da micrografia revelou a microestrutura formada na junta soldada pelos processos GTAW e curto-circuito controlado, característica do modo de solidificação FA apresentando as fases austenita (δ) e ferrita (γ). Como a composição dos metais de adição utilizados foi similar, bem como a taxa de resfriamento atribuída aos processos de soldagem à arco apresentar valores próximos, a microestrutura

observada nas juntas soldadas apresentou grande similaridade nos resultados, sendo as morfologias observadas: ferrita do tipo “Lathy”, as quais apresentaram-se, majoritariamente, nas regiões de interface entre passes, com o metal de base ou interface superior dos cordões, e vermicular, identificadas na região interna dos cordões. Isto se deve ao fato destas regiões de interface apresentarem maiores taxas de resfriamento associadas ao processo de solidificação, portanto favorecer a formação deste tipo de fase ferrita.

Nas juntas produzidas pelo curto-circuito controlado, a região da zona fundida apresentou os maiores valores de microdureza, em relação ao metal de base e a ZTA, apresentando valores médios de 211 HV_{0,2/15} e 208 HV_{0,2/15}, para a condição de utilização e ausência da purga. A presença da ferrita na zona fundida atua como um fator de aumento da resistência desta região em relação à ZTA e ao metal de base, em condições operacionais à temperatura ambiente.

Conforme critério de aprovação estabelecido, todos os corpos de prova após ensaio de dobramento, com faces de análises tanto da raiz quanto do reforço, foram considerados aprovados, por não apresentarem descontinuidades em suas respectivas superfícies de avaliação. A ausência da proteção da purga durante a soldagem com o curto-circuito controlado, não influenciou na ductilidade das amostras.

Foi possível observar que todos os corpos de prova (junta soldada) ensaiados apresentaram limite de resistência à tração próximos ao valor de 600 MPa. Tais valores apresentados foram superiores ao valor de requisito mínimo de 520 MPa atribuído ao material utilizado como metal de adição (308L). A junta soldada pelo processo de GMAW por curto-circuito controlado sem a utilização do gás de purga apresentou o maior valor de limite de resistência à tração entre as aplicações avaliadas, 621MPa.

A presença de microdefeitos também pode ter contribuído diretamente para a nucleação de trincas durante a execução do ensaio de tração, atuando como fortes concentradores de tensões. O aspecto superficial observado na maior parte dos corpos de prova após realização do ensaio de tração para a diferentes condições, demonstrou que a fratura pode ser caracterizada como fratura dúctil devido ao surgimento da morfologia caracterizada por alvéolos.

Os valores dos potenciais de corrosão, de repassivação e de *breakdown* obtidos das diferentes situações apresentaram pequenas variações entre as diferentes

condições de soldagem aplicadas. Mesmo a diferença dos resultados obtidos não apresentar valores expressivos, a aplicação do curto-circuito controlado sem a utilização da purga, por meio da combinação dos fatores, representa a condição de melhor resistência ao início de ação dos mecanismos de corrosão em condições operacionais de exposição à ambientes salinos, ainda que seja ligeiramente melhor, sendo o mecanismo de corrosão identificado a formação de pites e com ocorrência maior associada à região de entorno do cordão de solda.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As análises realizadas neste trabalho não se encerram nas considerações apresentadas. Pode-se sugerir:

- Proposta de estudo para a parametrização para aplicação do processo de soldagem por curto-circuito controlado pelo mecanismo de controle da transferência metálica pela tensão superficial em materiais como o aço inoxidáveis duplex e super duplex;
- Proposta de estudo para avaliação do efeito da ausência da purga nas aplicações de curto-circuito controlado em outros aços inoxidáveis austeníticos, duplex e super duplex;
- Proposta de estudo para avaliação da cinética de oxidação na superfície da raiz após aplicação do processo de soldagem por curto-circuito controlado pelo mecanismo de controle da transferência metálica sem a utilização da purga, em diferentes atmosferas de operação.

