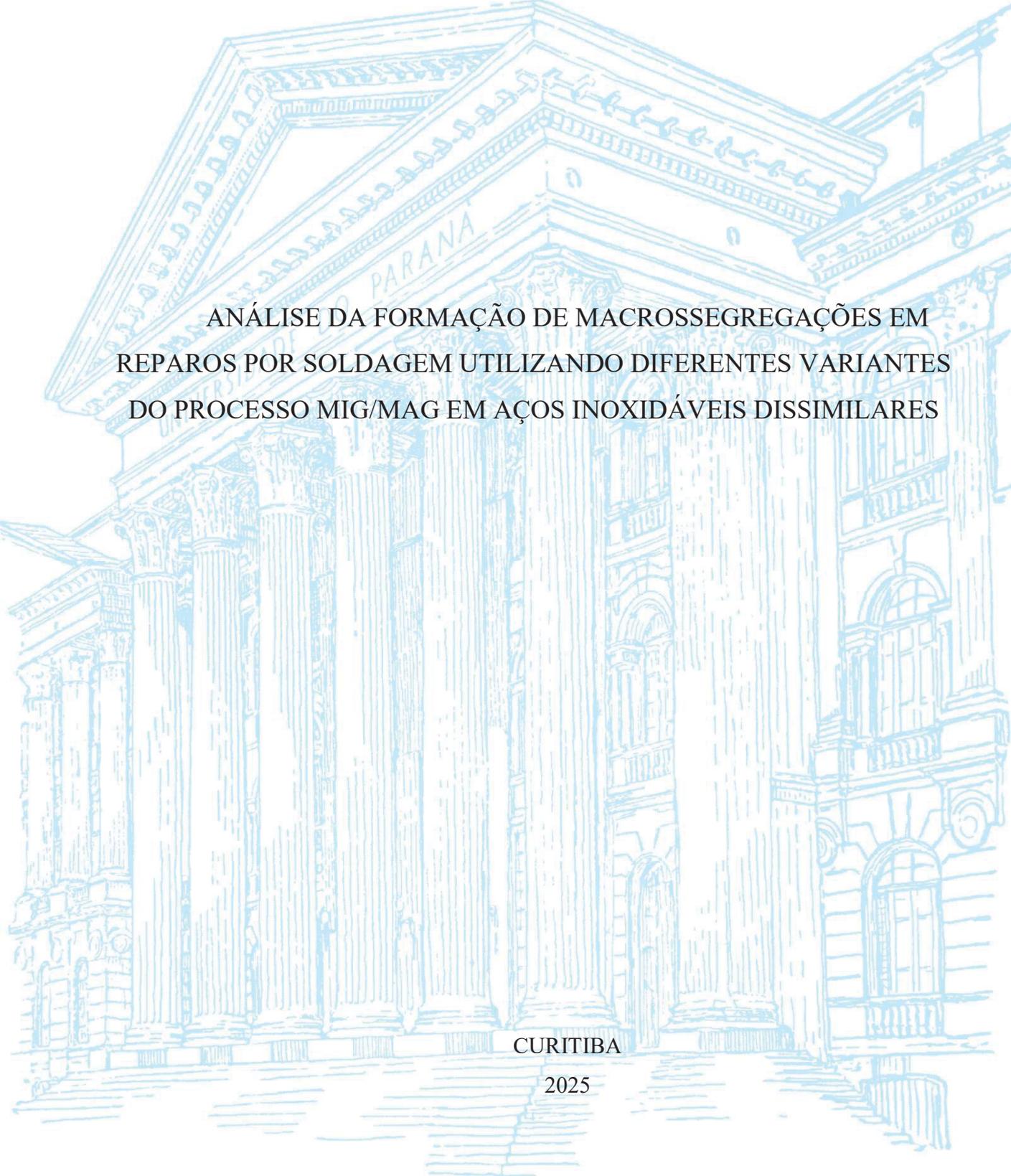


UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

NORANEY DO ROSARIO FREIRIA ROSA



ANÁLISE DA FORMAÇÃO DE MACROSSEGREGAÇÕES EM
REPAROS POR SOLDAGEM UTILIZANDO DIFERENTES VARIANTES
DO PROCESSO MIG/MAG EM AÇOS INOXIDÁVEIS DISSIMILARES

CURITIBA

2025

NORANEY DO ROSARIO FREIRIA ROSA

ANÁLISE DA FORMAÇÃO DE MACROSSEGREGAÇÕES EM REPAROS
POR SOLDAGEM UTILIZANDO DIFERENTES VARIANTES DO
PROCESSO MIG/MAG EM AÇOS INOXIDÁVEIS DISSIMILARES

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia de Manufatura, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia de Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke

CURITIBA

2025

DADOS INTERNACIONAIS DE CATALOGAÇÃO NA PUBLICAÇÃO (CIP)
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
SISTEMA DE BIBLIOTECAS – BIBLIOTECA CIÊNCIA E TECNOLOGIA

Rosa, Noraney do Rosario Freiria

Análise da formação de macrossegregações em reparos por soldagem utilizando diferentes variantes do processo MIG/MAG em aços inoxidáveis dissimilares. / Noraney do Rosario Freiria Rosa. – Curitiba, 2025.

1 recurso on-line : PDF.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke

1. Solda e soldagem. 2. Aço inoxidável. I. Universidade Federal do Paraná. II. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Manufatura. III. Henke, Sérgio Luiz. IV. Título.

Bibliotecária: Roseny Rivelini Morciani CRB-9/1585

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação ENGENHARIA DE MANUFATURA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da dissertação de Mestrado de **NORANEY DO ROSARIO FREIRIA ROSA**, intitulada: **ANÁLISE DA FORMAÇÃO DE MACROSSEGREGAÇÕES EM REPAROS POR SOLDAGEM UTILIZANDO DIFERENTES VARIANTES DO PROCESSO MIG/MAG EM AÇOS INOXIDÁVEIS DISSIMILARES**, sob orientação do Prof. Dr. SERGIO LUIZ HENKE, que após terem inquirido a aluna e realizada a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua **APROVAÇÃO** no rito de defesa.

A outorga do título de mestra está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

Curitiba, 16 de Junho de 2025.

Assinatura Eletrônica
17/06/2025 19:32:14.0
SERGIO LUIZ HENKE
Presidente da Banca Examinadora

Assinatura Eletrônica
17/06/2025 20:33:40.0
GUSTAVO BAVARESCO SUCHARSKI
Avaliador Externo (REVESTEEL)

Assinatura Eletrônica
19/06/2025 09:09:34.0
LEANDRO JOAO DA SILVA
Avaliador Externo (DEPARTAMENTO DE ENG. MECÂNICA UFPR)

Assinatura Eletrônica
20/06/2025 08:27:14.0
PAULO CESAR OKIMOTO
Avaliador Interno (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

A Deus toda a Honra e toda Glória!
Ao meu amado esposo Antonio; aos
meus filhos Monah e Miguel, e a minha
neta Isabel.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Paraná pela oportunidade, especialmente ao Professor João Morais da Silva Neto – chefia do DEMEC/UFPR, pelo apoio e confiança depositados no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor Sérgio Luiz Henke pela orientação, dedicação, paciência e confiança, em todas as fases do trabalho.

Ao Laboratório Aplicado de Tecnologia da Soldagem - LATES do DEMEC/UFPR, ao técnico Dérik Werner Fagundes, ao Professor Leandro João da Silva e ao Professor Paulo César Okimoto, que realizaram as deposições de solda em todas as amostras utilizadas no trabalho.

À Dra. Ângela Nardelli Allenstein e ao MSc. Cesar Lucio Molitz Allenstein pelo apoio na determinação da composição química dos aços inoxidáveis utilizados neste trabalho.

À Professora Cláudia Eliana Marino Zarbin, ao Professor Carlos José de Mesquita Siqueira, ao Professor Ramón Sigifredo Cortés Paredes, à Professora Regina Maria Hartog Pombo Rodriguez, por colaborarem com material de consumo, literatura e compartilharem a estrutura dos laboratórios.

À minha colega de trabalho e amiga de todas as horas, a técnica administrativa Michelle Gomes Barbosa, que me ajudou e incentivou durante toda esta empreitada.

Aos meus colegas Jocemar, Jonatas, Héber e aos técnicos de laboratório José Osmar Klein, Márcio Tenório Brandani, Marcelo Arceno e Maurício Marlon Mazur e demais colegas de trabalho que colaboraram de alguma forma neste trabalho.

Ao meu irmão Francisco e às minhas irmãs Neide, Nilce, Nanci, Noeli e Nagila, e demais familiares pelo incentivo e compreensão durante este período, em especial, à nossa mãe Doralice (*in memoriam*), nossa eterna incentivadora cuja motivação constante nos inspirou a e encorajou na busca incessante do conhecimento. À minha sogra Sonia e meu genro Daniel, pelo afeto e pela admiração. Ao meu cunhado Vilmar que me auxiliou com o pré-projeto.

Enfim, a todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

Ele é...

Meninos querem ser homens;

Homens querem ser reis;

Reis querem ser deuses.

Mas somente um Deus

quis ser menino.

ELE É (Autoria: Morada)

RESUMO

Macrossegregações em soldas são imperfeições de natureza metalúrgica que, na maioria das vezes, se formam durante a união de materiais dissimilares, podendo comprometer a qualidade da região soldada. O presente estudo teve como objetivo analisar a formação de macrossegregações durante a simulação de reparos por soldagem em regiões degradadas por cavitação, utilizando diferentes variantes do processo MIG/MAG e envolvendo a união de um aço inoxidável austenítico e um aço inoxidável martensítico. Foram realizados depósitos do tipo *bead on plate* empregando distintos modos de transferência metálica: curto-circuito convencional com e sem tecimento, curto-circuito controlado por CMT (*Cold Metal Transfer*), globular, *spray* e pulsado. Utilizou-se o aço inoxidável austenítico AISI 309 como metal de adição e o aço inoxidável martensítico grau CA-6NM como material-base. A caracterização microestrutural revelou a presença de macrossegregações na forma de ilhas e penínsulas na interface soldada entre os materiais. Essas imperfeições foram menos expressivas nos processos com transferência CMT e curto-circuito convencional sem tecimento quando comparadas às demais variações. Concluiu-se que o grau de macrossegregações está diretamente relacionado aos movimentos convectivos gerados pelas forças atuantes na poça de fusão, os quais variam conforme o modo de transferência metálica utilizado. Além da análise das macrossegregações, também foram realizadas medições complementares dos níveis de diluição e da profundidade da zona termicamente afetada (ZTA) entre os diferentes processos.

Palavras-chave: soldagem dissimilar, zonas parcialmente diluídas, macrossegregações.

ABSTRACT

Macroseggregations in welds are metallurgical imperfections that typically form during the joining of dissimilar materials, potentially compromising the quality of the welded region. This study aimed to analyze the formation of macroseggregations during the simulation of welding repairs in areas degraded by cavitation, employing different variants of the MIG/MAG process and involving the joining of an austenitic stainless steel to a martensitic stainless steel. Bead-on-plate weld deposits were produced using various metal transfer modes: conventional short-circuit with and without weaving, CMT (Cold Metal Transfer) controlled short-circuit, globular, spray, and pulsed transfer. Austenitic stainless steel AISI 309 was used as the filler metal, and martensitic stainless steel grade CA-6NM was used as the base material. Microstructural characterization revealed the presence of macroseggregations in the form of islands and peninsulas at the welded interface between the two materials. These imperfections were less pronounced in the processes utilizing CMT transfer and conventional short-circuit without weaving when compared to the other variants. It was concluded that the extent of macrosegregation is directly related to the convective movements induced by the forces acting on the molten pool, which vary according to the metal transfer mode employed. In addition to the macrosegregation analysis, complementary measurements of dilution levels and heat-affected zone (HAZ) depths were also performed for the different processes.

keywords: dissimilar welding, partially diluted zones, macrosegregation.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - INTEFACE ER309LSi (METAL DE ADIÇÃO) - A36, RESULTANTE DE SOLDAGEM GTAW COM DILUIÇÃO DE 38%, GÁS DE PROTEÇÃO Ar-6%H ₂ , REVELANDO MACROSSEGREGAÇÕES E TRINCA.	20
FIGURA 2 - ESQUEMA ILUSTRANDO DIFERENTES REGIÕES DA SOLDA EM ESPECIAL A ZPD.	21
FIGURA 3 - MECANISMO DE MACROSSEGREGAÇÃO I, TLW < TLB, PARA SOLDAGEM DISSIMILAR: (A) DIAGRAMA DE FASES; (B) SEÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL DA POÇA DE FUSÃO; (C) FORMAÇÃO DE PRAIA (SEM FLUXO); (D) FORMAÇÃO DE PENÍNSULA E ILHA (FLUXO).	22
FIGURA 4 - VERIFICAÇÃO DO MECANISMO I NA SOLDAGEM DE 1100 Al (~Al PURO) COM METAL DE ADIÇÃO 4145 Al (~Al-4Cu-10Si): (a) SEÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL; (b) MEDIÇÕES DE COMPOSIÇÃO; (c) TEMPERATURAS LIQUIDUS DE LIGAS Al-Si-Cu. DILUIÇÃO: 50%; METAL-BASE: Al.	22
FIGURA 5 - MECANISMO DE MACROSSEGREGAÇÃO II, TLW > TLB, PARA SOLDAGEM DISSIMILAR: (a) DIAGRAMA DE FASES; (b) SEÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL DA POÇA DE FUSÃO; (c) FORMAÇÃO DE PRAIA (SEM FLUXO); (d) FORMAÇÃO DE PRAIA IRREGULAR (FLUXO).	23
FIGURA 6 - CONSTATAÇÃO DO MECANISMO II NA SOLDAGEM EUTÉTICA DE Al-33Cu TRATADO TERMICAMENTE COM METAL DE ADIÇÃO 1100 Al (~ Al PURO): (a) SEÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL; (b) MEDIÇÕES DE COMPOSIÇÃO; (c) DIAGRAMA DE FASES Al-Cu. METAL-BASE: Al-3.	23
FIGURA 7 - FORMAÇÃO DE CAMADAS DE ILHAS PELO MECANISMO I DEVIDO À FLUTUAÇÕES DA POÇA DE FUSÃO.	24
FIGURA 8 - AÇO A36 SOLDADO COM METAL DE ADIÇÃO AÇO INOXIDÁVEL 309L: (a) SEÇÃO TRANSVERSAL; (b) MICROGRAFIA PRÓXIMA AO FUNDO DA SOLDA E VALORES DE DUREZA NA ESCALA VICKERS.	25

FIGURA 9 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER MOSTRANDO COMPOSIÇÕES DE SOLDA E PRAIA NA SOLDAGEM DE AÇO A36 COM METAL DE ADIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 309.	26
FIGURA 10 - SOLDA ENTRE AÇO CARBONO COM METAL DE ADIÇÃO À BASE DE Ni: (a) MARTENSITA AO LONGO DA LINHA DE FUSÃO; (b) MARTENSITA EVITADA PELO PRÉ-AQUECIMENTO E CONTROLE DA TEMPERATURA ENTRE PASSES.....	27
FIGURA 11 - LARGURA DE ZONAS PARCIALMENTE DILUÍDAS (UMZ – <i>UNMIXED ZONE</i>) EM FUNÇÃO DO MODO DE CORRENTE UTILIZADA: a, b) CORRENTE CONTÍNUA, c, d) CORRENTE PULSADA, EM PROCESSO MIG/MAG.....	28
FIGURA 12 - PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG – ESQUEMA DO EQUIPAMENTO.	29
FIGURA 13 - SOLDAGEM MIG/MAG (ESQUEMA).....	29
FIGURA 14 - MODOS DE TRANSFERÊNCIA NA SOLDAGEM MIG/MAG.	30
FIGURA 15 - MAPA DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA, VÁLIDA PARA ARAME DE AÇO DE 1,2 MM DE DIÂMETRO E GÁS DE PROTEÇÃO AR-8%CO ₂ . 31	31
FIGURA 16 - ETAPAS DO PROCESSO CMT.	34
FIGURA - 17 DESENHO ESQUEMÁTICO DO MOVIMENTO DESCRITO NO TECIMENTO TRIANGULAR.	35
FIGURA 18 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS FORÇAS ATUANTES SOBRE UMA POÇA DE FUSÃO DESENVOLVIDA PELO PROCESSO MIG/MAG.....	35
FIGURA 19 - ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DA INFLUÊNCIA DA MASSA E DO TAMANHO DA GOTA NA PENETRAÇÃO DO CORDÃO DE SOLDA: (a) UMA GOTA MENOR ENTRA FACILMENTE, CONTRIBUINDO PARA UMA PENETRAÇÃO PROFUNDA; (b) UMA GOTA MAIOR ENTRA COM DIFICULDADE, RESULTANDO EM UMA PENETRAÇÃO.....	38
FIGURA 20 - PERFIL DE TEMPERATURA E FLUXO NA POÇA DE FUSÃO EM SIMULAÇÃO DE SOLDAGEM CONSIDERANDO TODAS AS FORÇAS ATUANTES PARA OS TEMPOS DE 2S E 4S.	39
FIGURA 21 -RESULTADOS DE SIMULAÇÃO DE TEMPERATURA AO LONGO DO TEMPO NA MIG/MAG.....	40

FIGURA 22 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER INCLUINDO A LOCALIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM.....	41
FIGURA 23 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO ILUSTRANDO MUDANÇAS ESTRUTURAIS QUE OCORREM NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO.	42
FIGURA 24 - ESQUEMA SIMPLIFICADO DAS ETAPAS DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.	44
FIGURA 25 - DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE LINEAR DE MACROSSEGREGAÇÕES.....	48
FIGURA 26 - LOCALIZAÇÃO DOS AÇOS AISI 309 E CA-6NM SOBRE ISOTERMAS LIQUIDUS DO DIAGRAMA TERNÁRIO Fe-Cr-Ni.....	49
FIGURA 27 - IMAGENS TÍPICAS DO METAL DE SOLDA DAS AMOSTRAS A) PRÓXIMO À LINHA DE FUSÃO, B) CENTRO DO CORDÃO DESTACANDO A DIFERENÇA NO REFINO DA ESTRUTURA.	50
FIGURA 28 - PORCENTAGEM DE DILUIÇÃO MÉDIA E PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO NO METAL DE SOLDA CORRESPONDENTE AOS DIFERENTES MODOS DE TRANSFERÊNCIAS APLICADOS.....	51
FIGURA 29 -- AMOSTRA 1 CURTO CIRCUITO - SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b).....	52
FIGURA 30 - AMOSTRA 2 – CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO - SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b, c, d); SECÇÃO LONGITUDINAL (e, f, g, h, i).	54
FIGURA 31 - AMOSTRA 3 – CMT – CURTO CIRCUITO SECÇÃO TRANSVERSAL (a, b); SECÇÃO LONGITUDINAL (c, d).	56
FIGURA 32 - AMOSTRA 4 – GLOBULAR SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b,c); SECÇÃO LONGITUDINAL (d,e).....	58
FIGURA 33 - AMOSTRA 5 –SPRAY SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b); SECÇÃO LONGITUDINAL (c,d).....	60
FIGURA 34 -AMOSTRA 6 – MODO DE TRANSFERÊNCIA PULSADO secção TRANSVERSAL (a,b); secção LONGITUDINAL (c,d).....	61
FIGURA 35 - PERFIS DE DUREZA OBTIDOS JUNTO A SECÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DEPOSITADOS EM DIFERENTES MODOS DE TRANSFERÊNCIA.	63

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - COMPOSIÇÕES DO METAL-BASE AÇO A36, DO METAL DE ADIÇÃO 309L E DO METAL DE SOLDA RESULTANTE COM 34% DE DILUIÇÃO PROVENIENTE DO METAL-BASE.	25
TABELA 2 - Cr e Ni EQUIVALENTES DO METAL DE SOLDA (SOLDA MOSTRADA NA FIGURA 8 e TABELA 1) - AS EQUAÇÕES SÃO BASEADAS NO DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.....	25
TABELA 3 – PARÂMETROS UTILIZADOS NO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG.....	45
TABELA 4 - RESULTADO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE ADIÇÃO 309 E MATERIAL-BASE CA-6NM (% PESO).	46
TABELA 5 - DENSIDADE LINEAR DE MACROSSEGREGAÇÃO.	51

LISTA DE ABREVIATURAS OU SIGLAS

AIMM	- Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios
CMT	- <i>Control Metal Transfer</i>
EDS	- Energia Dispersiva de Raios-X
FEM	-Força Eletromagnética
gf	- Grama-força
GTAW	- <i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
MAG	- <i>Metal Active Gas</i>
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	- <i>Metal Inert Gas</i>
TLW	- Temperatura <i>liquidus</i> do metal de solda
TLB	- Temperatura <i>liquidus</i> do metal-base
TIG	- <i>Tungsten Inert Gas</i>
ZPDs	- Zonas Parcialmente Diluídas
ZTA	- Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
1.1 OBJETIVOS	17
1.1.1 Objetivo geral	17
1.1.2 Objetivos específicos	17
1.2 JUSTIFICATIVA	18
1.3 HIPÓTESE	18
2 REVISÃO DE LITERATURA.....	19
2.1 MACROSSEGREGAÇÕES.....	19
2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG	28
2.3 MODOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA	30
2.3.1 Curto Circuito	31
2.3.2 Globular	32
2.3.3 Spray	32
2.3.4 Pulsado	33
2.3.5 Curto Circuito Controlado por CMT – (<i>Cold Metal Transfer</i>)	33
2.3.6 Tecimento	34
2.4 MOVIMENTO CONVECTIVO	35
2.5 SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO – (AIMM) - CA-6NM.....	40
3 MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS.....	44
3.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	46
3.2.1 Determinação da diluição	47
3.2.2 Determinação da Profundidade de ZTA.....	47
3.2.3 Quantificação das ZPDs	47
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	49
4.2 PROFUNDIDADE DA ZTA	62
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	64
5.1 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	64
REFERÊNCIAS	65
ANEXO 1 - OSCILOGRAMAS	70

ANEXO 2 – TABELA DE DILUIÇÃO	73
ANEXO 3 – RELATÓRIO ANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA	74

1 INTRODUÇÃO

Segundo a Agência Nacional de Energia Elétrica - ANEEL, (2024), atualmente no Brasil, cerca de 110 GW, o equivalente a 54 % da energia total gerada no país, é proveniente de fonte hídrica. Tal produção classifica o país como sendo o segundo maior produtor mundial a utilizar esta fonte de energia ficando apenas atrás da China (421 GW) e a frente dos Estados Unidos (102 GW) (*International Hydropower Association, 2024*).

Nas usinas hidroelétricas, o desgaste por cavitação sobre a superfície dos componentes de turbinas hidráulicas, em particular os rotores, além de influenciar no desempenho deste tipo de equipamento, induz a necessidade periódica de serem efetuados reparos por soldagem das áreas cavitadas (Arndt, 1989). De acordo com Duncan Jr (1989), a soldagem é considerado um processo confiável para reparar cavitação, erosão e trincas em rotores de turbinas.

Tais reparos resultam não só na indisponibilidade temporária do fornecimento de energia da unidade geradora, mas também na possibilidade de introdução de defeitos, alterações microestruturais e tensões residuais sobre o material dos rotores culminando muitas vezes no surgimento de trincas por fadiga ou até mesmo na fratura catastrófica de suas pás. O custo crescente da energia proveniente de fontes não hidroelétricas, justifica a necessidade de reduzir os períodos de manutenção tanto em número e duração por meio de melhorias nas técnicas e materiais de reparo nestes componentes. Destaca-se que a indisponibilidade da unidade geradora contribui no aumento da tarifa, haja vista a necessidade de compensar o fornecimento de energia com fontes energéticas de maior custo.

Os rotores das turbinas hidráulicas utilizados na geração de energia são fabricados em sua maioria por fundição utilizando aços inoxidáveis da classe martensítica e, devido à alta temperabilidade de tais aços, existe razoável risco da formação de trincas por hidrogênio na zona termicamente afetada pela solda (ZTA) em decorrência da soldagem (Lippold e Kotecki, 2005). De forma a minimizar tal risco, opta-se por efetuar os reparos de solda utilizando como metal de adição aços inoxidáveis da classe austenítica, pois os mesmos apresentam maior solubilidade ao hidrogênio diminuindo o risco de trincas (Lippold e Kotecki, 2005). Além desta característica e da alta resistência à corrosão, os aços inoxidáveis austeníticos possuem a capacidade de sofrer endurecimento por deformação, sendo assim, uma boa alternativa no combate à erosão por cavitação (Karimi, 1989) possibilitando o seu uso na recuperação da cavitação em rotores de turbinas hidráulicas.

Um fator que exerce influência na resistência à cavitação de soldas de reparo diz respeito à diluição entre materiais dissimilares, haja vista o metal de adição ter, na maioria dos casos,

composição diferente do material-base. Além da variação generalizada na composição química do material depositado, uma diluição incompleta pode resultar na formação de macrossegredações, nas quais a composição e a microestrutura do metal de solda nas proximidades da linha de fusão apresentam diferenças significativas em relação ao restante do metal de solda. Tais imperfeições, na forma de zonas parcialmente diluídas (ZPDs), têm sido observadas em diferentes soldas de aços inoxidáveis austeníticos sobre aços carbono (Kou, 2021). Ao soldar um aço carbono com um aço inoxidável austenítico, muitas vezes existe uma camada de martensita entre o aço carbono e o metal de solda. Tal camada de martensita tem sido reportada como causadora de trincas por hidrogênio, corrosão e corrosão sob tensão (Kou, 2021). Estudos do efeito de macrossegredações por soldagem dissimilar tendo como material-base os aços inoxidáveis martensíticos são escassos. Em um destes trabalhos, Santa *et al.* 2011, identificaram a formação de camada intermediária ao depositar uma liga austenítica contendo cobalto sobre o aço inoxidável martensítico 13Cr4Ni. Estes autores ressaltam o risco da presença da martensita no desenvolvimento de trincas por fadiga sobre esta camada intermediária.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho foi verificar a formação de macrossegredações decorrentes da soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis austenítico e martensítico por meio de variantes do processo MIG/MAG que resultem em melhor integridade metalúrgica da região soldada.

1.1.2 Objetivos específicos

- Relacionar a formação de macrossegredações no metal de solda em função dos parâmetros de soldagem de reparo adotados utilizando variantes do processo MIG/MAG;
- Avaliar o efeito de tais parâmetros de soldagem sobre alterações metalúrgicas tanto na material-base (ex. profundidade da ZTA) como no metal de solda (ex. nível de diluição).

1.2 JUSTIFICATIVA

O presente trabalho pretende avaliar a formação de macrossegregações formadas na região da solda de reparo, envolvendo um aço inoxidável martensítico e um aço inoxidável austenítico, buscando minimizar a formação das mesmas utilizando variantes do processo MIG/MAG, garantindo assim o desempenho frente à cavitação e integridade metalúrgica da região soldada.

1.3 HIPÓTESE

O controle e o monitoramento dos parâmetros de soldagem no processo de reparo por MIG/MAG, possibilitará a melhoria da integridade metalúrgica da região soldada resultando na diminuição de macrossegregações minimizando assim o risco de trincas e/ou falhas catastróficas do componente.

2 REVISÃO DE LITERATURA

Neste capítulo serão abordados inicialmente aspectos relacionados à formação e as consequências das macrossegregações geradas durante a soldagem, em especial quando do envolvimento de metal de adição dissimilar, ou seja, a composição do metal de adição é diferente do material-base. Na sequência serão abordados tópicos sobre os modos de transferência e movimento convectivo na poça fundida utilizando processo MIG/MAG. Por fim, serão apresentados aspectos de soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios (AIMM), com ênfase no aço CA-6NM amplamente utilizado na fabricação de rotores para turbinas hidráulicas, entre outras aplicações.

2.1 MACROSSEGREGAÇÕES

Segundo Kou (2021), a segregação de soluto no metal de solda é causada por: (i) uso de metal de adição com composição diferente do material-base; ou (ii) soldagem de dois materiais bases que possuem composições diferentes. Em ambos os casos, tal segregação pode ocorrer não apenas entre os braços dendríticos em escala microscópica, isto é, microsegregação, mas também em uma região de escala macroscópica contendo muitas dendritas, também denominada de MACROSSEGREGAÇÃO. Essas regiões com macrossegregações, identificadas como Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs), apresentam morfologia semelhante a formações geográficas, como praias, penínsulas ou ilhas de material-base cercadas por metal de solda com composição significativamente distinta. A formação destas, ainda não bem compreendida parte de um conceito simples: se um metal líquido solidifica rapidamente em um metal líquido diferente antes que os dois possam ser bem misturados, existirá MACROSSEGREGAÇÃO após a solidificação de ambos os metais (Kou, 2021).

O uso de revestimentos envolvendo soldagem com metais dissimilares vem sendo utilizado por décadas em diferentes tipos de equipamentos. Uma alta porcentagem desses revestimentos, visando proteger o substrato da corrosão e/ou desgaste, é efetuada utilizando aço inoxidável austenítico sobre aços carbono ou baixa liga de matriz ferrítica. Na indústria de geração de energia, soldagem ou revestimentos diferentes são utilizados em cabeçotes de canais de geradores de vapor nuclear, reatores de água pressurizada, placas de tubos e tubulações de reaquecimento (Nelson, Lippold e Mills, 2000). O revestimento nessas aplicações é usado principalmente como inibidor de erosão/corrosão em um ambiente de vapor de alta velocidade e temperatura elevada. A indústria petroquímica também utiliza diferentes tipos de revestimentos

por soldagem a fim de obter benefícios semelhantes. Um exemplo notável é o revestimento de aço inoxidável austenítico, amplamente utilizado para aumentar a resistência à corrosão em reatores de hidrodessulfurização e outros vasos de pressão (Nelson, Lippold e Mills, 2000). A hidrodessulfurização é a ação de remover substâncias sulfúricas de um líquido ou gás.

No entanto, esse método de proteção do substrato, devido à formação de macrosegregações frágeis de estrutura martensítica, apresenta o risco de trincas na interface entre o material-base e o metal de solda (Omar, 1998; Rowe, Nelson, Lippold, 1999). Além de trincas, como mostrado na FIGURA 1, tais zonas frágeis podem tornar os revestimentos suscetíveis ao ataque localizado de corrosão por pites, fragilização por hidrogênio e ainda corrosão sob tensão por sulfetos (Omar, 1998). Segundo Nelson, Lippold e Mills (1999), as trincas nas ZPDs ocorrem normalmente próximo à linha de fusão, ao longo da transição martensítica, imediatamente adjacente à linha de fusão no metal de solda. Esta morfologia é contrária à observada em soldas envolvendo metais similares, nos quais os contornos de grãos da solidificação são orientados aproximadamente perpendicularmente à linha de fusão sendo estes a extensão dos contornos de grão da Zona Termicamente Afetada (ZTA) em consequência da nucleação epitaxial de solidificação (Nelson, Lippold e Mills 2000).

FIGURA 1 - INTEFACE ER309LSi (METAL DE ADIÇÃO) - A36, RESULTANTE DE SOLDAGEM GTAW COM DILUIÇÃO DE 38%, GÁS DE PROTEÇÃO Ar-6%H₂, REVELANDO MACROSEGREGAÇÕES E TRINCA.

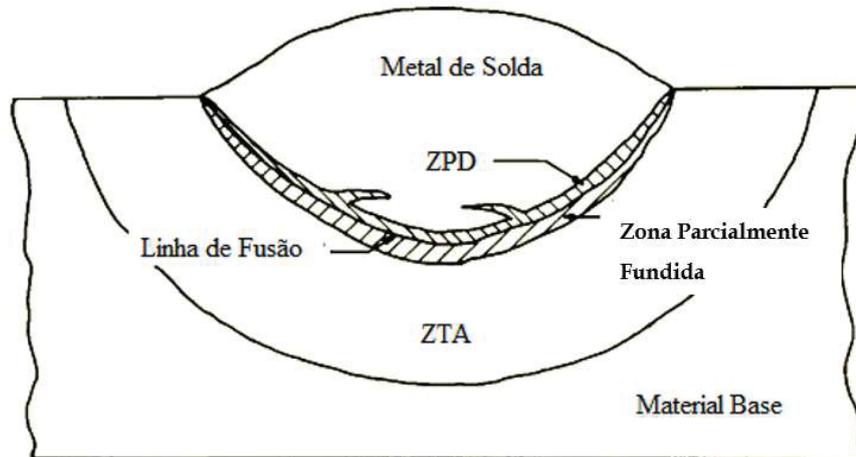


Fonte: Rowe, Nelson e Lippold (1999).

Savage, Nippes e Szekeres (1976), observaram que as ZPDs se originam a partir de um filme líquido do metal-base, estagnado junto ao metal-base sólido. Com base nessa observação,

uma ZPD pode ser definida como uma região composta por uma pequena fração do metal-base que não se misturou adequadamente ao metal de solda (FIGURA 2).

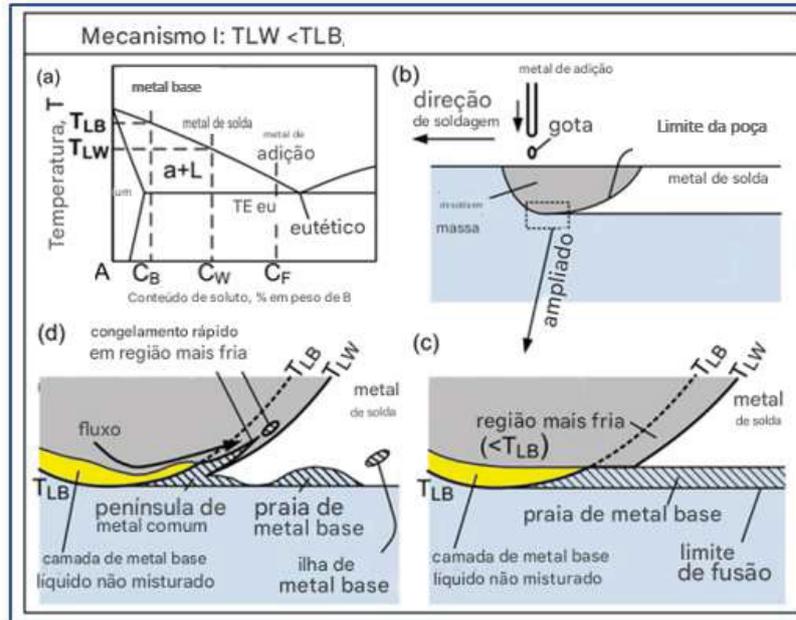
FIGURA 2 - ESQUEMA ILUSTRANDO DIFERENTES REGIÕES DA SOLDA EM ESPECIAL A ZPD.



Fonte: Adaptado de Savage, Nippes e Szekeres (1976).

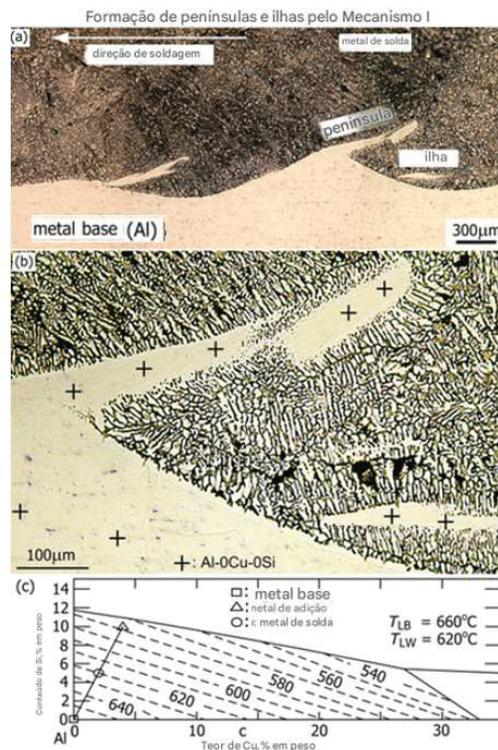
Kou e Yang (2007), descrevem por meio de experimentos envolvendo soldagem a arco com metais dissimilares, a formação de macrossegregações com base na diferença entre a temperatura *liquidus* do metal de solda - TLW e a temperatura *liquidus* do material a base - TLB. De acordo com esses autores, as diferentes morfologias das ZPDs, bem como a possibilidade de sua eliminação, estão associadas à diferença na temperatura *liquidus* do filme líquido de metal-base estagnado na interface entre o metal de solda e o material-base. Caso a temperatura *liquidus* do metal de solda seja inferior à do líquido estagnado ($TLW < TLB$), o metal-base líquido, quando arrastado por convecção para a região mais fria do metal de solda, a partir da camada estagnada ou de fluxo laminar, tende a solidificar rapidamente na forma de penínsulas ou ilhas empobrecidas de metal de adição, as quais frequentemente aparecem aproximadamente paralelas à linha de fusão em uma micrografia transversal ou longitudinal. Tal condição de formação de MACROSSEGREGAÇÃO é denominada de mecanismo I (FIGURA 3 e FIGURA 4). Nesta condição, segundo Kou e Yang (2007), uma convecção forte combinada com a difusão no líquido podem reduzir a chance de o metal-base líquido permanecer não misturado e solidificar.

FIGURA 3 - MECANISMO DE MACROSSEGREGAÇÃO I, $TLW < TLB$, PARA SOLDAGEM DISSIMILAR: (A) DIAGRAMA DE FASES; (B) SECÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL DA POÇA DE FUSÃO; (C) FORMAÇÃO DE PRAIA (SEM FLUXO); (D) FORMAÇÃO DE PENÍNSULA E ILHA (FLUXO).



FONTE: Adaptado de Kou e Yang (2007).

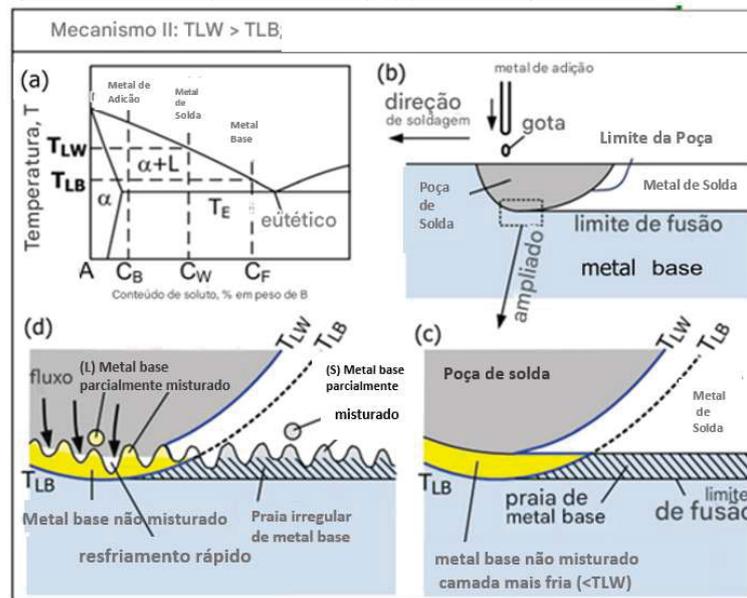
FIGURA 4 - VERIFICAÇÃO DO MECANISMO I NA SOLDAGEM DE 1100 Al (~Al PURO) COM METAL DE ADIÇÃO 4145 Al (~Al-4Cu-10Si): (a) SECÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL; (b) MEDIÇÕES DE COMPOSIÇÃO; (c) TEMPERATURAS LIQUIDUS DE LIGAS Al-Si-Cu. DILUIÇÃO: 50%; METAL-BASE: Al.



FONTE: Adaptado de Kou e Yang (2007).

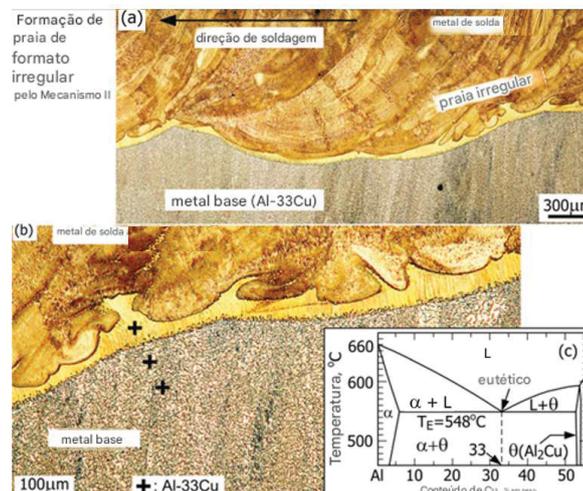
Ao contrário deste primeiro mecanismo, quando a temperatura *liquidus* do metal de solda é superior à do líquido de metal-base junto à frente de solidificação ($TLW > TLB$), o metal de solda é empurrado pela ação da convecção para o interior do líquido estagnado sendo imediatamente solidificado dando origem à intrusões de metal de solda no interior de uma faixa contínua, deficiente de metal de adição. Tal condição de formação de MACROSSEGREGAÇÃO é denominada de mecanismo II (FIGURA 5 e FIGURA 6).

FIGURA 5 - MECANISMO DE MACROSSEGREGAÇÃO II, $TLW > TLB$, PARA SOLDAGEM DISSIMILAR: (a) DIAGRAMA DE FASES; (b) SECÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL DA POÇA DE FUSÃO; (c) FORMAÇÃO DE PRAIA (SEM FLUXO); (d) FORMAÇÃO DE PRAIA IRREGULAR (FLUXO).



FONTE: Adaptado de Kou e Yang (2007).

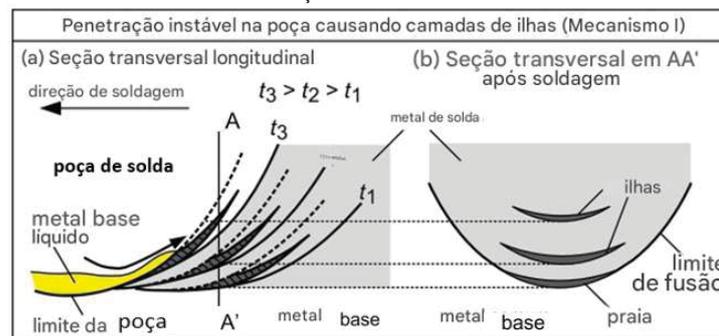
FIGURA 6 - CONSTATAÇÃO DO MECANISMO II NA SOLDAGEM EUTÉTICA DE Al-33Cu TRATADO TERMICAMENTE COM METAL DE ADIÇÃO 1100 Al (~ Al PURO): (a) SECÇÃO TRANSVERSAL VERTICAL LONGITUDINAL; (b) MEDIÇÕES DE COMPOSIÇÃO; (c) DIAGRAMA DE FASES Al-Cu. METAL-BASE: Al-3.



FONTE: Adaptado de Kou e Yang (2007).

Kou (2021), destaca que, devido à natureza instável do escoamento do fluido e da penetração da solda, o fundo da poça de fusão pode oscilar com o tempo. Essa oscilação pode contribuir para a formação de camadas de ilhas. Conforme ilustrado pela secção longitudinal na FIGURA 7 (a), praias e penínsulas podem se formar nos tempos t_1 , t_2 e t_3 . Na secção transversal através de AA', uma praia ou península associada ao fundo da poça nos momentos t_2 e t_3 pode parecer-se com ilhas acima da praia no momento t_1 , como ilustrado na FIGURA 7 (b).