REFERÊNCIAS

- ABE, H.; WATANABE, Y. Low-Temperature Aging Characteristics of Type 316L Stainless Steel Welds: Dependence on Solidification Mode. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39, n. 6, p. 1392–1398, jun. 2008.
- ACHEBO, J. I. Complex Behavior of Forces Influencing Molten Weld Metal Flow based on Static Force Balance Theory. **Physics Procedia**, v. 25, p. 317–324, 2012.
- ADI, P.; ISMAR, H.; PETAR, T. Advantages of MAG-STT Welding Process for Root Pass Welding in the Oil and Gas Industry. **TEM Journal**; Vol 5, v. No 1, p. 2016. ISSN 22178309, 2016.
- AGHAKHANI, M.; JALILIAN, M. M.; KARAMI, A. Prediction of Weld Bead Dilution in GMAW Process Using Fuzzy Logic. **Applied Mechanics and Materials**, v. 110–116, p. 3171–3175, out. 2011.
- AHMAD, Z. **Principles of corrosion engineering and corrosion control**. 1st ed ed. Amsterdam ; Boston, Mass: Elsevier/BH, 2006.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section V - Nondestructive Examination**. New York: 2013. Acesso em: 27 jul. 2019.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME B31.3 Process Piping Code for Pressure Piping**. New York: 2014. Acesso em: 27 jul. 2019.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section IX - Welding, Brazing and Fusing Qualification**. New York: 2017. Acesso em: 27 jul. 2019.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **Recommended Practices for Gas Tungsten Arc Welding**. Miami, FL: AMERICAN WELDING SOCIETY, 2003.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods**. Miami, FL: AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007. Acesso em: 12 fev. 2019.
- APERAM. **Aços Inoxidáveis - Aplicações e especificações**, 2019.
- APOLINARIO, L. H. R.; WALLERSTEIN, D.; MONTEALEGRE, M. A.; URTIGA FILHO, S. L.; TORRES, E. A.; HERMENEGILDO, T. F. C.; SANTOS, T. F. A. Predominant Solidification Modes of 316 Austenitic Stainless Steel Coatings Deposited by Laser Cladding on 304 Stainless Steel Substrates. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 50, n. 8, p. 3617–3628, ago. 2019.
- AREVALO, H. D. H.; VILARINHO, L. O. Desenvolvimento e avaliação de calorímetros por nitrogênio líquido e fluxo contínuo para medição de aporte térmico. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 236–250, set. 2012.

ARIVARASU, M.; RAMKUMAR KASINATH, D.; NATARAJAN, A. Effect of Continuous and Pulsed Current on the Metallurgical and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 4340 Aeronautical and AISI 304 L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Joints. **Materials Research**, v. 18, n. 1, p. 59–77, fev. 2015.

ARIVAZHAGAN, N.; SINGH, S.; PRAKASH, S.; REDDY, G. M. Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding. **Materials & Design**, v. 32, n. 5, p. 3036–3050, maio 2011.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering**. United States: 1993. v. 6

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Properties and Selection - Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. United States: 1993. v. 1

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Metallography and Microstructures**. United States: 2004. v. 9

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Specification for Annealed or Cold-Worked Austenitic Stainless Steel Sheet, Strip, Plate, and Flat Bar**. West Conshohocken, PA. American Society for Testing and Materials, 2010. . Acesso em: 23 out. 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA. ASTM International, 2013. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E8E8M-13A>>. Acesso em: 12 nov. 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds**. West Conshohocken, PA. ASTM International, 2014. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E190-14>>. Acesso em: 11 nov. 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken, PA. ASTM International, 2017. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E384-17>>. Acesso em: 23 fev. 2020.

ASTM INTERNATIONAL. **Practice for Computed Radiology (Photostimulable Luminescence Method)**. West Conshohocken, PA. American Society for Testing and Materials, 2017. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E2033-17>>. Acesso em: 27 nov. 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Specification for Seamless and Welded Austenitic Stainless Steel Pipes**. United States: American Society for Testing and Materials, 2018. . Acesso em: 21 mar. 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys**. United States: American Society for Testing and Materials, 2018. . Acesso em: 4 out. 2019.

BAG, S.; DE, A. Probing Reliability of Transport Phenomena Based Heat Transfer and Fluid Flow Analysis in Autogeneous Fusion Welding Process. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41, n. 9, p. 2337–2347, set. 2010.

BERGQUIST, E.-L.; HUHTALA, T.; KARLSSON, L. The effect of PURGING GAS on 308L TIG root pass FERRITE CONTENT. **Welding in the World**, v. 55, n. 3–4, p. 57–64, mar. 2011.

BHADESHIA, H. K. D. H.; DAVID, S. A.; VITEK, J. M. Solidification sequences in stainless steel dissimilar alloy welds. **Materials Science and Technology**, v. 7, p. 50–61, jan. 1991.

BRITISH STANDARD. **ISO 5817: 2007 - Welding and Fusion-Welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys**. Place of publication not identified: Bsi, 2007.

BRITO, J. D.; PARANHOS, R. **Como Determinar os Custos da Soldagem**. Campos dos Goytacazes – RJ: Ronaldo Paranhos, 2005.

CAIMACAN, D.; MISHCHENKO, A.; SCOTTI, A. Avaliação do Uso de Curto-Circuito Controlado em Soldagens de Passes de Enchimento por MIG/MAG Duplo Arame. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, n. 1, p. 16–27, mar. 2015.

CALIGULU, U.; YALCINOZ, M.; TURKMEN, M.; MERCAN, S. X-ray radiography of AISI 4340-2205 steels welded by friction welding. **Materiali in tehnologije**, v. 50, n. 1, p. 39–45, 22 fev. 2016.

CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. 8a. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CARDOSO, R. L.; PARDO, E. M.; OKIMOTO, P. C.; PEREDES, R. C.; PROKOPIAK, L. A. Different CO₂ content shielding gas evaluation on weld-overlay characteristics used in repair of turbine depredated. **Soldagem & Inspeção**, v. 68, n. 11, 2003.

CASTRO, R. M. **Efeito do Aporte Térmico na Soldagem de Reparos Embutidos em Minerodutos**. Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto, 2011.

CHAUDHARY, K.; CHOUDHARY, T. A Study on Metal Transfer Mechanism in Gas Metal Arc Welding. **IJSRSET**, v. 3, n. 8, p. 13, nov. 2017.

CHEN, S.; ZHANG, S.; HUANG, N.; ZHANG, P.; HAN, J. Droplet transfer in arcing-wire GTAW. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 23, p. 149–156, ago. 2016.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. 2a ed ed. São Paulo-SP: McGraw-Hill, 1986a. v. Vol. III

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. 2a ed ed. São Paulo-SP: McGraw-Hill, 1986b. v. Vol. II

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6a ed ed. São Paulo-SP: ABM, 1988. v. Vol. III

COSTA, T. F. **APLICAÇÃO DE PROCESSOS MAG CURTO- CIRCUITO CONVENCIONAL E CONTROLADO NA SOLDAGEM DE DUTOS DE AÇO CARBONO**. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2011.

COSTA, T. F.; BENEDETTI FILHO, E.; AREVALO, H. D. H.; VILARINHO, L. O. Avaliação de processos MIG/MAG curto-circuito convencional e controlado para a soldagem de dutos de aço carbono em passe único. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 4, p. 356–368, dez. 2012.

CUI, Z.; WANG, L.; NI, H.; HAO, W.; MAN, C.; CHEN, S.; WANG, X.; LIU, Z.; LI, X. Influence of temperature on the electrochemical and passivation behavior of 2507 super duplex stainless steel in simulated desulfurized flue gas condensates. **Corrosion Science**, v. 118, p. 31–48, abr. 2017.

CUIURI, D.; NORRISH, J.; COOK, C. D. New Approaches to Controlling Unstable Gas Metal Arc Welding. **Australasian Welding**, v. 47, n. 3, p. p 39-47, 2002.

DAVID, S. A.; BABU, S. S.; VITEK, J. M. Welding: Solidification and microstructure. **JOM**, v. 55, n. 6, p. 14–20, jun. 2003.

DAWSON, G. A. The Rayleigh instability of water drops in the presence of external electric fields. **Journal of Geophysical Research**, v. 75, n. 3, p. 701–705, 20 jan. 1970.

DELGADO, L. C. **ESTUDO E DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO TIG COM ALIMENTAÇÃO AUTOMÁTICA DE ARAME**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, jul. 2000.

DELONG, W. T.; OSTROM, G. A.; SZUMACHOWSKI, E. R. Measurement and calculation of ferrite in stainless-steel weld metal. **Welding Journal**, v. 35, n. 11, p. 521s–528s, 1956.

DERAMAN, R.; BERHAN, M. N. Quenching Heat Treatment Effects on the Mechanical and Microstructure Properties of AISI 304 Type Welded by GMAW Process Using Different Shielding Gases. **Applied Mechanics and Materials**, v. 465–466, p. 983–987, dez. 2013.

DERUNTZ, M. B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. **Journal of Industrial Technology**, v. 19, n. 4, p. 8, 2003.

DUNĐER, D. M.; RADIĆA, S.; TRAVNIK, N. **MONITORING OF MAIN WELDING PARAMETERS AT STT WELDING PROCESS**Trends in the Development of Machinery and Associated Technology. **Anais... In: 9TH INTERNATIONAL RESEARCH/EXPERT CONFERENCE**. Turkey: set. 2005

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009.