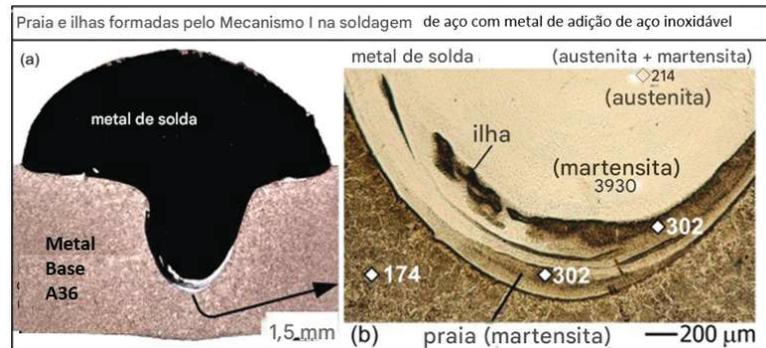
FIGURA 7 - FORMAÇÃO DE CAMADAS DE ILHAS PELO MECANISMO I DEVIDO À FLUTUAÇÕES DA POÇA DE FUSÃO.



FONTE: Adaptado de Kou (2021).

A FIGURA 8(a) mostra uma solda MIG/MAG envolvendo um aço A36 como material-base e aço inoxidável AISI 309 como metal de adição. Embora a maior parte do metal de solda apresente composição química homogênea, são observadas regiões na forma de praias e ilhas com composição semelhante à do metal-base próximas à parte inferior da solda. Observa-se na FIGURA 8(b), as praias possuem dureza significativamente maior do que a metal-base, confirmando que estas são martensíticas. No metal de solda, a dureza é superior à dureza no metal de base. Isto acontece devido o metal de solda estar na região de austenita mais martensita. Este exemplo explica por que praias, penínsulas e ilhas de martensita são frequentemente observadas na soldagem de aços comuns com metais de adição de aço inoxidável austenítico. A TABELA 1 mostra as composições químicas e temperaturas *liquidus* do material-base e do metal de solda, além da composição química do metal de adição, sendo a diluição medida de 34%. Desde que $TLW < TLB$, praias e ilhas podem se formar pelo Mecanismo I conforme relatado anteriormente.

FIGURA 8 - AÇO A36 SOLDADO COM METAL DE ADIÇÃO AÇO INOXIDÁVEL 309L: (a) SEÇÃO TRANSVERSAL; (b) MICROGRAFIA PRÓXIMA AO FUNDO DA SOLDA E VALORES DE DUREZA NA ESCALA VICKERS.



FONTE: Adaptado de Kou (2021).

TABELA 1 - COMPOSIÇÕES DO METAL-BASE AÇO A36, DO METAL DE ADIÇÃO 309L E DO METAL DE SOLDA RESULTANTE COM 34% DE DILUIÇÃO PROVENIENTE DO METAL-BASE.

Materiais	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	N	Fe	Liquidus
Metal-base: A36	0,185	0,615	0,225	0,31	0,095	0,145	0,027	-	Rest	Temp_L base = 1515,9 °C
Metal de Adição: 309L	0,017	1,97	0,37	0,06	14	23	0,06	0,06	Rest	-
Metal de solda = 0.34 (m.base) + 0.66 (m.adição)	0,074	1,51	0,321	0,145	9,27	15,23	0,049	0,04	Rest	Temp_L solda = 1451,3 °C

FONTE: Adaptado de Kou (2021).

Com base em suas composições, os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} são apresentados na TABELA 2 sendo suas localizações no diagrama de Schaeffler indicadas na FIGURA 9.

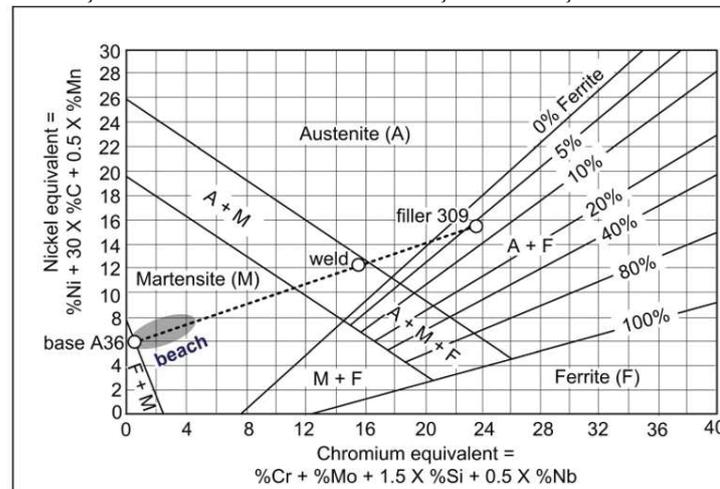
TABELA 2 - Cr e Ni EQUIVALENTES DO METAL DE SOLDA (SOLDA MOSTRADA NA FIGURA 8 e TABELA 1) - AS EQUAÇÕES SÃO BASEADAS NO DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.

Elementos	Metal-base	Metal Adição	Metal de Solda
Cr equivalente = %Cr + %Mo + 1,5Si	0,51	23,60	15,76
Ni equivalente = %Ni + 30%C + 0.5%Mn	5,95	15,50	12,25

FONTE: Adaptado de Kou (2021).

Conforme mostrado na FIGURA 9, o metal de solda está na região da austenita (A) mais martensita (M). Constata-se que, caso o metal-base líquido ao solidificar após ser parcialmente misturado com a poça de fusão, a composição da praia resultante (ou península ou ilha) não será mais a composição do metal de base, mas sim um pouco deslocada em direção à composição do metal de solda, conforme indicado pela região sombreada no diagrama. Destaca-se que tal região se encontra na região martensítica do diagrama de Schaeffler.

FIGURA 9 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER MOSTRANDO COMPOSIÇÕES DE SOLDA E PRAIA NA SOLDAGEM DE AÇO A36 COM METAL DE ADIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 309.

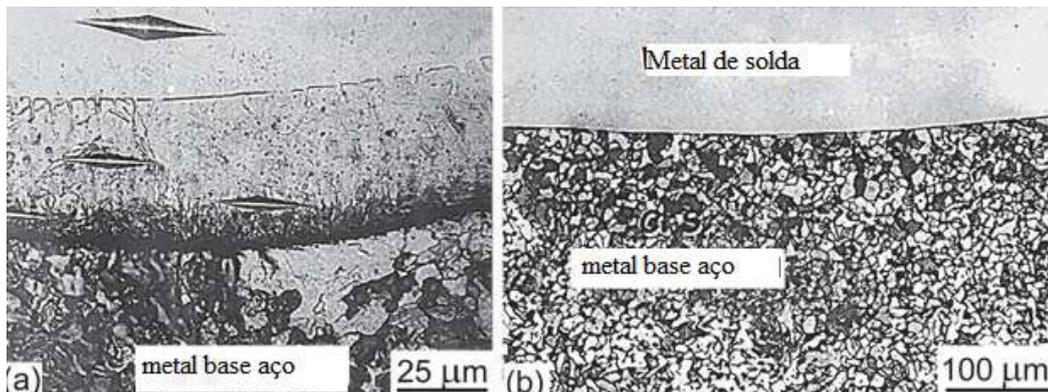


FONTE: Kou (2021).

A escolha dos metais de soldagem (metal-base e metal de adição) e do procedimento (processo de soldagem, aporte térmico e geometria da junta) influenciam na formação das ZPDs (Cui, Xu e Han, 2006). Segundo estes autores, o fluxo de fluido ou a convecção na solda, não são suficientes para eliminar as ZPDs, uma vez que sempre existirá uma camada limite laminar na frente de solidificação na qual a mistura dos metais é controlada pela difusão no líquido. Tal afirmação pode ser comprovada no trabalho Rahman, Raheem e El Koussy (2014), os quais por meio da soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) com diferentes níveis energias de soldagem (1, 3 e 5 kJ/mm), envolvendo um aço inoxidável superaustenítico e com metal de adição à base de níquel (Incoloy), constataram que tais variações de energia não foram suficientes para eliminar as ZPDs. Cui, Xu e Han (2006), somente obtiveram a eliminação da ZPD durante a soldagem de um aço inoxidável superaustenítico por meio de vibração ultrassônica (20 kHz, 1,5 kW), a qual dá origem a efeitos não lineares, como cavitação e fluxo turbulento, proporcionando forte mistura entre o material-base fundido e o metal de adição. Dupont e Kusko (2007), demonstram que a largura reduzida da camada de martensita em ligas à base de Ni depositadas sobre um aço ferrítico, pode ser atribuída ao gradiente mais acentuado na composição e à concomitante temperatura de início de formação de martensita (temperatura M_s) dentro da ZPD, ou seja, o maior gradiente de concentração dentro da ZPD (devido à maior concentração de Ni) que por sua vez estabiliza a austenita, resulta em menor espessura de martensita. Resultados semelhantes foram obtidos por Omar (1998), ao efetuar soldagens de um aço carbono utilizando um metal de adição à base de níquel, com controle das temperaturas de pré-aquecimento e interpasses. Os resultados são apresentados na FIGURA 10 (b) onde se

constata a eficiência em evitar a formação de praia de martensita junto à linha de fusão por meio do controle destas temperaturas.

FIGURA 10 - SOLDA ENTRE AÇO CARBONO COM METAL DE ADIÇÃO À BASE DE Ni: (a) MARTENSITA AO LONGO DA LINHA DE FUSÃO; (b) MARTENSITA EVITADA PELO PRÉ-AQUECIMENTO E CONTROLE DA TEMPERATURA ENTRE PASSES.

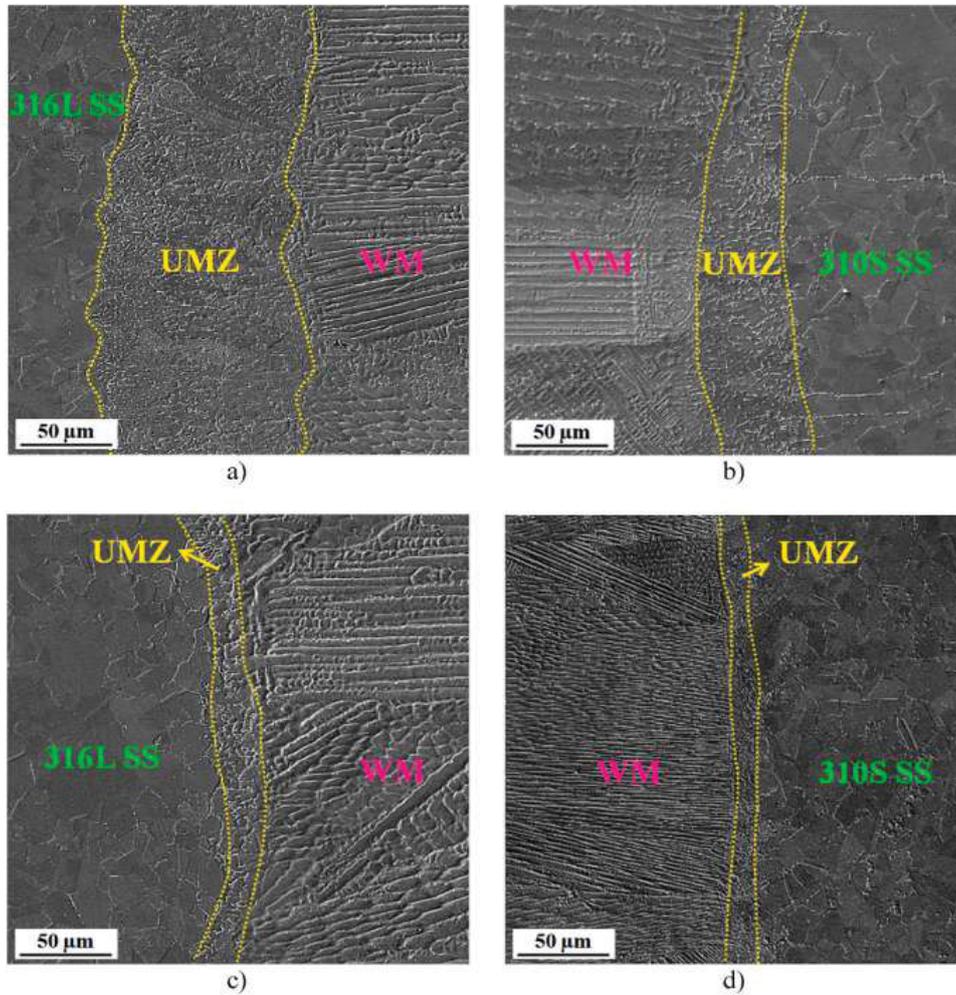


FONTE: Adaptado de Omar (1998).

Dehmlaei, Shamanian, Kermanpur (2008), por meio de agitação eletromagnética da poça, obtiveram sucesso em eliminar a formação de ZPDs durante a soldagem MIG/MAG entre um aço resistente ao calor contendo 25Cr–35Ni e uma super-liga de Ni-Fe (Liga 800). Jula, Dehmlaei e Zaree (2018), obtiveram a redução do tamanho de ilhas e penínsulas por meio de pulsação de corrente em comparação ao modo com corrente constante usando processo MIG/MAG quando da soldagem dissimilar envolvendo um aço inoxidável AISI 316 e um aço ferrítico resistente ao calor ASTM A387-Gr 91. De modo semelhante, utilizando pulsação de corrente, Sabzi *et al.* (2022) obtiveram a redução de ZPDs envolvendo soldagem MIG/MAG entre os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e AISI 310S com metal de adição ER309 (FIGURA 11). Tal redução, segundo ambos os trabalhos, foi resultante da maior convecção da poça fundida imposta pelo modo pulsado.

Zhang *et al.* (2020), por meio de simulação dinâmica de fluidos computacional (CFD) envolvendo deposição da liga de Al-Mg pelo processo MIG/MAG, constataram que a redução de macrossegregações estava relacionada à elevada velocidade e ao reduzido diâmetro de gotas projetadas sobre a poça fundida em associação à alternância do ângulo de incidência destas produzido por oscilação de um campo magnético de origem externa.

FIGURA 11 - LARGURA DE ZONAS PARCIALMENTE DILUÍDAS (UMZ – *UNMIXED ZONE*) EM FUNÇÃO DO MODO DE CORRENTE UTILIZADA: a, b) CORRENTE CONTÍNUA, c, d) CORRENTE PULSADA, EM PROCESSO MIG/MAG.

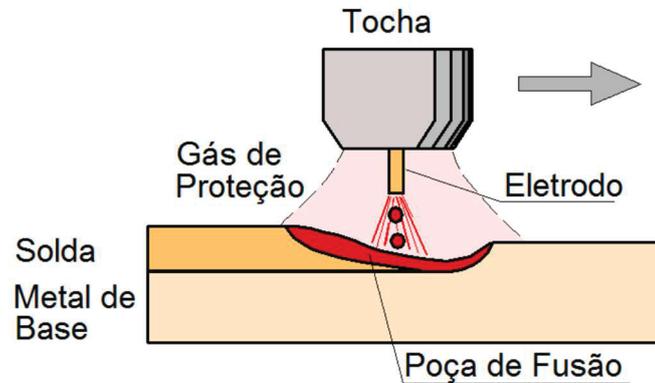


FONTE: Sabzi *et al.* (2022).

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG

O processo MIG/MAG é uma técnica de soldagem a arco com proteção gasosa, amplamente utilizada na manutenção e reparo de cavitação em rotores de turbinas hidroelétricas (Duncan Jr, 1989). A Soldagem MIG/MAG, une os metais pelo aquecimento a partir de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico contínuo e consumível e, a peça de trabalho, conforme esquema apresentado na FIGURA 12. O calor gerado pelo arco é usado para fundir as peças a serem unidas e o arame eletrodo, que é transferido para a junta e constitui o metal de adição. (Modenesi, Marques e Santos, 2012; Villani, 2016).

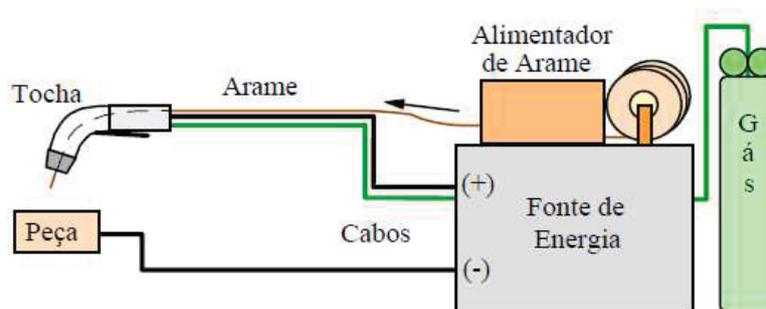
FIGURA 12 - PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG – ESQUEMA DO EQUIPAMENTO.



FONTE: Modenesi, Marques e Santos (2012).

O equipamento para a solda MIG/MAG consiste em tocha de soldagem, fonte de energia de tensão constante, fonte de gás e alimentador de arame, conforme apresentado na FIGURA 13.

FIGURA 13 - SOLDAGEM MIG/MAG (ESQUEMA).



FONTE: Modenesi, Marques e Santos (2012).

A proteção da região soldada contra os efeitos do ambiente é feita por meio de gás ou mistura de gases. Geralmente o gás de proteção utilizado no caso de materiais ferrosos é uma mistura rica em CO_2 , que geralmente pode conter argônio, hélio ou oxigênio.

O processo MIG (*Metal Inert Gas*), quando o gás for inerte e atuar como proteção de contaminação a efeitos do meio. É chamado de MAG (*Metal Active Gas*), se o gás for ativo, além de proteger pode agregar benefícios à região soldada. Pode ser considerado um processo semiautomático e uma das principais vantagens deste processo é a alta produtividade. (Modenesi, Marques e Santos, 2012; Villani, 2016). O arame pode ter alimentação semiautomática ou

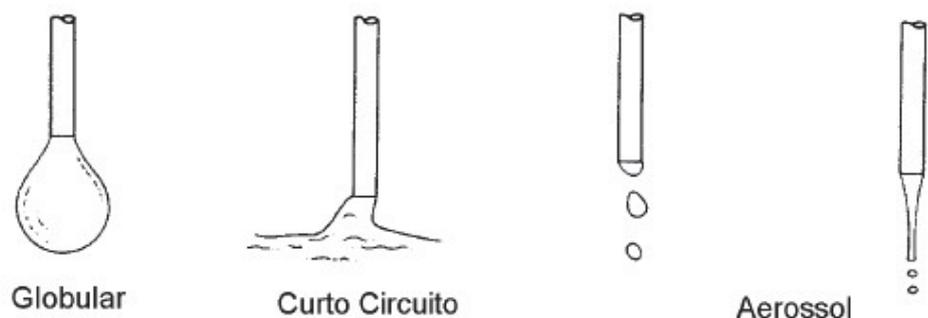
automática. Com a possibilidade de incorporação de novas tecnologias e o controle nos parâmetros por ajuste sinérgico.

No processo MIG/MAG os principais parâmetros operacionais são a tensão, a corrente de soldagem, velocidade de alimentação do arame, velocidade de avanço de soldagem, vazão do gás de proteção; distância da tocha à peça, polaridade, características do eletrodo. A tensão que é determinante no arco elétrico e a velocidade de alimentação do arame devem se manter constantes. A indutância (característica dinâmica) que se trata da manutenção e equilíbrio da corrente e o controle de respingos. A Fonte e as técnicas de manipulação, implicam também na qualidade da solda. (Modenesi, Marques e Santos, 2012). Na soldagem por fusão, deve-se considerar ainda a velocidade de soldagem depende da energia aplicada por unidade de comprimento da solda, da temperatura inicial da peça, bem como da espessura e geometria do material (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011).

2.3 MODOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA

Outro fator a ser considerado no processo MIG/MAG são os diferentes modos de transferência do metal fundido, ou seja, a passagem do metal fundido da ponta do eletrodo ou arame consumível para a poça de fusão. O modo curto circuito – quando a gota de metal fundido toca a poça para ser transferida, formando o metal de solda. Ou ainda pelos modos globular, spray (aerossol), que acontecem quando a gota de metal de adição fundido é projetada por voo livre em direção a poça de solda – FIGURA 14. Outros modos de transferência combinados podem acontecer correlacionando parâmetros e técnicas, de modo a atender demandas específicas. (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011; (Scotti e Ponomarev, 2008).

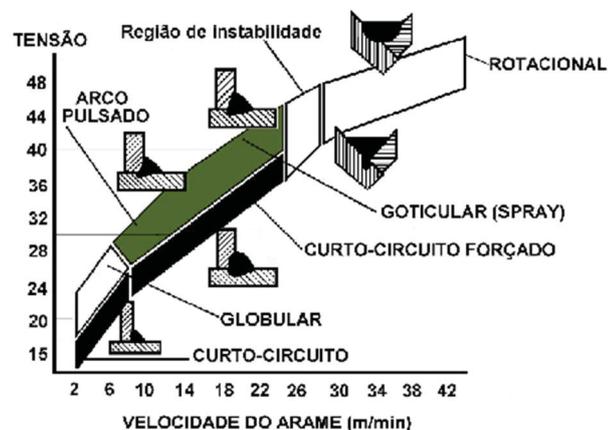
FIGURA 14 - MODOS DE TRANSFERÊNCIA NA SOLDAGEM MIG/MAG.



FONTE: Modenesi, Marques e Santos (2012).

Os principais parâmetros, tensão, corrente e velocidade do arame, variam conforme o modo de transferência do metal de adição (arame consumível) na formação da poça de solda. No modo globular, a transferência pode ser realizada na mesma faixa de velocidade do arame do curto-circuito, mas com tensão e corrente superiores. Para obter o modo spray são necessárias uma tensão ainda mais elevada e uma corrente acima da corrente de transição, definida por uma velocidade mínima do arame, conforme a FIGURA 15 ilustra (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011).

FIGURA 15 - MAPA DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA, VÁLIDA PARA ARAME DE AÇO DE 1,2 MM DE DIÂMETRO E GÁS DE PROTEÇÃO AR-8%CO₂.