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 10, p. 2117–2131, out. 1989.

ERA, T.; UEYAMA, T. Spatter reduction in GMAW by current waveform control. **Welding International**, v. 21, n. 7, p. 496–501, jul. 2007.

FILHO, H. D. **MIG/MAG CCC - AVANÇOS NA TECNOLOGIA DE CONTROLE DA TRANSFERÊNCIA METÁLICA COMO SOLUÇÃO PARA O PASSE DE RAIZ**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2014.

FONSECA, C. S.; SILVA, I. P. P.; BRANT, G. S. C. INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304. **Engevista**, v. 19, n. 1, p. 1, 30 jan. 2017.

FORTES, C. **Soldagem MIG/MAG**. ESAB, 2004.

FU, J. W.; YANG, Y. S. Solidification behavior in three-phase region of AISI 304 stainless steel. **Materials Letters**, v. 93, p. 18–20, fev. 2013a.

FU, J. W.; YANG, Y. S. Origin of the lathy ferrite in AISI 304 stainless steel during directional solidification. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 580, p. 191–194, dez. 2013b.

GALVIS E, A. R.; HORMAZA, W. Characterization of failure modes for different welding processes of AISI/SAE 304 stainless steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 18, n. 7, p. 1791–1799, out. 2011.

GAMUTAN, J.; MIKI, T.; NAGASAKA, T. Morphology and Composition of Inclusions in Si–Mn Deoxidized Steel at the Solid-Liquid Equilibrium Temperature. **ISIJ International**, v. 60, n. 1, p. 84–91, 15 jan. 2020.

GENTIL, V. **Corrosão**. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

GERTSMAN, V. Y.; TANGRI, K.; VALIEV, R. Z. On the grain boundary statistics in metals and alloys susceptible to annealing twinning. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 42, n. 6, p. 1785–1804, jun. 1994.

GIEDT, W. H.; TALLERICO, L. N.; FUERSCHBACH, P. W. GTA Welding Efficiency: Calorimetric and Temperature Field Measurements. **WELDING RESEARCH SUPPLEMENT**, p. 28–30, 1989.

GIRIDHARAN, P. K.; MURUGAN, N. Optimization of pulsed GTA welding process parameters for the welding of AISI 304L stainless steel sheets. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 40, n. 5–6, p. 478–489, jan. 2009.

GONÇALVES, C. V.; VILARINHO, L. O.; SCOTTI, A.; GUIMARÃES, G. Estimation of heat source and thermal efficiency in GTAW process by using inverse techniques. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 42–51, fev. 2006.

HAUSER, D.; VANECHO, J. E. Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. **Weld. J. (Miami)**, 1 fev. 1982.

HERTZBERG, R. W.; VINCI, R. P.; HERTZBERG, J. L. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 5a ed ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2012.

HORVAT, J.; PREZELJ, J.; POLAJNAR, I.; ČUDINA, M. Monitoring Gas Metal Arc Welding Process by Using Audible Sound Signal. **Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering**, v. 2011, n. 03, p. 267–278, 15 mar. 2011.

HUANG, Y. **CONTROL OF METAL TRANSFER AT GIVEN ARC VARIABLES**. Lexington, KY: University of Kentucky, 2011.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. Elsevier, 2004.

INOUE, H.; KOSEKI, T. Clarification of Solidification Behaviors in Austenitic Stainless Steels Based on Welding Process. n. 95, p. 9, 2007.

INOUE, H.; KOSEKI, T.; OHKITA, S.; TANAKA, T. Effect of Solidification on Subsequent Ferrite-to-Austenite Massive Transformation in an Austenitic Stainless Steel Weld Metal. **ISIJ International**, v. 35, n. 10, p. 1248–1257, 1995.

IODACHESCU, D.; QUINTINO, L. Steps toward a new classification of metal transfer in gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 202, n. 1–3, p. 391–397, jun. 2008.

JONES, L. A.; EAGAR, T. W.; LANG, J. H. **METAL TRANSFER CONTROL IN GAS METAL ARC WELDING**. In: TENTH SYMPOSIUM ON ENERGY ENGINEERING SCIENCES. Argonne, IL: maio 1992. Acesso em: 29 set. 2018

JÚNIOR, R. G. **NOVOS MÉTODOS DE CONTROLE DA SOLDAGEM MIG/MAG**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, set. 2002.

KAH, P.; BELINGA, M.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Modified GMAW Processes: Control of Heat Input. **Advanced Science Letters**, v. 19, n. 3, p. 710–718, 1 mar. 2013.

KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Influence of shielding gases in the welding of metals. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 64, n. 9–12, p. 1411–1421, fev. 2013.

KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding processes. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 1–4, p. 655–674, jul. 2013.

KANG, M. J.; KIM, Y.; AHN, S.; RHEE, S. Spatter Rate Estimation in the Short-Circuit Transfer Region of GMAW. **Welding Journal**, p. 10, set. 2003.

KELLY, R.; SCULLY, J.; SHOESMITH, D.; BUCHHEIT, R. **Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering**. United States: CRC Press, 2002. v. 20021014

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram. **Welding Journal**, v. 71, n. 5, p. 171–178, 1992.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2nd ed ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003.
KRELL, P. D.; LI, S.; CONG, H. Synergistic effect of temperature and HCl concentration on the degradation of AISI 410 stainless steel. **Corrosion Science**, v. 122, p. 41–52, jul. 2017.

KRISHNAN, S.; KULKARNI, D. V.; DE, A. Multipass pulsed current gas metal arc welding of P91 steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, n. 3, p. 171–177, 2 abr. 2016.

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 & Design**, v. 32, n. 6, p. 3617–3623, jun. 2011.

KUMAR, S.; SHAHI, A. S. Studies on metallurgical and impact toughness behavior of variably sensitized weld metal and heat affected zone of AISI 304L welds. **Materials & Design**, v. 89, p. 399–412, jan. 2016.

KURŞUN, T. Effect of the Gmaw and the Gmaw-P Welding Processes on Microstructure, Hardness, Tensile and Impact Strength of Aisi 1030 Steel Joints Fabricated by ASP316L Austenitic Stainless Steel Filler Metal. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 56, n. 4, p. 955–963, 1 dez. 2011a.

KURŞUN, T. Effect of the Gmaw and the Gmaw-P Welding Processes on Microstructure, Hardness, Tensile and Impact Strength of Aisi 1030 Steel Joints Fabricated by ASP316L Austenitic Stainless Steel Filler Metal. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 56, n. 4, p. 955–963, 1 dez. 2011b.

LAKSHMAN SINGH, L. S. A Review: Parametric effect on mechanical properties and weld bead geometry of Aluminium alloy in GTAW. **IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering**, v. 6, n. 6, p. 24–30, 2013.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding**. 6. ed ed. Cambridge: Abington Publ, 1999.

LANCASTER, J. F.; INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (EDS.). **The Physics of welding**. 2nd ed ed. Oxford ; New York: Pergamon, 1986.

LAZZARO, M. V. Comparative evaluation of image quality in computed radiology systems using imaging plates with different usage time. **Revista Brasileira de Física Médica**, v. 9, n. 1, p. 7–10, 2015.

LI, K.; LI, D.; LIU, D.; PEI, G.; SUN, L. Microstructure evolution and mechanical properties of multiple-layer laser cladding coating of 308L stainless steel. **Applied Surface Science**, v. 340, p. 143–150, jun. 2015.

LINCOLN ELECTRIC. **STT Pipe Root Pass Weld Process Guide**. 2015.

LIPPOLD, J. C. Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels. **Welding Journal (Miami); (United States)**, v. 73:6, p. 11, 1 jun. 1994.

LIPPOLD, J. C. **Welding Metallurgy and Weldability**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2015.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hoboken, NJ: John Wiley, 2005.

LUCAS, D. Finding the right steps to purge the purge from P91. **FMA**, p. 4, 2019.

MA, J. C.; YANG, Y. S.; TONG, W. H.; FANG, Y.; YU, Y.; HU, Z. Q. Microstructural evolution in AISI 304 stainless steel during directional solidification and subsequent solid-state transformation. **Materials Science and Engineering: A**, v. 444, n. 1–2, p. 64–68, jan. 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas equações úteis em soldagem. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 1, p. 91–101, mar. 2014.

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

MENESES, V. A.; GOMES, J. F. P.; SCOTTI, A. The effect of metal transfer stability (spattering) on fume generation, morphology and composition in short-circuit MAG welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 7, p. 1388–1397, jul. 2014.

MEZRAG, B.; DESCHAUX BEAUME, F.; ROUQUETTE, S.; BENACHOUR, M. Indirect approaches for estimating the efficiency of the cold metal transfer welding process. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 23, n. 6, p. 508–519, 18 ago. 2018.