FONTE: Nogueira, Bohórquez e Zanella (2015)

2.3.1 Curto Circuito

No modo de transferência por curto-circuito, o processo ocorre com baixas tensão e corrente, proporcionando um arco curto que permita que a gota toque a poça antes de se destacar (Scotti e Ponomarev, 2008). O calor produzido pelo arco elétrico gera uma gota de metal líquido na extremidade do eletrodo que vai crescendo. A gota ampliada toca a poça de metal fundido. O curto-circuito acontece e ocorre a suspensão brusca do arco elétrico. Simultaneamente, a tensão cai e a corrente de soldagem aumenta repentinamente, provocando instabilidade no arco elétrico. Em seguida à extinção do curto circuito, o arco elétrico é restabelecido com a tensão que se eleva e o ciclo se repete. A indutância, é também outro fator importante que indica o controle na variação da corrente que não deve ser brusca, de modo que a gota de metal de adição toque a poça de fusão suavemente causando o mínimo de respingos (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011).

A regulagem dos principais parâmetros como a tensão, a velocidade de alimentação do arame, colaboram no ajuste da abertura do arco. Neste processo, ocorre ainda importantes forças atuantes no arco elétrico sendo a mais determinante a força eletromagnética, relativa ao o efeito *pinch* ou estrangulamento da gota antes de se desprender do arame. O tipo de material de adição, o diâmetro do arame/eletrodo. O *stick out*, é a distância entre a extremidade da ponta de contato da tocha e a ponta do arame eletrodo. É nesse espaço que o arame se aquece por efeito Joule, onde se formará a gota de metal líquido a ser transferida para a poça de fusão, eu também é outro fator importante. O modo de transferência por curto circuito é indicado para chapas finas e soldagem fora da posição plana, por exemplo, na posição sobre cabeça (Scotti e Ponomarev, 2008).

2.3.2 Globular

O modo de transferência globular ocorre com valor de tensão superior ao do modo curto-circuito. Quando a tensão de soldagem aumenta, o arco elétrico se alonga e, se esse aumento for significativo, a gota na ponta do arame não consegue alcançar a poça de fusão, alterando o modo de transferência de curto-circuito. A gota formada na ponta do arame é maior que o diâmetro do arame e, por estar distante da poça de fusão, se desprenderá quando seu peso superar a tensão superficial que a mantém presa. Esse processo é considerado mais instável e apresenta mais respingos, devido à transferência das gotas ocorrer principalmente por ação da gravidade (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011). O aumento na corrente de soldagem modifica o modo de transferência do metal líquido do arame/eletrodo, que se desloca em gotas grandes atraídas pela gravidade para a poça fundida (Scotti e Ponomarev, 2008).

2.3.3 Spray

Ao aumentar a tensão de soldagem e a velocidade de alimentação do arame, a corrente também aumenta. Isso resulta na formação de gotas menores e em maior quantidade. A corrente de transição é o ponto em que o volume das gotas diminui drasticamente e o número de gotas aumenta significativamente, permitindo a transferência por spray, ou seja, o metal líquido é pulverizado em direção a poça de solda (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011). Essas pequenas gotículas são atraídas principalmente por forças eletromagnéticas e são lançadas a uma frequência de cerca de 200 gotas por segundo. Para garantir a eficiência do processo, é essencial

regular o gás de proteção e manter a estabilidade do arco elétrico. Na transferência por spray, as forças eletromagnéticas são as mais atuantes (Scotti e Ponomarev, 2008).

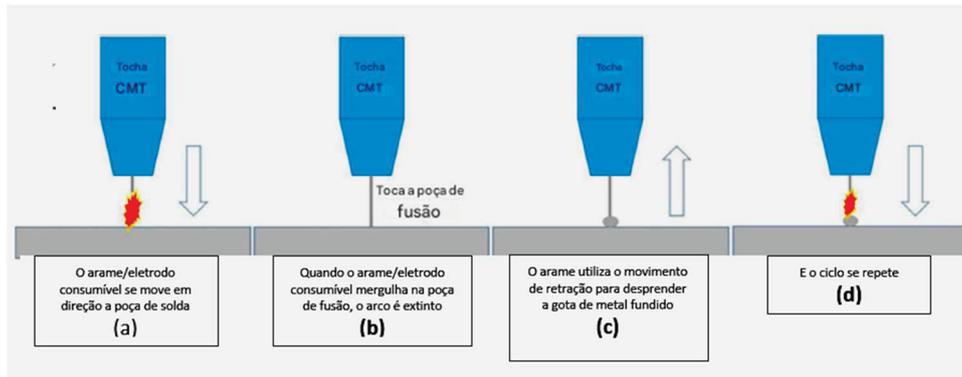
2.3.4 Pulsado

O modo pulsado é uma técnica de transferência que mantém a corrente regulada para obter uma solda equilibrada (Scotti e Ponomarev, 2008). A pulsação opera em dois níveis: corrente de base (inferior, corrente baixa) e corrente de pico (superior à corrente de transição). A variação da corrente e a duração do pulso influenciam a estabilidade da transferência do metal de adição (Scotti e Ponomarev, 2008). A otimização dos parâmetros é essencial para garantir a transferência de uma gota por pulso, controlando a velocidade de alimentação do arame. Novas tecnologias em fontes controladas eletronicamente permitem excelentes resultados no modo de transferência pulsado (Marques, Modenesi e Bracarense, 2011).

2.3.5 Curto Circuito Controlado por CMT – (*Cold Metal Transfer*)

Além dos modos de transferência, o processo de soldagem pode ser aprimorado com a incorporação de novas tecnologias. O CMT foi desenvolvido pela empresa Fronius, na Áustria, em 2004. Essa técnica alia inovação tecnológica no controle dos parâmetros ao uso de braços robóticos, e pode ser operada também manualmente. É também chamada de solda a frio por apresentar um menor aporte térmico, pode resultar em soldas com alta qualidade e repetibilidade (Srinivasan *et al.*, 2022). Um dos principais diferenciais dessa técnica é o controle estável do arco elétrico que se mantém mesmo diante de possíveis oscilações de parâmetros durante o processo (Scotti e Ponomarev, 2008). A retração do arame que acontece acompanhando o curto circuito resulta em um arco curto e corrente limitada (FIGURA 16). A estabilidade dos parâmetros durante o processo, proporciona maior uniformidade no cordão de solda. O movimento de retração do arame proporciona a transferência suave da gota de metal fundido para a peça de solda e possibilita a redução da geração de respingos para a próxima transferência de gota resultando em melhoria na qualidade, na repetibilidade fiel do processo e o aumento da produtividade (Vieira, Liskevych, Ziberov, 2024).

FIGURA 16 - ETAPAS DO PROCESSO CMT.



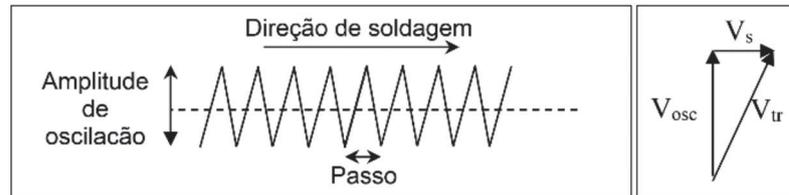
FONTE: Adaptado de Srinivasan *et al.* (2022).

2.3.6 Tecimento

De acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2005), a técnica de tecimento envolve o deslocamento lateral do eletrodo em relação ao eixo da solda, podendo ser utilizada para obter cordões mais largos. Para Silva *et. al* (2010), no processo de soldagem MIG/MAG, o movimento de tecimento é uma técnica utilizada para melhorar a qualidade e a uniformidade dos cordões de solda. Esse movimento consiste em deslocar a tocha de soldagem de forma transversal ao eixo principal da solda, criando um padrão de "zigue-zague" ou "onda" enquanto o cordão é depositado (FIGURA 17). Existem diferentes métodos de tecimento, como o tecimento em um eixo e o tecimento em dois eixos. No tecimento em um eixo, a tocha se move apenas lateralmente, enquanto no tecimento em dois eixos, a tocha se move tanto lateralmente quanto verticalmente, proporcionando maior estabilidade ao processo e melhor qualidade do revestimento. Essa técnica é especialmente útil em aplicações automatizadas, onde a precisão e a consistência são cruciais. O tecimento ajuda a controlar a penetração da solda, a distribuição do calor e a formação do cordão, resultando em uma solda mais robusta e uniforme. Existem vários estudos envolvendo tecimento, com enfoque diferenciados, como: Miranda *et al.* (2015) avaliaram a influência do tecimento no processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) com alimentação mecanizada de arame frio, observando que o tecimento altera significativamente os valores de diluição, reforço, largura e penetração do cordão de solda. Cunha e Ribeiro (2018) investigaram o tecimento na soldagem de arco submerso, encontrando que, com parâmetros bem regulados, é possível obter vantagens significativas. Pessoa *et al.*, (2010) abordou a influência do tecimento na soldagem MIG/MAG e as características geométricas do cordão de solda incluindo também a diluição, com o objetivo

de auxiliar na escolha dos melhores parâmetros de soldagem no processo de revestimento com ligas de níquel.

FIGURA - 17 DESENHO ESQUEMÁTICO DO MOVIMENTO DESCRITO NO TECIMENTO TRIANGULAR.



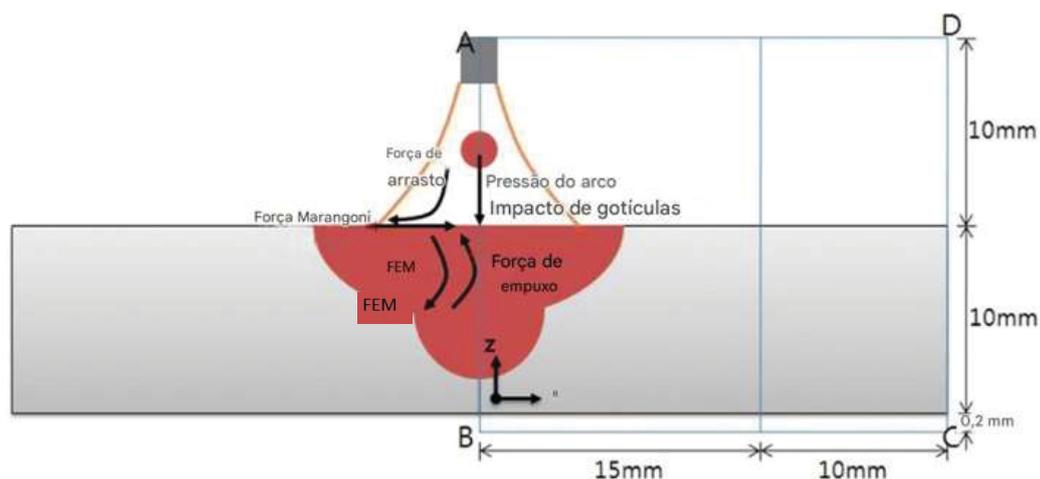
FONTE: Miranda *et al.* (2015).

2.4 MOVIMENTO CONVECTIVO

É de considerável interesse prático entender os fenômenos de fluxo de calor e fluido na poça de fusão, haja vista, tanto a distribuição de velocidade quanto de temperatura do metal fundido afeta a geometria da poça, a microestrutura e as propriedades mecânicas da solda produzida (Tsao e Wu, 1988).

O movimento do fluido no interior da poça está sujeito à interação entre várias forças, incluindo a força de flutuabilidade, força eletromagnética (FEM), força de arraste provocada pelo jato de plasma, força provocada pela pressão do arco, força de impacto de gotículas, e a força devido à variação de tensão superficial (Cho e Na, 2021). A FIGURA 18, apresenta um esquema das forças atuantes sobre uma poça de fusão desenvolvida pelo processo MIG/MAG.

FIGURA 18 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS FORÇAS ATUANTES SOBRE UMA POÇA DE FUSÃO DESENVOLVIDA PELO PROCESSO MIG/MAG.



FONTE: Adaptado de Cho e Na (2021).

A força de fluabilidade surge devido à diferença de densidade entre regiões com temperaturas distintas. À medida que a temperatura (T) aumenta, a densidade (ρ) do metal líquido diminui. Como a fonte de calor está posicionada acima do centro da superfície da poça, o metal líquido nessa região se torna mais quente, enquanto a periferia permanece mais fria e densa. A ação da gravidade faz com que o metal líquido mais pesado na periferia afunde, resultando em um movimento descendente ao longo da borda e ascendente ao longo do eixo da poça. Esse processo gera um fluxo do centro da poça em direção à sua periferia.

A força eletromagnética induz um fluxo radialmente direcionado para dentro e para baixo na região central da poça de fusão. A corrente elétrica, ao interagir com o campo magnético que gera, origina uma força de Lorentz voltada para baixo e para o centro. Como consequência, o metal líquido é empurrado ao longo do eixo central e se desloca para cima nas bordas da poça. A tensão de cisalhamento do plasma resulta do movimento radial do plasma do arco para fora, gerando uma força de arrasto na superfície da poça de fusão líquida. Já a força do arco é definida pelo impacto do plasma do arco sobre a superfície da poça de fusão.

Segundo Heiple e Roper (1982), a magnitude da força gerada por gradientes de tensão superficial pode ser grande e, portanto, dominar outras forças. Segundo estes autores, um gradiente de tensão superficial, acompanhado por um fluxo de fluido, pode ser imposto à superfície de um líquido por pelo menos duas razões:

- Se houver um gradiente de temperatura ao longo da superfície, ocorrerá um gradiente de tensão superficial, pois a tensão superficial depende da temperatura. Gradientes de temperatura são comuns em poças de solda, onde a região sob o eixo do arco é a mais quente.

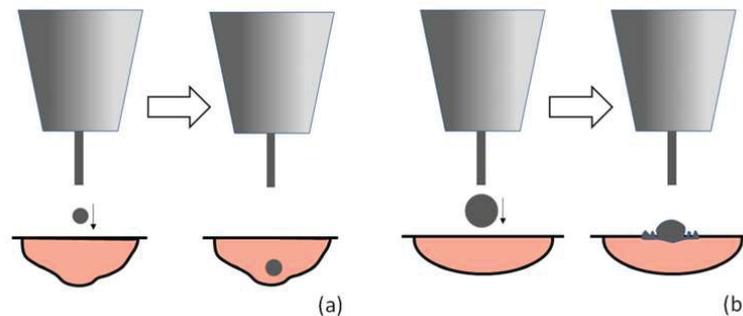
- Se houver um gradiente de composição ao longo da superfície, também ocorrerá um gradiente de tensão superficial, pois a tensão superficial, geralmente, é dependente da composição. Essa situação pode ocorrer em poças de solda devido ao aumento da vaporização ou à redução da segregação superficial de certas impurezas na região mais quente da superfície da poça de fusão. Desta forma, na ausência de um agente surfactante, a tensão superficial (γ) do metal líquido diminui com o aumento da temperatura (T), ou seja, $\partial\gamma/\partial T < 0$ e, o metal líquido mais quente, com menor tensão superficial no ponto é puxado para fora pelo metal líquido mais frio, que possui maior tensão superficial. Em outras palavras, um esforço cisalhante para fora é induzido na superfície da poça devido ao gradiente de tensão superficial ao longo da superfície da poça. Isso faz com que o metal líquido flua do centro da superfície da poça para as bordas e retorne por baixo da superfície da poça. A convecção impulsionada pela tensão superficial também é chamada de convecção termo capilar ou convecção de Marangoni. (Kou, 2021).

Wang e Tsai (2001b) afirmam que a força de tensão superficial em aços inoxidáveis depende tanto da temperatura da superfície quanto da presença residual de elementos como S, O, Se e Te. Dessa forma, a penetração da solda pode ser aumentada ou reduzida pela adição desses elementos durante o processo de soldagem.

A convecção de Marangoni, por si só, tende a tornar a poça mais larga e rasa. No entanto, no processo MIG/MAG, o impacto das gotas, aliado ao aumento da difusividade térmica devido à turbulência, contribui para o aprofundamento da poça (Jaidi e Dutta, 2004). Nos processos de soldagem que envolvem a transferência de metal através do plasma do arco, como o MIG/MAG, a interação das gotas de metal fundido com a superfície da poça de fusão será um meio adicional e importante de gerar fluxo dentro da poça (Davies, Wahab, Painter, 2000). O *momentum* de impacto da gota é considerado um fator significativo na determinação do fluxo de fluido na poça de fusão. No instante em que a gota atinge a superfície da poça, ela tende a empurrar o fluido ao seu redor para longe e afundar até o fundo da poça de fusão (Wang e Tsai, 2001b).

Por meio de modelagem por elementos finitos, Davies, Wahab, Painter, (2000), constataram que a transferência de gotas influencia fortemente o padrão de fluxo dentro da poça de fusão. Em baixas taxas de transferência, típicas de correntes de soldagem baixas (100 A), as tensões superficiais relativas da poça e da gota afetam o fluxo do fluido dentro da poça de fusão. Já em taxas de transferência mais altas, típicas de correntes médias (200 A), o fluxo é dominado pelo *momentum* da gota impactante. Wang e Tsai (2001a), similarmente por meio de simulação, observaram que, no processo MIG/MAG com transferência globular, o momento do impacto das gotas é convertido em energia cinética e potencial do fluido na poça de fusão e, posteriormente, dissipado. Nesse processo, a penetração da solda ocorre principalmente devido à força de tensão superficial (efeito Marangoni). Por outro lado, Tsao e Wu (1988), afirmam que, quanto maior a frequência de projeção das gotas, maior a transferência de calor, resultando em uma poça de fusão maior e na formação mais acentuada da penetração em "dedo" nas soldas MIG/MAG. Tal afirmação é corroborada por Jorge *et al.* (2020), os quais afirmam que um grande número de gotas impactando quase no mesmo ponto pode facilitar a transferência de massa e calor do topo até a raiz da poça de fusão, aumentando a profundidade de penetração da solda de forma consistente e concentrada sendo essa ocorrência não verificada na transferência globular convencional (FIGURA 19). Segundo estes autores, gotas menores, por gerarem menos arrasto, tendem a alcançar regiões mais profundas da poça de fusão.

FIGURA 19 - ILUSTRAÇÃO ESQUEMÁTICA DA INFLUÊNCIA DA MASSA E DO TAMANHO DA GOTA NA PENETRAÇÃO DO CORDÃO DE SOLDA: (a) UMA GOTA MENOR ENTRA FACILMENTE, CONTRIBUINDO PARA UMA PENETRAÇÃO PROFUNDA; (b) UMA GOTA MAIOR ENTRA COM DIFICULDADE, RESULTANDO EM UMA PENETRAÇÃO.



FONTE: Jorge *et al.* (2020).

De acordo com Cho e Na (2021), considerando a ausência de elemento surfactante, a influência das forças atuantes na componente radial da poça em ordem crescente são:

– Flutuabilidade \ll pressão do arco $<$ FEM $<$ arrasto do jato de plasma $<$ Marangoni $<$ impacto das gotas.

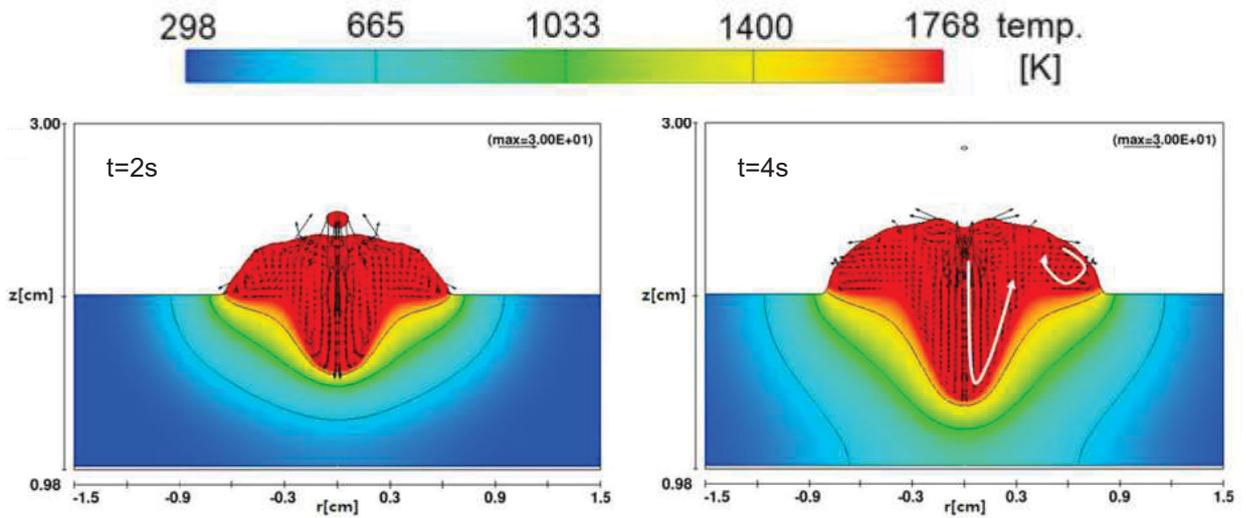
E para a componente vertical da poça são:

– Flutuabilidade \ll arrasto do jato de plasma $<$ pressão do arco $<$ FEM $<$ Marangoni \ll impacto das gotas.

Ressalta-se que na presença de um elemento surfactante, a força de Marangoni exercerá redução na componente radial e amplificação na componente vertical da poça.

A FIGURA 20 apresenta o resultado de uma simulação realizada por Cho e Na (2021), revelando o efeito das forças, bem como o movimento convectivo exercido sobre a poça de fusão gerada pelo processo MIG/MAG. Das forças atuantes, a flutuabilidade, a de arraste e as forças de Marangoni tendem a criar uma poça de fusão ampla e rasa, enquanto a força eletromagnética, a pressão do arco e o impacto das gotículas promovem uma poça mais profunda. Observa-se também a formação de dois vórtices: um de sentido anti-horário no eixo central, em direção ao fundo da poça, e outro de sentido horário na região superior desta.