MODENESI, P. J. Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas. p. 27, 2011.

MUDALI, U. K.; PUJAR, M. G. Pitting Corrosion of Austenitic Stainless Steels and Their Weldments. In: KHATAK, H. S.; RAJ, B. (Eds.). **Corrosion of Austenitic Stainless Steels: Mechanism, Mitigation and Monitoring**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2002. p. 74–105.

MURUGAN, N.; PARMAR, R. S. Effects of MIG process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 41, n. 4, p. 381–398, mar. 1994.

MVOLA, B.; KAH, P.; LAYUS, P. Review of current waveform control effects on weld geometry in gas metal arc welding process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 96, n. 9–12, p. 4243–4265, jun. 2018.

MVOLA, B.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J.; HILTUNEN, E. Applications and benefits of adaptive pulsed GMAW. **Mechanics**, v. 19, n. 6, p. 694–701, 7 jan. 2014.

NADZAM, J. (ED.). **Gas Metal Arc Welding Guidelines**. Lincoln Electric, , 2014. . Acesso em: 23 set. 2019

NANDA, A.; KUMAR, S.; NANDA, G. Optimizing the Mechanical Properties of AISI 304 Steel in Gas Metal Arc Welding Process. **International Journal on Emerging Technologies**, v. 4, n. 1, p. 112–122, 2013.

NORRISH, J. **Advanced Welding Processes: Technologies and Process Control**. 1. ed. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006.

NORRISH, J.; CUIURI, D. The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 86–92, jan. 2014.

OLIVEIRA, C. DE Q. **AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS FÍSICOS DE VISUALIZAÇÃO DE IMAGENS RADIOGRÁFICAS DIGITAIS**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2008.

OLSON, D. L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. **WELDING RESEARCH SUPPLEMENT**, p. 15, 1985.

OSOBA, L. O.; ELEMUREN, R. A.; EKPE, I. C. Influence of delta ferrite on corrosion susceptibility of AISI 304 austenitic stainless steel. **Cogent Engineering**, v. 3, n. 1, 29 fev. 2016.

OUTOKUMPU. **Handbook of Stainless Steel**Outokumpu Oyj, , 2013.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Acos inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: HEMUS, 1994.

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 42, n. 4, p. 325–327, 2002.

PENTTILÄ, S.; KAH, P.; RATAVA, J.; ESKELINEN, H. Artificial Neural Network Controlled GMAW System: Penetration and Quality Assurance in a Multi-Pass Butt Weld Application. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 105, n. 7–8, p. 3369–3385, dez. 2019.

PÉPE, N.; EGERLAND, S.; COLEGROVE, P. A.; YAPP, D.; LEONHARTSBERGER, A.; SCOTTI, A. Measuring the process efficiency of controlled gas metal arc welding processes. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 5, p. 412–417, jul. 2011.

PETROBRAS. **N-133 N: Soldagem**. 2017.

POSSEBON, S. **Utilização de mig-mag com curto circuito controlado na soldagem em operação**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul: 2009.

PRASAD, K. S.; RAO, C. S.; RAO, D. N. A Review on Welding of AISI 304L Austenitic Stainless Steel. **Journal for Manufacturing Science and Production**, v. 14, n. 1, p. 1–11, 30 jan. 2014.

PURPER, B. V. **CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MAGNÉTICAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**. Lajeado-RS: Centro Universitário UNIVATES, 2016.

REDDY, M. P.; WILLIAM, A. A. S.; PRASHANTH, M. M.; KUMAR, S. N. S.; RAMKUMAR, K. D.; ARIVAZHAGAN, N.; NARAYANAN, S. Assessment of Mechanical Properties of AISI 4140 and AISI 316 Dissimilar Weldments. **Procedia Engineering**, v. 75, p. 29–33, 2014.

SADEK, A. Z.; EL-SHEIKH, A. M. **Failure Analysis of SS304 Weldments by Metallurgically Enhanced Stress Corrosion Cracking in Laboratory Environments**. In: CORROSION 2000. Orlando, Florida: 1 jan. 2000. Acesso em: 1 nov. 2019

SAHA, S.; MUKHERJEE, M.; PAL, T. K. Microstructure, Texture, and Mechanical Property Analysis of Gas Metal Arc Welded AISI 304 Austenitic Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 3, p. 1125–1139, mar. 2015.

SALUJA, R.; MOEED, K. M. Assessment of Delta ferrite for SA 240 Type 304L Austenitic Weld Metal using Different Filler Materials. **International Journal of Scientific & Engineering Research**, v. 7, n. 2, p. 6, 2016.

SANTA CRUZ, L. A.; MARQUES, I. J.; URTIGA FILHO, S. L.; HERMENEGILDO, T. F. C.; SANTOS, T. F. A. Corrosion Evaluation of Duplex and Superduplex Stainless Steel Friction Stir Welds Using Potentiodynamic Measurements and Immersion Tests in Chloride Environments. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 8, n. 1, p. 32–44, fev. 2019.

SANTOS, D. P. DE A. **AVALIAÇÃO DA QUALIDADE DA IMAGEM EM AÇO SUPER DUPLEX UTILIZANDO RADIOGRAFIA DIGITAL**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2016.

SANTOS, T. F. A.; ANDRADE, M. S. Internal Friction on AISI 304 Stainless Steels with Low Tensile Deformations at Temperatures between – 50 and 20 C. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2010, p. 1–8, 2010.

SANTOS, T. F. DE A.; TORRES, E. A.; RAMIREZ, A. J. Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível de Aços Inoxidáveis Duplex. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, n. 1, p. 59–69, mar. 2016.

SCOTTI, A. Mapping the Transfer Modes for Stainless Steel GMAW. **J. of Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 4, p. 227–234, 2000.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho**. 2. ed. São Paulo-SP: Artliber, 2014.

SELVI, S.; VISHVAKSENAN, A.; RAJASEKAR, E. Cold metal transfer (CMT) technology - An overview. **Defence Technology**, v. 14, n. 1, p. 28–44, fev. 2018.

SHAHI, A. S.; PANDEY, S. Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 196, n. 1–3, p. 339–344, jan. 2008.

SHIT, G.; KUPPUSAMY, M. V.; NINGSHEN, S. Corrosion Resistance Behavior of GTAW Welded AISI type 304L Stainless Steel. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, 10 ago. 2019.

SILVA, A. C. S.; ARAÚJO, H. R.; MACENA, V. A.; MORENO, J. R. S.; VICENTE, A. A.; HERMENEGILDO, T. F. C.; SANTOS, T. F. A. Aplicação da Metodologia para Qualificação de Procedimentos de Soldagem de Tubulações Industriais Conforme Parâmetros dos Códigos ASME B31.3 e ASME SECTION IX*. **Soldagem & Inspeção**, v. 24, p. e2423, 2019.

SILVA, C. C.; MIRANDA, H. C. DE; SANT'ANA, H. B. DE; FARIAS, J. P. Microstructure, hardness and petroleum corrosion evaluation of 316L/AWS E309MoL-16 weld metal. **Materials Characterization**, v. 60, n. 4, p. 346–352, abr. 2009.

SILVA, E. F. DA; MACEDO, J. R.; SCOTTI, A.; OLIVEIRA, J. C. DE. Power quality analysis of gas metal arc welding process operating under different drop transfer modes. **Renewable Energy and Power Quality Journal**, p. 362–368, maio 2011.

SILVA, R. H. G. **APORTE TÉRMICO, PENETRAÇÃO E RENDIMENTO DE DEPOSIÇÃO NA SOLDAGEM MIG/MAG EM CURTO-CIRCUITO CONTROLADO** Anais do 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. **Anais... In: 3º CONGRESSO BRASILEIRO DE P&D EM PETRÓLEO E GÁS**. Salvador: 2005. Acesso em: 19 nov. 2019

SIMPSON, S. W.; ZHU, P. Formation of molten droplets at a consumable anode in an electric welding arc. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 28, n. 8, p. 1594–1600, 14 ago. 1995.

SINGARAVELU, D. L.; RAJAMURUGAN, G.; DEVAKUMARAN, K. Modified Short Arc Gas Metal Arc Welding Process for Root Pass Welding Applications. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 7828–7835, 2018.

SIQUEIRA, R. P. DE; LINS, J. F. C.; SILVA, C. C. D. **CARACTERIZAÇÃO DA MESOTEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO UNS 30409 LAMINADO A QUENTE UTILIZANDO A DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS. Natal-RN: 2016

SMITH, W. F.; HASHEMI, J. **Fundamentos de Engenharia e Ciências dos Materiais**. 5a ed ed. McGraw-Hill, 2012.

SOUZA, C. I. DE; FERRARESI, V. A. Análise comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW com transferência metálica por curto-circuito na posição horizontal. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 3, p. 268–280, set. 2013.