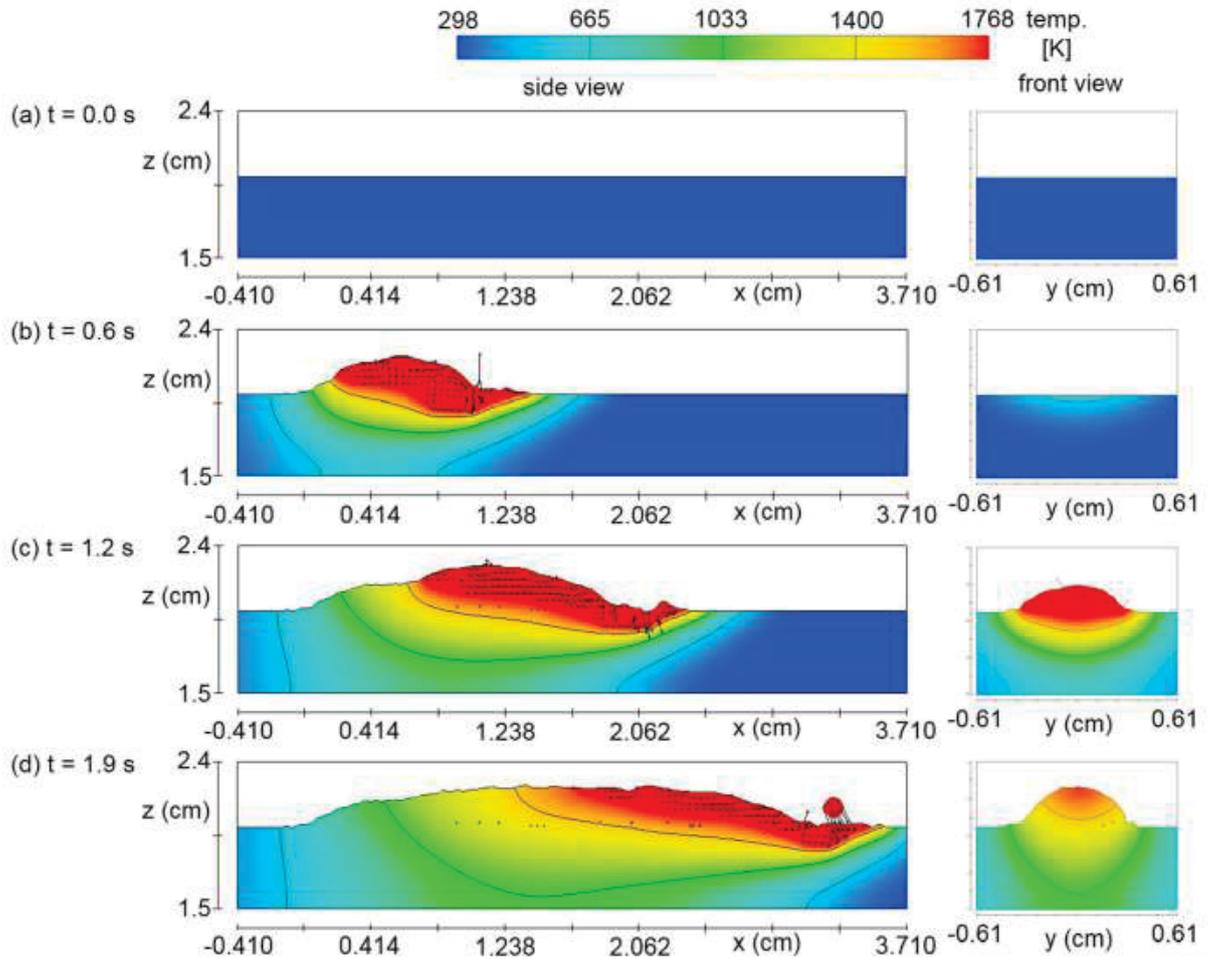
FIGURA 20 - PERFIL DE TEMPERATURA E FLUXO NA POÇA DE FUSÃO EM SIMULAÇÃO DE SOLDAGEM CONSIDERANDO TODAS AS FORÇAS ATUANTES PARA OS TEMPOS DE 2S E 4S.



FONTE: Cho e Na (2021).

Resultados de simulação da distribuição de temperatura de soldagem MIG/MAG considerando todas as forças obtidos por Cho e Na (2021) são apresentados na FIGURA 21. Na vista lateral, a colisão da gota forma uma superfície côncava da poça de fusão, região em que a mesma apresenta maior profundidade. De acordo com estes autores, o impacto da gota é o principal fator na determinação da profundidade da poça de fusão, com o fluxo descendente sendo bloqueado na interface sólido-líquido e redirecionado para cima, em sentido oposto à direção da soldagem. Na vista frontal, o resfriamento ocorre de baixo para cima, sendo o fluxo direcionado de cima para baixo na poça de fusão perto do impacto da gota; na sequência o fluxo ocorre de baixo para cima.

FIGURA 21 - RESULTADOS DE SIMULAÇÃO DE TEMPERATURA AO LONGO DO TEMPO NA MIG/MAG.



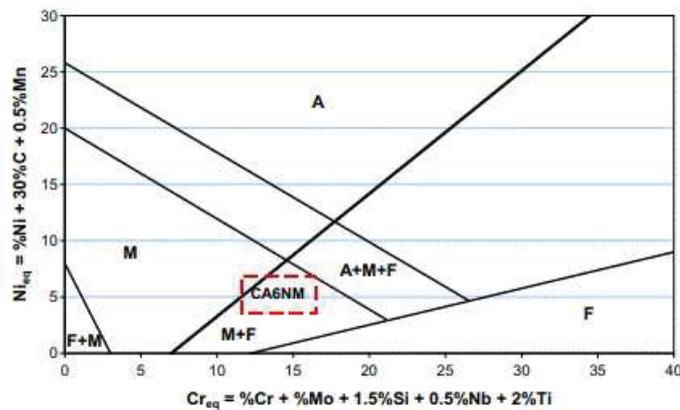
FONTE: Cho e Na (2021).

2.5 SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO – (AIMM) - CA-6NM

A melhora da soldabilidade com a redução do surgimento de trincas a frio gerada pela presença de hidrogênio, são as principais vantagens dos AIMM em relação aos aços inoxidáveis martensíticos convencionais haja vista tais aços possuírem até 0,06% de carbono, como é o caso da liga CA-6NM, apresentando dureza máxima de 35 Rockwell C (Niederau, 1977).

Para fins de soldabilidade, é possível verificar as propriedades esperadas, observando a localização da liga CA-6NM no diagrama de Schaeffler (FIGURA 22).

FIGURA 22 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER INCLUINDO A LOCALIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM.



Fonte: Ferreño (2011).

A melhoria das propriedades mecânica nos AIMM depende também dos tratamentos térmicos empregados após a soldagem. O teor de carbono, implica diretamente na dureza, na tenacidade e na soldabilidade. Os metais de solda na proporção de 13/4, ou seja, 13% de cromo e 4% de níquel apresentam o maior aumento da tenacidade após o revenido entre 600 e 620°C. Acima de 3,5% de níquel (em peso), apresentam a austenita finamente dispersa após o revenido acima de 580°C, o que contribui para a melhoria da tenacidade (Folkhard, 1988).

Para o AIMM, o metal de adição na solda pode ser similar ou dissimilar, devendo ser compatível e atender as propriedades para o trabalho que se destina. O uso de metais de adição similares requer tratamentos térmicos pós-soldagem quando há a necessidade de obtenção de altos valores de resistência ao impacto, tenacidade à fratura e resistência à fadiga. O uso de metais de adição austeníticos, apesar de apresentarem tensão de escoamento inferior (aproximadamente 50%) à da classe martensítica, possuem maior solubilidade ao hidrogênio e conseqüentemente menor probabilidade de fissuração quando da presença deste elemento sendo assim uma alternativa quando da dificuldade de serem efetuados tratamentos térmicos pós-soldagem (Folkhard, 1988).

Com relação à ZTA dos AIMM, seria ideal que a mesma possuísse estrutura homogênea de martensita revenida semelhante ao material original. No entanto, o gradiente de temperatura na ZTA leva a uma variação correspondente de microestrutura e, portanto, diferentes regiões da ZTA podem ser identificadas em um AIMM. Tais regiões foram caracterizadas usando microscopia óptica por Enerhaug *et al* (2001), conforme FIGURA 23.

As regiões foram assim identificadas:

(i) Região parcialmente fundida, localizada adjacente à linha de fusão. É nesta região onde ocorre a formação dos novos grãos de ferrita-delta.

(ii) Região que se transforma completamente em ferrita-delta com significativo crescimento dos grãos. Também chamada de zona termicamente afetada de grão grosseiros (ZTA-GG).

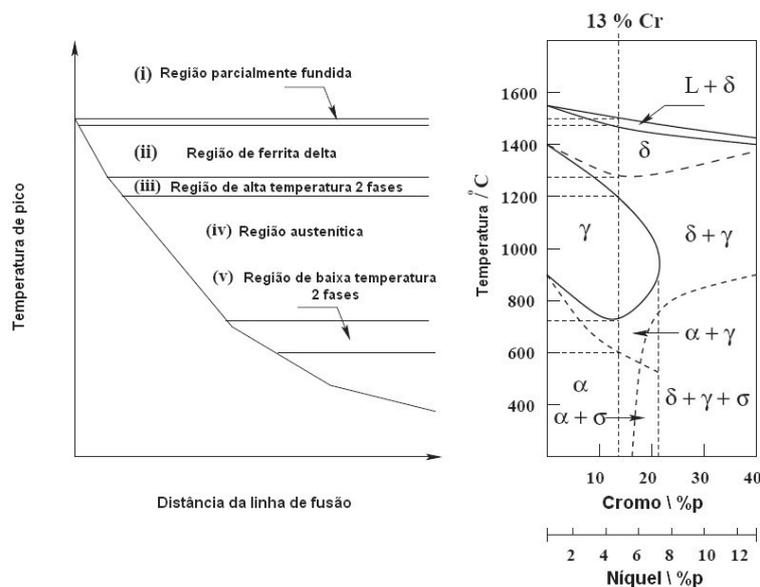
(iii) Região com parcial transformação de austenita em ferrita-delta a alta temperatura durante o aquecimento também denominada de zona termicamente afetada de dupla-fase (ZTA-DF).

(iv) Região com completa formação de austenita durante o aquecimento.

(v) Região com parcial transformação da martensita revenida em austenita a baixa temperatura durante o aquecimento.

A ZTA é a região onde ocorrem transformações de fase no estado sólido. Portanto, a região parcialmente fundida não deve ser incluída na ZTA. As outras regiões podem ser classificadas em duas categorias, dependendo da temperatura máxima que experimentaram antes do resfriamento; a ZTA de alta temperatura e a ZTA de baixa temperatura. A ZTA de alta temperatura (ZTA-AT) inclui a região de ferrita delta e a região bifásica de alta temperatura, enquanto a ZTA de baixa temperatura (ZTA-BT) refere-se ao restante da ZTA. Após resfriamento, a região de ferrita delta da ZTA-AT resulta em granulação grosseira de martensita enquanto que a região bifásica será formada de martensita e ferrita.

FIGURA 23 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO ILUSTRANDO MUDANÇAS ESTRUTURAIS QUE OCORREM NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO.



FONTE: Adaptado de Enerhaug *et al.* (2001).

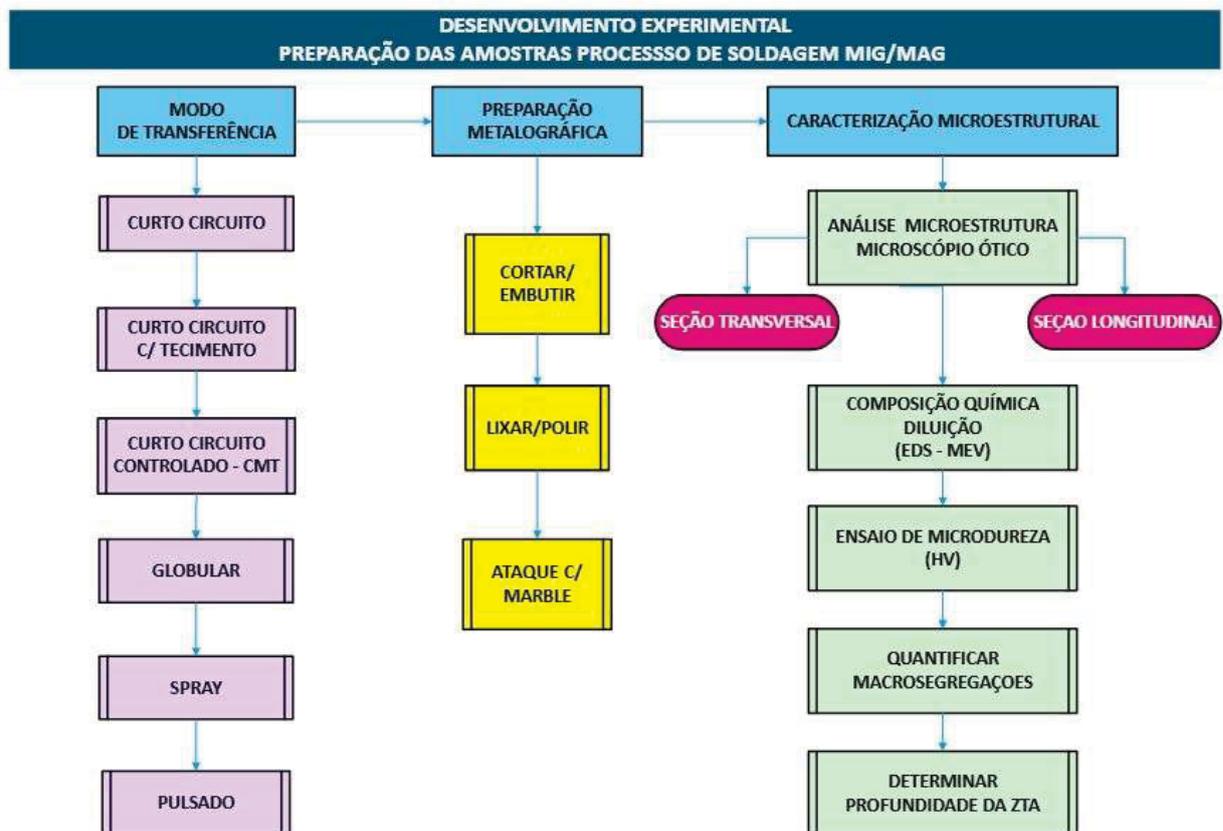
Carrouge (2002), constatou que maiores aportes de calor durante a soldagem resultam em maiores larguras de ZTA, porém, menores quantidade de ferrita delta sobre a mesma destacando que a presença de ferrita delta em até 14% possui maior influência na tenacidade do que a variação do tamanho de grão da austenita na faixa de 25 a 80 μm . Por outro lado, este mesmo autor observa que o uso de menores aportes de calor resulta em menor crescimento de grão bem como na redução da austenita de Widmanstätten garantindo assim maior resistência ao impacto do material.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão detalhados os procedimentos de preparação e análise das amostras envolvendo os aços inoxidáveis dissimilares soldados pelo processo MIG/MAG. O objetivo principal foi identificar e analisar o surgimento de macrosegregações relacionadas aos modos de transferência adotados.

As etapas experimentais são apresentadas na forma esquemática conforme FIGURA 24. Os equipamentos e procedimentos de ensaio utilizados em cada etapa são apresentados a seguir.

FIGURA 24 - ESQUEMA SIMPLIFICADO DAS ETAPAS DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.



FONTE: A autora (2025).

3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

No total foram obtidas seis amostras com diferentes modos de deposição, conforme parâmetros descritos na TABELA 3. Em todas as amostras foi utilizado o ângulo de ataque de 90°. O gás de proteção com uma mistura de argônio com 3% de CO₂. A vazão do gás de proteção foi de 15 litros/min. A distância entre a ponta de contato e a peça de trabalho – DBPC igual a 10

mm. No anexo 1 constam os oscilogramas ou gráficos de parâmetros de soldagem correspondentes a cada uma das seis amostras e modo de transferência distintos.

TABELA 3 – PARÂMETROS UTILIZADOS NO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG/MAG.

AMOSTRA	MODO DE TRANSFERÊNCIA	PARÂMETROS
1	<p>CURTO CIRCUITO</p> <p>FRONIUS – modo 19/9CrNi v4.4.4 TRANSPLUS SYNERGIC 4000 MANIPULADO POR BRAÇO ROBÔ</p>	<p>Tensão média: 19,9 V</p> <p>Corrente média: 187A</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 4,6 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Energia de soldagem: 0,75 kJ/mm</p>
2	<p>CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO</p> <p>FRONIUS – modo 19/9CrNi v4.4.4 TRANSPLUS SYNERGIC 4000 MANIPULADO POR BRAÇO ROBÔ</p>	<p>Tensão média: 24 V</p> <p>Corrente média: 186 A</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 4,6 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Velocidade de Oscilação: 2,5 mm/s</p> <p>Amplitude de tecimento: 4mm</p> <p>Energia de soldagem: 0,89 kJ/mm</p>
3	<p>CURTO CIRCUITO CONTROLADO CMT</p> <p>FRONIUS – modo 19/9CrNi v4.4.4 TRANSPLUS SYNERGIC 4000 MANIPULADO POR BRAÇO ROBÔ</p>	<p>Tensão média: 14 V</p> <p>Corrente média: 163 A</p> <p>Frequência: 120 Hz</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 4,6 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Energia de soldagem: 0,46 kJ/mm</p>
4	<p>GLOBULAR</p> <p>EQUIPAMENTO ESAB SMASHWELD 316 TOP FLEX MANIPULADO POR TARTÍLOPE</p>	<p>Tensão média: 24 V</p> <p>Corrente média: 84 A</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 3 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Energia de soldagem: 0,40 kJ/mm</p>
5	<p>SPRAY</p> <p>ESAB SMASHWELD 316 TOP FLEX MANIPULADO POR TARTÍLOPE</p>	<p>Tensão média: 30,8 V</p> <p>Corrente média: 248 A</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 8 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Energia de soldagem: 1,53 kJ/mm</p>
6	<p>PULSADO</p> <p>FRONIUS – modo 19/9CrNi v4.4.4 TRANSPLUS SYNERGIC 4000 MANIPULADO POR TARTÍLOPE</p>	<p>Tensão média: 23,3 V</p> <p>Corrente média: 148 A</p> <p>Frequência: 105 Hz</p> <p>Velocidade alimentação do arame: 4,6 m/min</p> <p>Velocidade de avanço da tocha: 5 mm/s</p> <p>Energia de soldagem: 0,69 kJ/mm</p>

FONTE: A autora (2025).

Os depósitos (*bead on plate*) foram realizados utilizando como metal de adição um arame de aço inoxidável classificação AWS ER309 com diâmetro de 1,2 mm e como material-base uma placa de aço inoxidável martensítico macio, ASTM A743, grau CA-6NM de espessura 12,5 mm, cujas composições químicas encontram-se na TABELA 4.

TABELA 4 - RESULTADO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE ADIÇÃO 309 E MATERIAL-BASE CA-6NM (% PESO).

Elementos	AISI 309	CA-6NM
C	0,056	0,042
Si	0,394	0,525
Mn	1,673	0,760
P	0,014	0,015
S	0,0010	0,0034
Cr	23,64	13,09
Mo	0,094	0,423
Ni	13,21	3,961
Cu	0,069	0,146
Al	0,0010	0,045
Ti	0,0010	0,0010
V	0,174	0,125
B	0,017	0,012
Nb	0,0050	0,010
Fe	Balanço	Balanço

FONTE: Relatório N° 21958/2025 (2025) – (ANEXO 3)

3.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Para esta etapa foram utilizadas técnicas de análises envolvendo microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura com espectroscopia por energia dispersiva de raios-X (MEV-EDS) e ensaio de microdureza Vickers, conforme detalhado a seguir. Após as deposições, foram obtidos corpos-de-prova metalográficos das seções transversais e longitudinais por meio de corte, encapsulamento em resina baquelite, lixamento e polimento em alumina. A revelação da microestrutura foi realizada com auxílio do reativo Marble cuja composição é:

- Ácido clorídrico (HCl): 50 ml
- Sulfato de Cobre (CuSO₄): 10 g
- Água destilada: 50 ml

As amostras foram imersas no reagente com agitação de 5 a 10 segundos. A análise metalográfica, bem como as micrografias foram observadas e registradas em microscópio óptico,

marca Olympus, modelo BX-51M, do Laboratório de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná.

3.2.1 Determinação da diluição

A diluição entre o material-base CA-6NM e o metal de adição AISI 309 foi determinada por meio de análise da composição química obtida via energia dispersiva de raios-X (EDS) sobre as amostras utilizadas na análise metalográfica. Os resultados de diluição foram obtidos a partir da análise dos elementos Fe, Cr e Ni, os quais foram inseridos na equação (1). Para esta análise foi utilizado microscópio eletrônico de varredura marca TESCAN modelo VEGA LMU pertencente ao Centro de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal do Paraná (CME-UFPR). Ver tabela de diluição (Anexo 2).

$$D = \frac{(\% \text{ em peso de E})_{\text{metal de solda}} - (\% \text{ em peso de E})_{\text{material de adição}}}{(\% \text{ em peso de E})_{\text{base}} - (\% \text{ em peso de E})_{\text{material de adição}}} \quad (1)$$

D - Diluição; E - corresponde ao elemento químico presente na amostra.

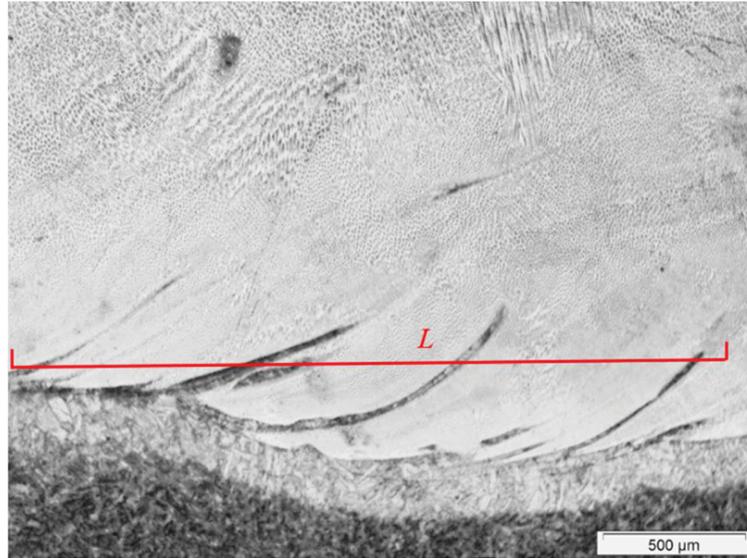
3.2.2 Determinação da Profundidade de ZTA

A profundidade da ZTA em cada amostra foi determinada por meio do perfil de microdureza Vickers, traçado a partir da linha de fusão em direção ao material-base. Os valores apresentados correspondem à média de três perfis de dureza. As medições foram realizadas com um microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2T utilizando uma carga de 300 grama-força (gf).

3.2.3 Quantificação das ZPDs

A quantificação das ZPDs foi obtida por meio da densidade linear (DL) de macrosegregações. A mesma foi realizada na secção longitudinal (aproximadamente 15mm) das amostras metalográficas, mediante a contagem do número de intercepções das regiões segregadas ao longo de uma linha de medição de comprimento L (FIGURA 25) conforme equação (2).

FIGURA 25 - DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE LINEAR DE MACROSSEGREGAÇÕES.



FONTE: A autora (2025).

$$DL = \frac{n}{L} \quad (2)$$

Onde n representa o número de interseções sob determinada ampliação ao longo de um comprimento em L em mm.

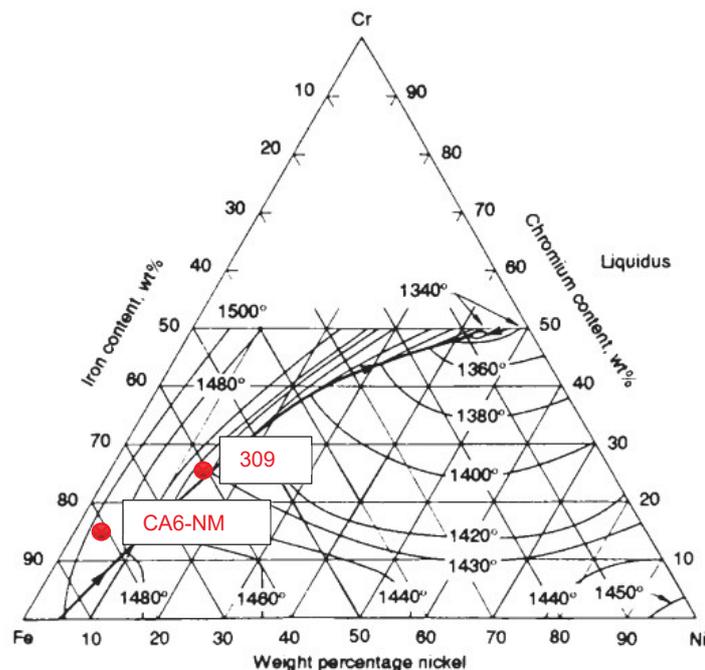
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados resultados bem como discussões visando a verificação dos objetivos e da hipótese previamente estabelecidos.

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Verificou-se que, em todas as amostras, as macrossegredações estão situadas próximas à linha de fusão, predominantemente no fundo da poça, apresentando formato de ilhas e penínsulas, características típicas do mecanismo I, conforme descrito por Kou e Yang, 2007. Segundo estes autores, tal morfologia ocorre quando a temperatura *liquidus* do metal de solda é menor em relação à temperatura *liquidus* do material-base. Com base no diagrama ternário Fe-Cr-Ni, FIGURA 26, constata-se que a temperatura *liquidus* do aço inoxidável AISI 309 é inferior à do aço CA-6NM (1430°C x 1490°C) e, considerando ainda que a temperatura *liquidus* do metal de solda está situada entre estas em função da diluição, corrobora a constatação de macrossegredações formadas pelo mecanismo I.

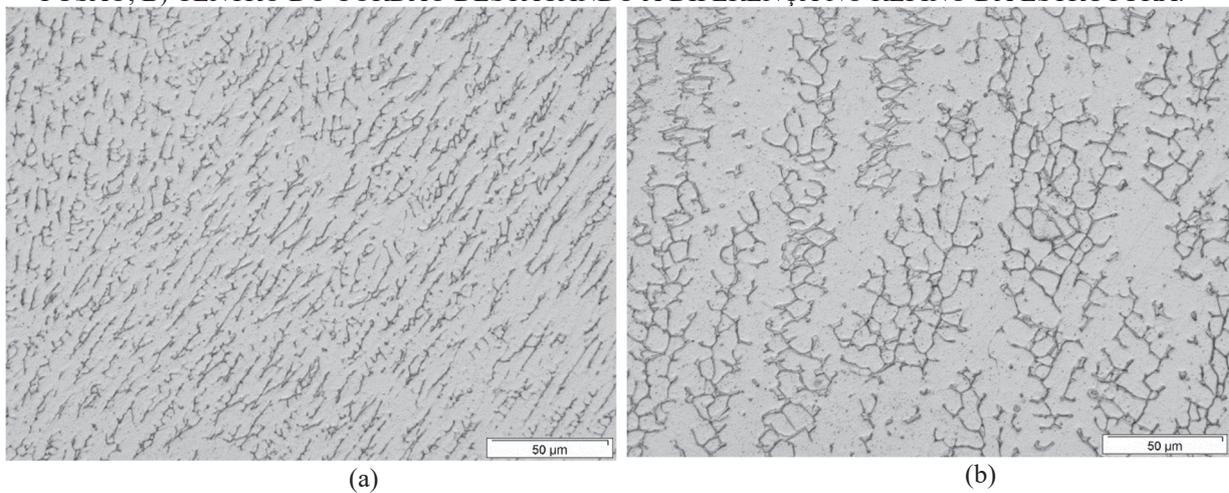
FIGURA 26 - LOCALIZAÇÃO DOS AÇOS AISI 309 E CA-6NM SOBRE ISOTERMAS LIQUIDUS DO DIAGRAMA TERNÁRIO Fe-Cr-Ni.



FONTE: Adaptado de Metals Handbook, vol. 8 (1973).

De acordo com Wang e Tsai (2001b), a simulação de uma deposição MIG/MAG no modo globular indicou que a formação preferencial de macrossegregações no fundo da poça está associada às baixas velocidades do líquido nessa região, à mistura limitada e à rápida solidificação, fatores estes que favorecem esse tipo de fenômeno. A alta taxa de solidificação foi observada em todas as amostras, conforme evidenciado pelo refino da estrutura em comparação com as regiões mais distantes da linha de fusão (FIGURA 27), o que sugere uma taxa de resfriamento mais elevada nessa região.

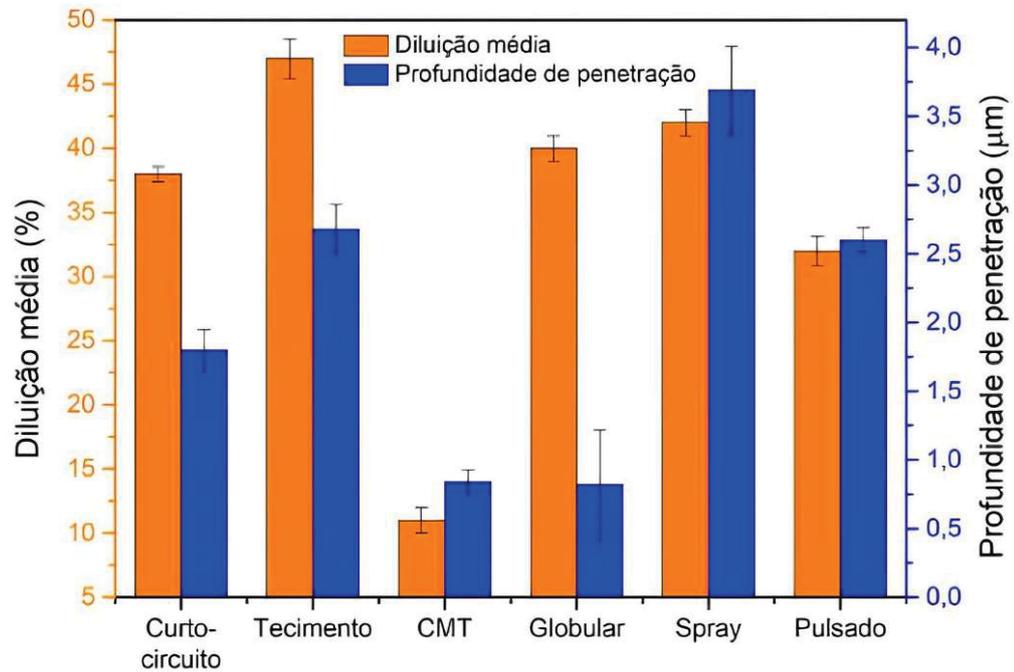
FIGURA 27 - IMAGENS TÍPICAS DO METAL DE SOLDA DAS AMOSTRAS A) PRÓXIMO À LINHA DE FUSÃO, B) CENTRO DO CORDÃO DESTACANDO A DIFERENÇA NO REFINO DA ESTRUTURA.



FONTE: A autora (2025).

Resultados da porcentagem de diluição e profundidade de penetração são apresentados na FIGURA 28. Na TABELA 5, são apresentados valores referentes da densidade linear de MACROSSEGREGAÇÃO para cada amostra analisada. Considerando que o nível de diluição, a profundidade de penetração da solda, bem como, a quantidade de macrossegregações estão relacionados ao movimento convectivo do metal líquido na poça (Oreper et al, 1983), buscar-se-á na sequência justificar os resultados obtidos entre as amostras, haja vista, tais diferenças serem influenciadas pelas condições de deposição utilizadas.

FIGURA 28 - PORCENTAGEM DE DILUIÇÃO MÉDIA E PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO NO METAL DE SOLDA CORRESPONDENTE AOS DIFERENTES MODOS DE TRANSFERÊNCIAS APLICADOS.



FONTE: A autora (2025).

TABELA 5 - DENSIDADE LINEAR DE MACROSSEGREGAÇÃO.

Amostra	MACROSSEGREGAÇÕES/mm
1 - CURTO CIRCUITO	1,0 ± 0,4
2 - CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO	1,4 ± 0,6
3 - CURTO CIRCUITO CONTROLADO CMT	0,4 ± 0,2
4 - GLOBULAR	1,0 ± 0,5
5 - SPRAY	1,9 ± 0,8
6 - PULSADO	2,7 ± 1,0

FONTE: A autora (2025).

As FIGURAS 29 a 34 ilustram as microestruturas das seções transversais e longitudinais das seis amostras analisadas. Nestas imagens são constatadas variações significativas em relação à quantidade de macrossegregações bem como no nível de diluição e penetração entre as condições de deposição utilizadas.

Na FIGURA 29 (a,b) são apresentadas imagens obtidas na amostra 1 resultantes da deposição por curto circuito convencional, sem tecimento. Constata-se nesta amostra uma baixa formação de macrossegregações, porém, com elevada diluição (FIGURA 29 c,d). Inicialmente, é possível deduzir que o movimento convectivo teve baixa intensidade, insuficiente para arrastar o metal líquido da zona estagnada junto ao material-base para o interior da poça, evitando, assim, uma formação intensa de ZPDs. Destaca-se também que a linha de fusão nesta amostra apresenta pouca irregularidade, sem uma penetração primária acentuada (*fingerlike penetration*), comumente observada em deposições por MIG/MAG. Isso sugere, de certa forma, uma redução no turbilhonamento, resultando em menor formação de macrossegregações.

FIGURA 29 -- AMOSTRA 1 CURTO CIRCUITO - SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b).

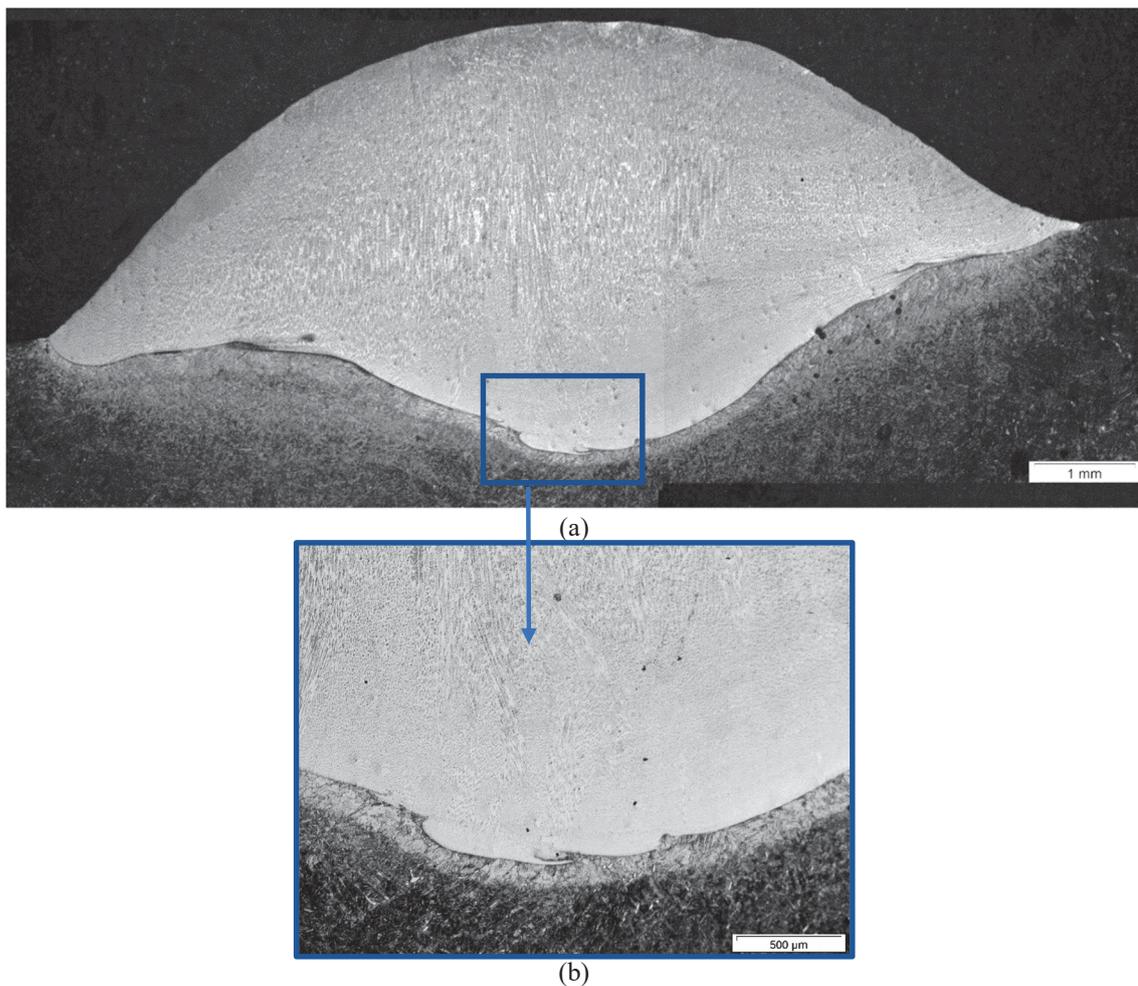
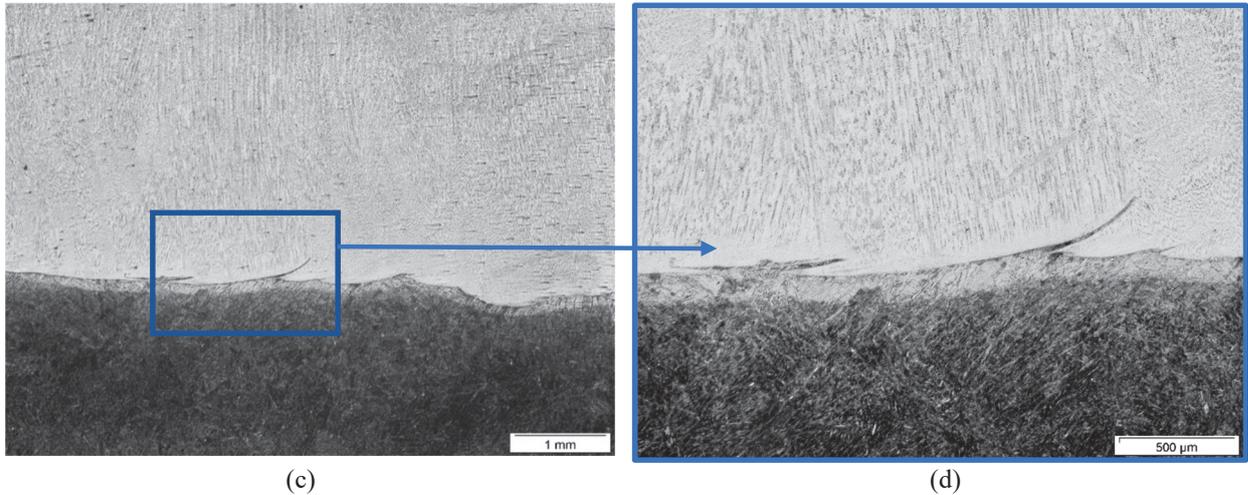


FIGURA 29 (CONTINUAÇÃO) - AMOSTRA 1 CURTO CIRCUITO - SECÇÃO LONGITUDINAL (c,d).



FONTE: A autora (2025).

Ao realizar a deposição com os mesmos parâmetros da amostra 1, porém com a aplicação de tecimento, observa-se na amostra 2 um aumento na formação de macrossegregações na região do fundo da poça, além de uma linha de fusão menos contínua, com variação brusca de profundidade em comparação à amostra 1 (FIGURA 30a). Os resultados apresentados na TABELA 5 validam essa constatação, evidenciando uma densidade linear de macrossegregações de 1,0/mm para a amostra 1 (processos em modo curto-circuito sem tecimento) e de 1,4/mm para a amostra 2 (com tecimento). Esses dados indicam que o movimento de tecimento, apesar de ser empregado para otimizar determinados aspectos da soldagem, promove um aumento significativo na formação de macrossegregações, possivelmente em função da maior perturbação térmica e mecânica da poça de fusão. Constata-se ainda a formação de ZPDs na região onde ocorre a variação brusca de profundidade (FIGURA 30b, 30c) resultado da formação de mais de um vórtice convectivo no interior da poça conforme ilustrado na FIGURA 20 (página 35). As macrossegregações formadas no fundo da poça também podem ser visualizadas na secção longitudinal dessa amostra (FIGURA 30f, 30g). Observa-se que essas se desenvolvem como penínsulas formadas pelo movimento convectivo em sentido anti-horário.

No que se refere ao nível de diluição na amostra 2, foi a que apresentou o maior valor (46,7 %) em relação às demais amostras, consequência do aumento da largura de penetração provocada pelo tecimento. As FIGURAS 30d e 30e, exibem o resultado da análise de MEV/EDS em uma região contendo península, revelando que sua composição é similar à do material-base confirmando assim uma baixa agitação/mistura da poça nesta região. Medidas de microdureza

obtidas sobre as ZPDS revelaram diferenças significativas entre os valores destas e o metal de solda adjacente (FIGURAS 30h e 30i).

FIGURA 30 - AMOSTRA 2 – CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO - SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b, c, d); SECÇÃO LONGITUDINAL (e, f, g, h, i).