SPANIOL, E.; TRAUTMANN, M.; UNGETHÜM, T.; HERTEL, M.; FÜSSEL, U.; HENCKELL, P.; BERGMANN, J. P. Development of a highly productive GMAW hot wire process using a two-dimensional arc deflection. **Welding in the World**, v. 64, n. 5, p. 873–883, maio 2020.

STAVA, E. K. Waveform Control Speeds Root Pass. **Welding Design & Fabrication**, v. 74, n. 2, p. 39, fev. 2001.

SUDHAKARAN, R.; SAKTHIVEL, S. P. S.; NAGARAJA, S. THE EFFECT OF WELDING HEAT INPUT AND WELDING SPEED ON MICROSTRUCTURE OF CHROMIUM – MANGANESE STAINLESS STEEL GAS TUNGSTEN ARC WELDED PLATES. **International Journal of Research in Engineering and Technology**, v. 03, n. 19, p. 603–610, 25 maio 2014.

SURENDER, Y.; PRATIHAR, D. K. Fuzzy Logic-Based Techniques for Modeling the Correlation between the Weld Bead Dimension and the Process Parameters in MIG Welding. **International Journal of Manufacturing Engineering**, v. 2013, p. 1–17, 2013.

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 4, p. 512–514, abr. 1979.

TABAN, E.; KALUC, E.; AYKAN, T. S. Effect of the Purging Gas on Properties of 304H GTA Welds. **Welding Journal**, p. 124–130, abr. 2014.

TAIT, W. S. **An introduction to eletrochemical corrosion testing for practicing engineers and scientists**. PairODocsPublications, 1994.

TALABI, S. I.; OWOLABI, O. B.; ADEBISI, J. A.; YAHAYA, T. Effect of welding variables on mechanical properties of low carbon steel welded joint. **Advances in Production Engineering & Management**, v. 9, n. 4, p. 181–186, 4 dez. 2014.

TANG, M.; PISTORIUS, P. C.; BEUTH, J. L. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. **Additive Manufacturing**, v. 14, p. 39–48, mar. 2017.

THOMAS, R. G. The Effect of S-Ferrite on the Creep Rupture Properties of Austenitic Weld Metals. p. 6, 1978.

VICENTE, A.; D'SILVA, P. A.; SOUZA, R. L. D.; SANTOS, I. L. D.; AGUIAR, R.; AMILTON BARBOSA BOTELHO JUNIOR. The use of duplex stainless steel filler metals to avoid hot cracking in GTAW welding of austenitic stainless steel AISI 316L. 2020.

VICENTE, A. A. **Estudo da resistência à oxidação ao ar a altas temperaturas de um aço inoxidável austenítico microligado ao cério soldado pelo processo MIG/MAG com diferentes gases de proteção.** São Paulo: Universidade de São Paulo, 5 set. 2017

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem Processos e Metalurgia.** 1ed. ed. São Paulo-SP: Edgard Blucher Ltda, 2004.

WANG, Y.; LI, D.; SUN, L.; LI, N.; LIU, M.; SHEN, W.; JING, H. Pitting corrosion of thermally aged cast duplex stainless steel for primary coolant pipes of nuclear power plants. **Corrosion Engineering, Science and Technology**, v. 52, n. 6, p. 447–452, 18 ago. 2017.

WU, C.; LI, S.; ZHANG, C.; WANG, X. Microstructural evolution in 316LN austenitic stainless steel during solidification process under different cooling rates. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 5, p. 2529–2539, mar. 2016.

WU, Y.; KOVACEVIC, R. Mechanically assisted droplet transfer process in gas metal arc welding. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 216, n. 4, p. 555–564, abr. 2002.

XU, P.; LIN, C.; ZHOU, C.; YI, X. Wear and corrosion resistance of laser cladding AISI 304 stainless steel/Al₂O₃ composite coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 238, p. 9–14, jan. 2014.

YAN, F. K.; TAO, N. R.; LU, K. Tensile ductility of nanotwinned austenitic grains in an austenitic steel. **Scripta Materialia**, v. 84–85, p. 31–34, ago. 2014.

YILMAZ, R.; UZUN, H. Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels welded by GMAW and GTAW. **Journal of Marmara for Pure and Applied Sciences**, p. 97–112, 2002.

ZHANG, X.; ZHOU, Q.; WANG, K.; PENG, Y.; DING, J.; KONG, J.; WILLIAMS, S. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing. **Materials & Design**, v. 166, p. 107611, mar. 2019.