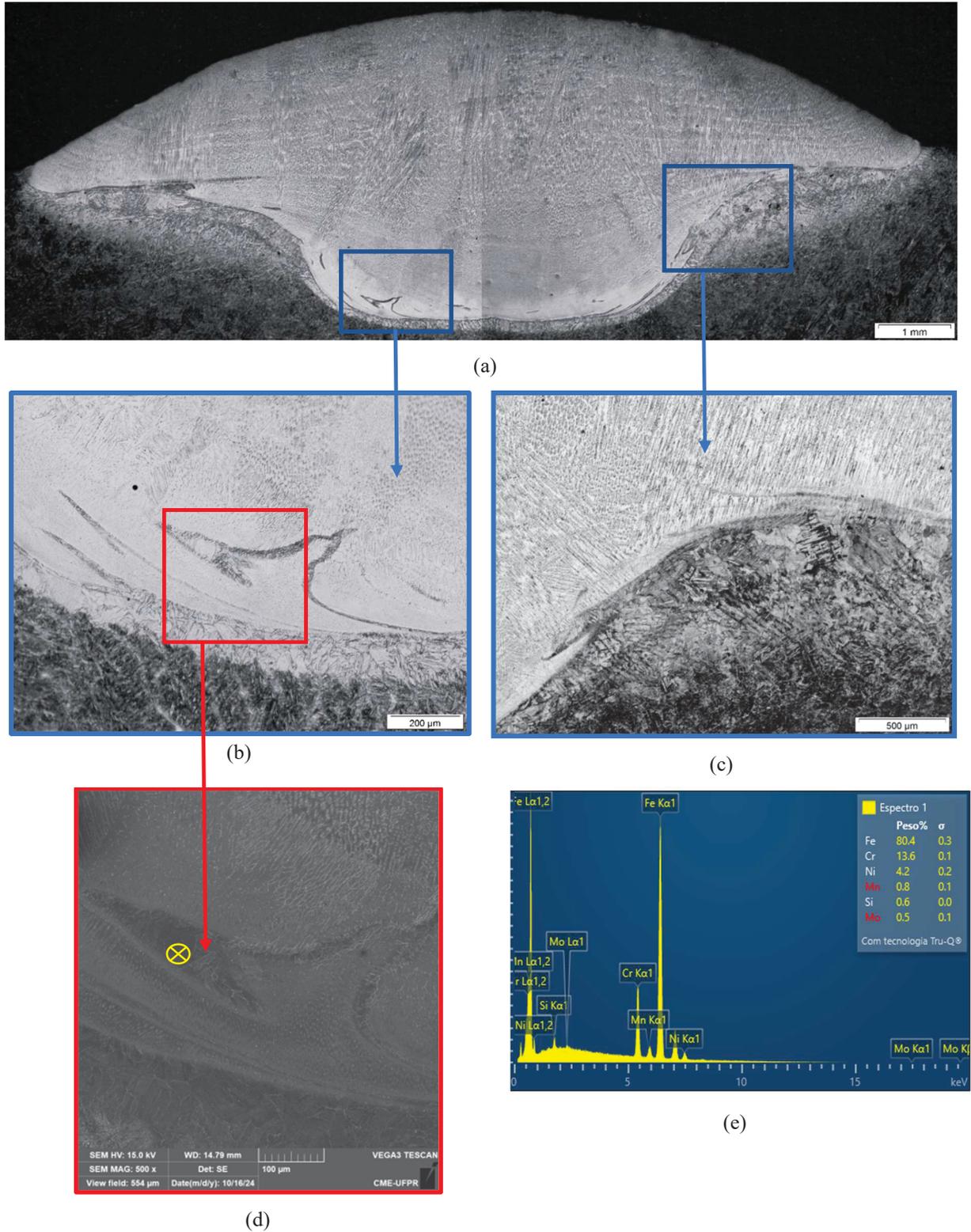
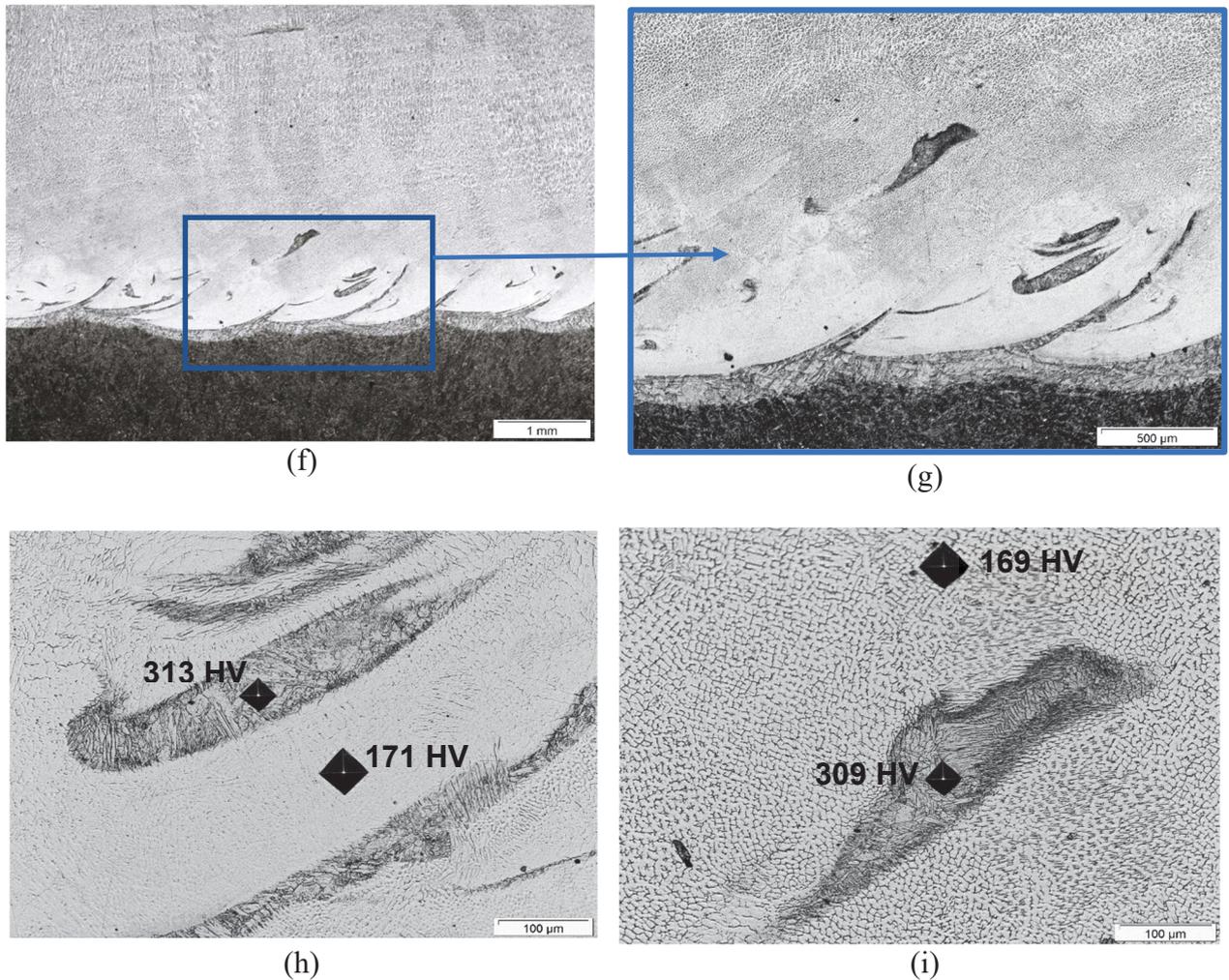


FIGURA 30 - (CONTINUAÇÃO) - AMOSTRA 2 – CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO
SECÇÃO LONGITUDINAL (f, g). VALORES DE MICRODUREZA NO METAL DE SOLDA (h,i).



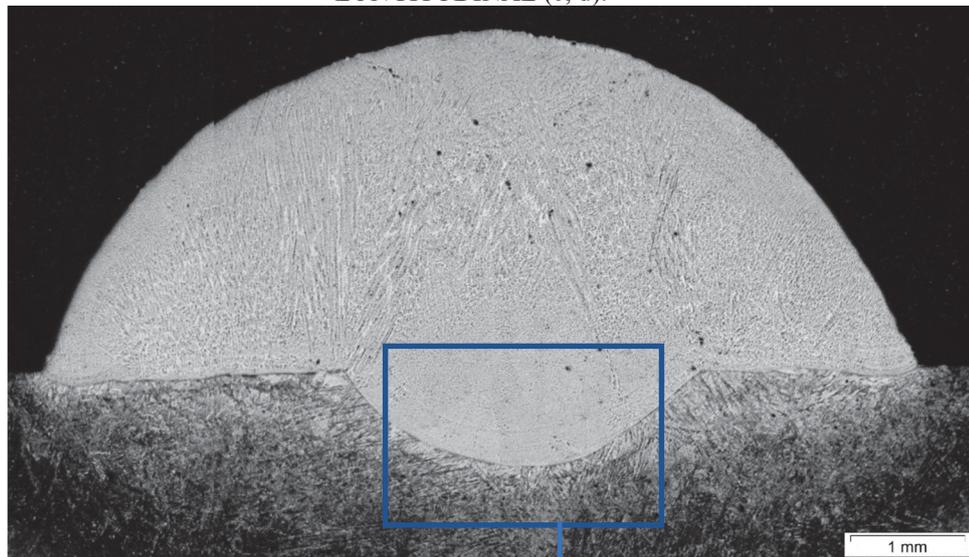
FONTE: A autora (2025).

Imagens mostradas nas FIGURAS 31 (a, b, c, d) ilustram as microestruturas obtidas na amostra 3 resultantes da deposição por curto-circuito utilizando processo CMT. Com base nestas imagens, constata-se praticamente a ausência de macrossegregações bem como reduzida penetração e diluição em relação às demais amostras. Conforme resultados apresentados na TABELA 6 constata-se que a amostra 3 registrou a menor quantidade de macrossegregações por comprimento em relação às demais amostras (0,4/mm). Ressalta-se ainda que, por se tratar de um processo de recuperação de uma área cavitada, o depósito obtido deve apresentar baixa diluição com o metal de base, sendo essa característica mais acentuada na amostra 3 em comparação às demais.

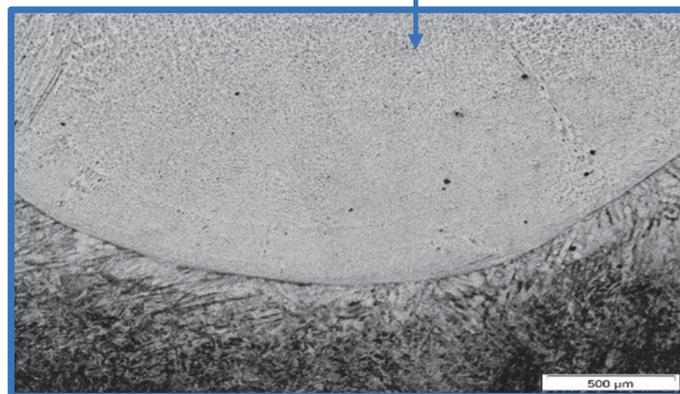
Segundo Emami, Elahi e Mashhadgarme (2024), características de reduzidas penetração e diluição são típicas do processo CMT, uma vez que a entrada de calor é controlada e monitorada com maior precisão em comparação ao processo MIG/MAG convencional alterando a duração

do curto-circuito entre o material-base e o eletrodo. Estes autores afirmam ainda que valores elevados de corrente durante a soldagem MIG/MAG convencional tendem a produzir linhas de fusão mais sinuosas e com isso alterações no fluxo convectivo favorecendo a formação de penínsulas. Destaca-se ainda, que a penetração no processo CMT não é constante podendo variar em função de parâmetros selecionados, em especial o tempo de permanência de curto circuito. Segundo Pickin e Young (2006), um aumento neste parâmetro de 5 para 10 ms resulta em uma redução na penetração de aproximadamente 40%. Conclui-se também que a menor quantidade de macrossegregações nesta amostra, assim como na amostra 1, indica que o movimento convectivo no modo curto-circuito, tem um efeito limitado na remoção de metal líquido da zona estagnada para o interior da poça.

FIGURA 31 - AMOSTRA 3 – CMT – CURTO CIRCUITO SECCÃO TRANSVERSAL (a, b); SECCÃO LONGITUDINAL (c, d).

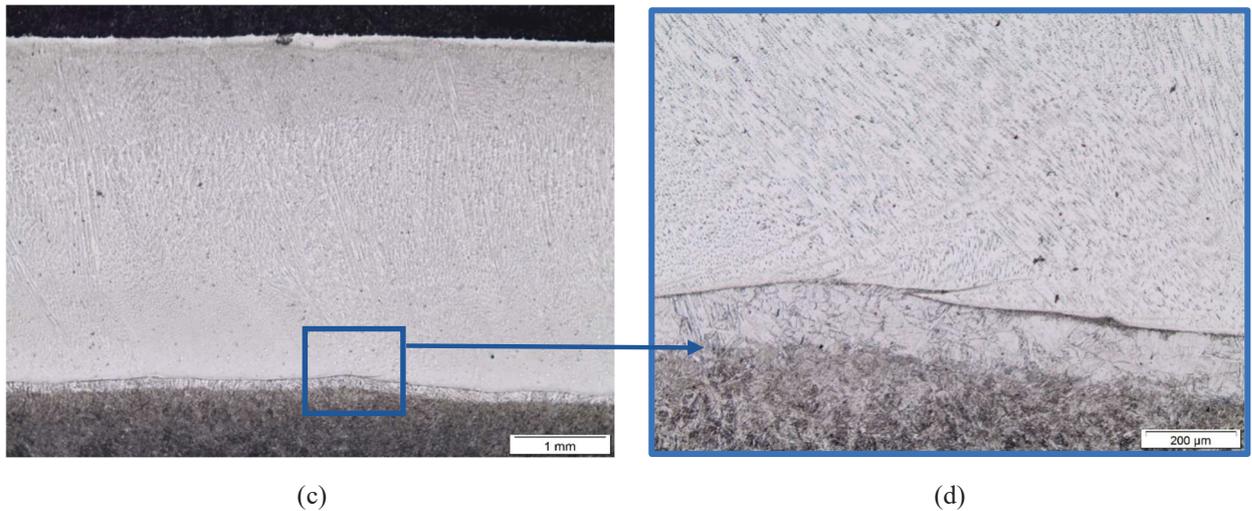


(a)



(b)

FIGURA 31 (CONTINUAÇÃO) - AMOSTRA 3 – CMT – CURTO CIRCUITO SECÇÃO TRANSVERSAL (a, b);
SECÇÃO LONGITUDINAL (c, d).



FONTE: A autora (2025).

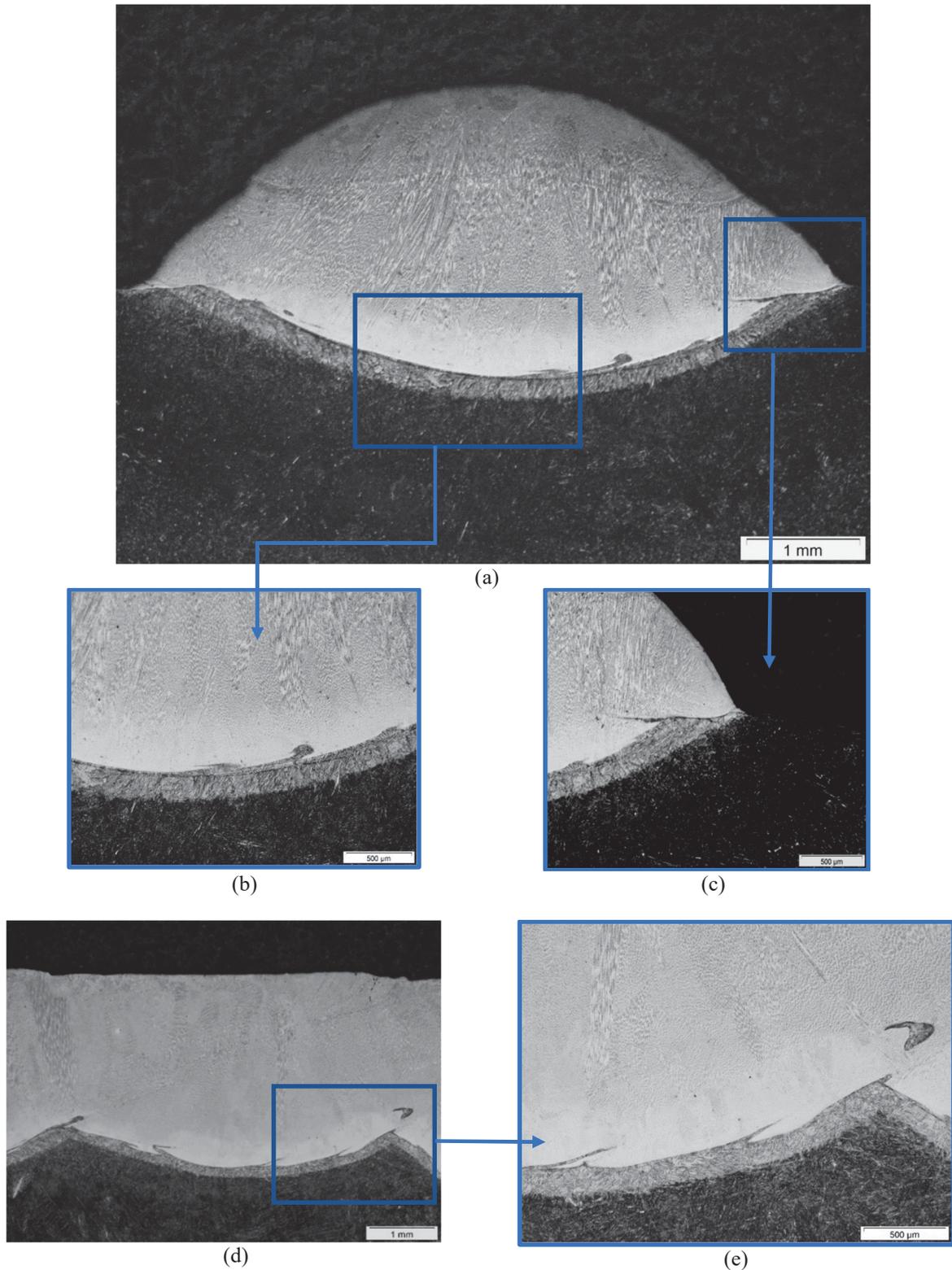
Nas FIGURAS 32 (a, b, c, d) são exibidas imagens obtidas na amostra 4, resultante da deposição no modo globular. A transferência globular, caracterizada pela deposição do material de solda em gotas grandes de forma sequencial, resultou em um perfil transversal peculiar com uma linha de fusão sem a presença de penetração primária que pode ser melhor compreendida a partir da análise da secção longitudinal do cordão de solda. Nesse caso, a proporção de diluição não corresponde exatamente ao observado na secção transversal, pois o cordão de solda é formado pela deposição sucessiva de gotas grandes de metal de adição, lado a lado, resultando em um perfil longitudinal em formato ondulatório (FIGURAS 32 c, d).

Com relação à formação de macrossegregações na amostra 4, é possível identificá-las, tanto no fundo da poça como na parte superior em quantidades intermediárias em relação às demais amostras.

Segundo Davies et al (2000), a transferência das gotas metálicas influencia fortemente o padrão de fluxo dentro da poça de fusão. Estes autores, utilizando modelagem por elementos finitos, concluíram que em baixas taxas de transferência, típicas de baixa corrente de soldagem (100 A), as tensões superficiais relativas da poça e da gota, influenciam o fluxo de fluido dentro da poça de fusão, enquanto em taxas de transferência mais altas, típicas de corrente média (200 A), o fluxo é dominado pelo *momentum* das gotículas impactantes. Wang e Tsai (2001a), por simulação, constataram que para o processo MIG/MAG com transferência globular, o *momentum* do impacto das gotas é convertido em energias cinética e potencial do fluido no banho de fusão e, por fim, é dissipado, enquanto a penetração da solda é causada principalmente pela força de tensão superficial (efeito Marangoni). Com base nisto, a tensão superficial se destaca como a

principal força motriz que influenciou o fluxo do fluido na poça de fusão, promovendo uma penetração uniforme (ausência de *fingerlike penetration*) e baixa quantidade de macrosegregações nesta amostra.

FIGURA 32 - AMOSTRA 4 – GLOBULAR SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b,c); SECÇÃO LONGITUDINAL (d,e).

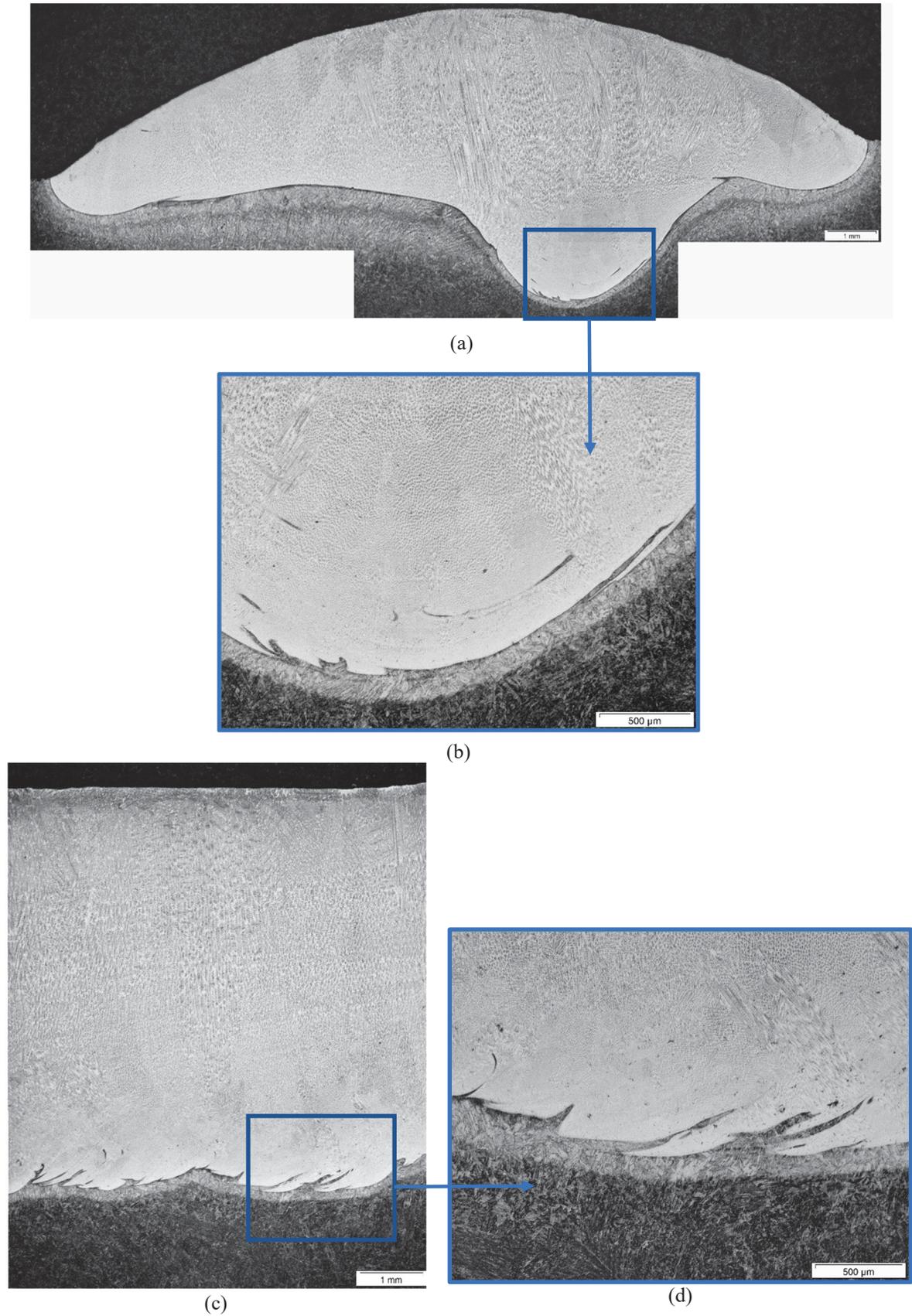


FONTE: A autora (2025).

Imagens microscópicas obtidas pela deposição por *spray* realizada na amostra 5 podem ser visualizadas na FIGURA 33 (a, b, c, d). Inicialmente, destaca-se que a secção transversal FIGURA 33 (a, b) apresenta um volume maior de deposição em comparação com às demais amostras, resultado da maior energia de soldagem empregada nesta amostra. Tal afirmação é corroborada por Tsao e Wu (1988), destacando que à medida que a frequência de projeção de gotas aumenta, ocorre uma maior transferência de calor, resultando em uma poça de fusão maior e na formação mais acentuada da penetração primária em soldas MIG/MAG. Compartilhando da mesma opinião, Farzadi *et al.*, 2017, por meio de simulação computacional, concluíram que a força de impacto das gotículas desempenha o papel mais significativo no aumento de penetração e na maior velocidade do metal líquido ao longo da profundidade quando comparada às demais forças atuantes na poça. Jorge *et al.*, 2020, afirmam que a incidência de um grande número de gotículas favorece a transferência de massa e calor do topo para a raiz da poça de fusão, resultando em uma penetração mais profunda e concentrada, fenômeno esse que não é observado na transferência globular convencional.

Na amostra 5 é possível observar ainda uma alta diluição (42%) e, semelhante às amostras 2 e 4 se constata a formação de ZPDs tanto no fundo da poça como na transição entre as penetrações primária e secundária, resultado da formação de mais de um vórtice convectivo no interior da poça. Destaca-se, porém, uma maior quantidade de macrossegregações em relação às amostras anteriores, em particular no fundo da poça FIGURAS 33a 33b, a qual se atribui a um maior movimento convectivo nesta região causado pela projeção das gotículas.

FIGURA 33 - AMOSTRA 5 -SPRAY SECÇÃO TRANSVERSAL (a,b); SECÇÃO LONGITUDINAL (c,d).



FONTE: A autora (2025).

Na condição de deposição com pulsação (amostra 6), que teoricamente intensificaria a agitação da poça e, conseqüentemente, promoveria uma maior mistura entre os materiais dissimilares, observou-se, de forma paradoxal, a maior quantidade de macrossegreações (2,7/mm) entre as amostras avaliadas (FIGURA 34) indicando que o aumento da agitação da poça resulta, na realidade, em maior ocorrência de macrossegreações. Constatou-se ainda que a formação de macrossegreações, além da região de transição entre as penetrações primária e secundária, apresenta-se de forma mais acentuada na região do fundo da poça. Baeslack *et al*, 1979, ao constatarem a formação de zonas não diluídas entre aços inoxidáveis usando MIG/MAG pulsado, também destacam que a formação de tais zonas é um fenômeno inesperado, pois, em geral, seria esperado que a mistura hidrodinâmica na região fundida impediria sua ocorrência. Desta forma, os autores concluem que as características do fluxo do fluido, mesmo com o uso da variante pulsada, permitem que grandes áreas do metal-base se liquefaçam, permaneçam relativamente estagnadas e se solidifiquem novamente.

FIGURA 34 -AMOSTRA 6 – MODO DE TRANSFERÊNCIA PULSADO secção TRANSVERSAL (a,b); secção LONGITUDINAL (c,d).

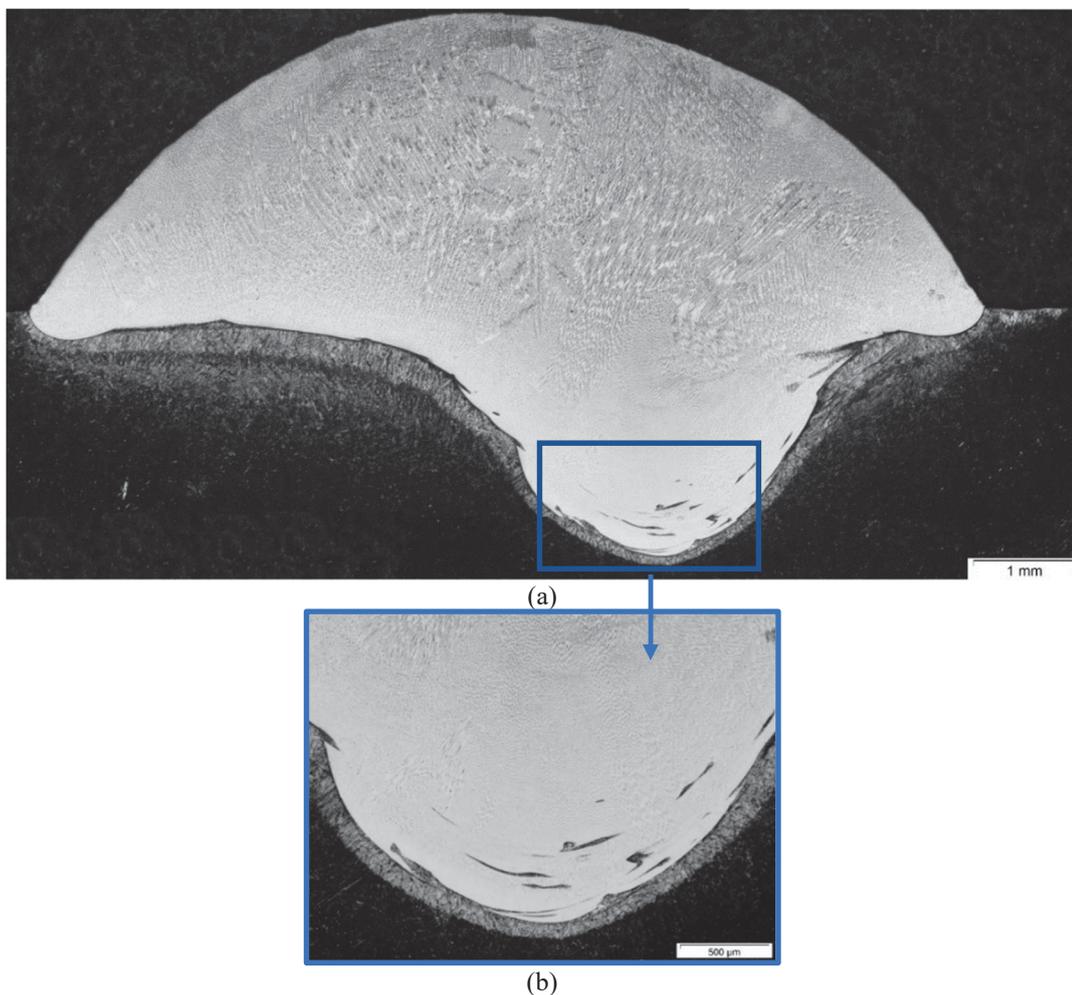
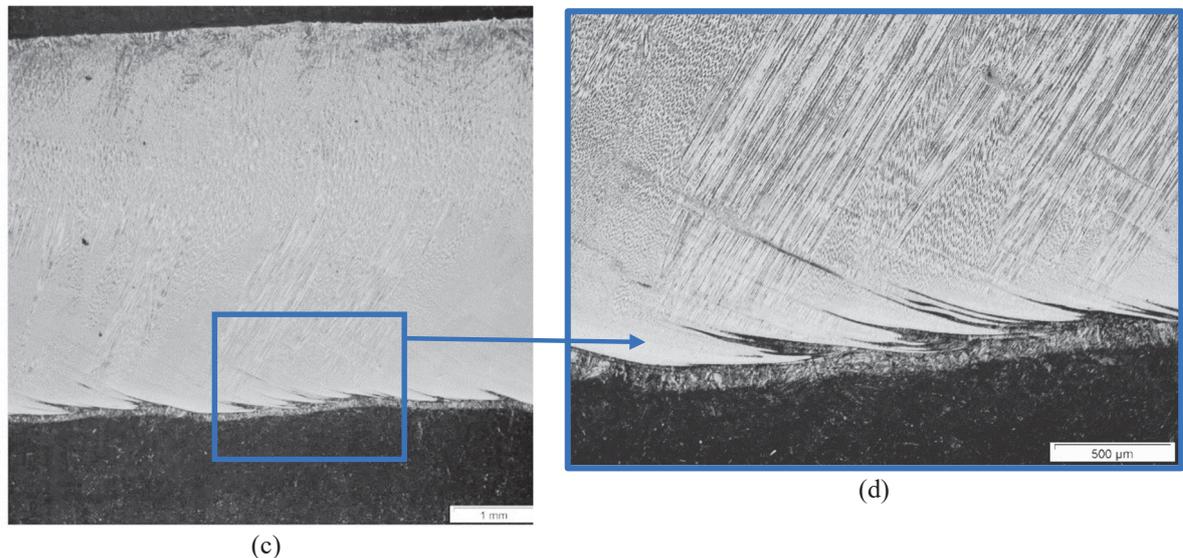


FIGURA34 (CONTINUAÇÃO) - AMOSTRA 6 – MODO DE TRANSFERÊNCIA PULSADO SECÇÃO LONGITUDINAL (c,d).



FONTE: A autora (2025).

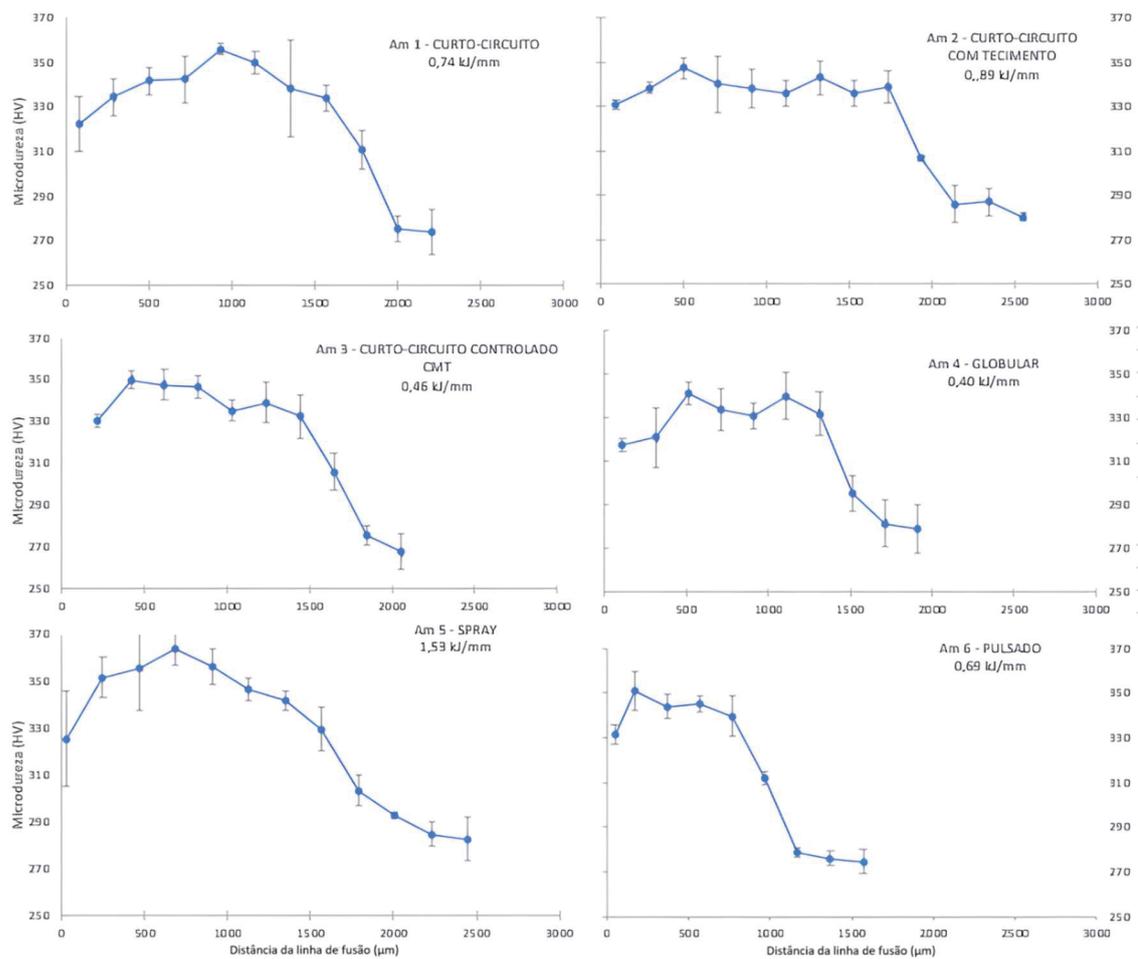
4.2 PROFUNDIDADE DA ZTA

A FIGURA 35 apresenta resultados de perfis de microdureza Vickers obtidos na ZTA das amostras a partir da linha de fusão. Constata-se em todas as amostras que a dureza inicialmente aumenta até atingir um nível máximo, geralmente entre 340-365 HV_{0,3}, e depois tende a diminuir à medida que se alcançam as regiões de baixa temperatura da ZTA. Destaca-se que tal nível máximo de dureza independe do aporte de calor depositado, haja vista a alta temperabilidade do aço CA-6NM. O aumento inicial da dureza é atribuído à formação de martensita recém-formada em regiões aquecidas acima de Ac1, enquanto as razões para a diminuição junto à linha de fusão não estão documentadas, mas segundo Carrouge (2002), podem estar relacionadas ao efeito do tamanho de grão ou à presença de ferrita δ . Ainda segundo este autor, uma dureza de 350 HV não é ideal para garantir resistência à corrosão sobtensão por sulfetos, mas pode ser reduzida por meio de tratamentos térmicos pós-soldagem, que, no entanto, são caros e frequentemente impraticáveis.

Considerando como referência a dureza do material-base entre 270 e 280 HV_{0,3}, constata-se que a menor largura de ZTA foi obtida na amostra 6 - modo pulsado e a maior na amostra 2 - modo tecimento. Nota-se, ainda, uma relação direta entre a profundidade da ZTA e a energia de soldagem; no entanto, não há correlação entre a profundidade da ZTA e a profundidade de penetração. Porém, ao considerarmos os resultados de profundidade de penetração apresentados na FIGURA 28, observa-se que o processo de curto-circuito controlado

via CMT apresentou a menor profundidade combinada, considerando a soma da profundidade de penetração da solda e a extensão da ZTA. Uma menor largura da ZTA é benéfica para preservar as características mecânicas do material-base, mantendo-as próximas das originais. Isso ocorre devido ao menor crescimento excessivo de grãos, o que reduz a tenacidade e a resistência à fadiga.

FIGURA 35 - PERFIS DE DUREZA OBTIDOS JUNTO A SECÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DEPOSITADOS EM DIFERENTES MODOS DE TRANSFERÊNCIA.



FONTE: A autora (2025).

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir dos resultados obtidos é possível concluir que:

- A ocorrência de zonas parcialmente diluídas (ZPDs) ou macrossegregações S na união entre o aço inoxidável CA-6NM, empregado como material-base, e o AISI 309, utilizado como metal de adição, manifesta-se predominantemente sob a forma de penínsulas e ilhas, conformes ao padrão morfológico associado ao mecanismo I.
- Dentre os diversos modos de transferência analisados, o modo por curto-circuito, tanto o convencional quanto o controlado por CMT, destacou-se por apresentar menor formação de macrossegregações, sendo o CMT o mais eficaz na obtenção de baixos índices de diluição.
- O uso de técnicas alternativas de deposição como tecimento e pulsação de corrente não foram efetivas em evitar a formação de macrossegregações.
- Foi constatado que a acentuada formação de penetração primária (*fingerlike penetration*) contribui para a maior incidência de macrossegregações.
- Embora o modo de transferência por corrente pulsada tenha demonstrado uma menor profundidade da zona termicamente afetada (ZTA), o processo de curto-circuito controlado via CMT apresentou a menor profundidade combinada, considerando-se a soma da profundidade de penetração da solda e da extensão da ZTA.

5.1 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) Estender e ampliar esta pesquisa, prevendo a formação das zonas parcialmente diluídas por meio de simulação por elementos finitos ou técnicas mais apropriadas, de acordo com os parâmetros e modo de transferência utilizados no processo de soldagem.
- b) Investigar influência das macrossegregações nas propriedades mecânicas (ex. resistência à fadiga) do metal de solda.

REFERÊNCIAS

- ABDEL RAHMAN, M.S., ABDEL RAHEEM, N.A. & EL KOUSSY, M.R. **Effect of Heat Input on the Microstructure and Properties of Dissimilar Weld Joint Between Incoloy 28 and Superaustenitic Stainless Steel**. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 27, 259–266 (2014). DOI: <https://doi.org/10.1007/s40195-014-0058-y>
- ANEEL -. Agência Nacional de Energia elétrica (ANEEL). **Sistema de Informações de Geração: SIGA**. Disponível em: <<https://bit.ly/2IGf4Q0>>. Acesso em: 27/06/2024.
- ARNDT, R. E. A. *et al.* **Cavitation erosion in hydroturbines**. *Journal of Hydraulic Engineering*, v. 115, n. 10, p. 1297-1315, 1989. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0733-9429\(1989\)115:10\(1297\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0733-9429(1989)115:10(1297))
- ASM INTERNATIONAL. *Metals handbook*. 8. ed. v. 8: **Metallography, structures and phase diagrams**. Metals Park, OH: ASM International, 1973.
- BAESLACK, W. A. III., LIPPOLD, J. C., SAVAGE, W. F., **Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments**. *Welding Journal*, 1979.
- CARROUGE, D. **Phase transformations in welded supermartensitic stainless steels. 2002**. Tese (Doutor em Filosofia (PhD) – University of Cambridge, Cambridge, 2002. Disponível em: <https://doi.org/10.17863/CAM.14251>.
- CHO, W. I.; NA, S. J. **Impact of driving forces on molten pool in gas metal arc welding**. *Weld World*, [S.l.], v. 65, p. 1735–1747, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01138-8>.
- CUI, Y.; XU, C.L.; HAN, Q. **Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation**. *Scripta Materialia*, v. 55, n. 11, p. 975-978, 2006. DOI:<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.08.035>.
- CUNHA, T. V.; RIBEIRO, H. O. **Avaliação do Uso do Tecimento na Soldagem a Arco Submerso**. *Soldagem & Inspeção*, v. 23, n. 1, p. 73-82, jan.-mar. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2301.08>.
- DAVIES, M. H.; WAHAB, M.; PAINTER, M. J. **An investigation of the interaction of a molten droplet with a liquid weld pool surface: a computational and experimental approach**. *Welding Journal*, Miami, v. 79, n. 1, p. 18s–23s, 2000.
- DEHMOLAEI, R, SHAMANIAN, M., KERMANPUR A. **Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds**, *Materials Characterization*, Volume 59, n. 5, Pages 605-611, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.05.003>.
- DUNCAN JR. W., **Turbine repair bureau of reclamation. April 1989**. p. 1-67. Disponível em: <https://archive.org/details/turbine-repair-bureau-of-reclamation-april-1989-by-william-duncan-jr/page/8/mode/2up>.

DUPONT J.N., KUSKO C.S. **Martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar alloy welds** (2007) *Welding Journal* (Miami, Fla), 86 (2), pp. 51-s-54-s.

EMAMI, M.; ELAHI, S. H.; MASHHADGARME, M. **Effect of cold metal transfer (CMT) on the unmixed zone formation in Stellite 6 overlays on ferritic steels**. *Canadian Metallurgical Quarterly*, [S.l.], v. 63, n. 4, p. 1704–1711, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1080/00084433.2023.2281200>.

ENERHAUG, J. J.; GRONG, Ø.; STEINSMO, U. M. **Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments**. *Science and Technology of Welding and Joining*, Leeds, v. 6, n. 5, p. 330-338, out. 2001. DOI: 10.1179/136217101101538866.

FERREÑO, D., ÁLVAREZ J.A. at all. **Failure analysis of a Pelton turbine manufactured in soft martensitic stainless steel casting**. *Engineering Failure Analysis*. Volume 18, Issue 1, January 2011, Pages 256-270. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2010.09.005>.

FARZADI, A.; MORAKABIYAN ESFAHANI, M.; ALAVI ZAREE, S. R. **Theoretical and experimental investigation of gas metal arc weld pool in commercially pure aluminum: Effect of welding current on geometry**. *Journal of Central South University*, [S.l.], v. 24, p. 2556–2564, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11771-017-3669-4>.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York – Wien: Springer Verlag, 1988.

HEIPLE, C. R.; ROPER, J. R. Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Welding Journal*, Miami, v. 61, n. 4, p. 97s–102s, 1982.

INTERNATIONAL HYDROPOWER ASSOCIATION 2024 – **World Hydropower Outlook**. Disponível em: <https://www.hydropower.org/discover/hydropower-around-the-world>. Acessado em 27/06/2024.

JAIDI J, DUTTA P. **Three-dimensional turbulent weld pool convection in gas metal arc welding process**. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2004;9(5):407-414. <https://doi.org/10.1179/136217104225021814>.

JORGE, V. L.; SCOTTI, F. M.; REIS, R. P.; SCOTTI, A. **The potential of wire feed pulsation to influence factors that govern weld penetration in GMA welding**. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, [S.l.], v. 110, p. 2685–2701, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06037-8>.

JULA, M.; DEHMOLAEI, R.; ZAREE, S. R. A. **The comparative evaluation of AISI 316/A387-Gr.91 steels dissimilar weld metal produced by CCGTAW and PCGTAW processes**. *Journal of Manufacturing Processes*, [S.l.], v. 36, p. 272–280, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.032>.

KARIMI, A. **Cavitation erosion of austenitic stainless steel and effect of boron and nitrogen ion implantation**. *Acta Metallurgica* 37(4), pp. 1079-1088. 1989. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90104-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90104-1)

KOU, S.; YANG, Y. K. **Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds.** *Welding Journal*, Miami, v. 86, n. 10, p. 303–312, 2007.

KOU, S., **Welding Metallurgy.** 3rd. Edition. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 2021.

LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.** New Jersey WILEY-INTERSCIENCE, 2005 John Wiley & Sons, Hoboken, 2005.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia.** 3ed. Atualizada. Belo Horizonte: UFMG, 2011.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Belo Horizonte: 2012. Disponível em: <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>.

MODENESI, P.J. **Técnica Operatória de Soldagem GMAW,** https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/pratica_gmaw.pdf.

MIRANDA, E. C.; SILVA, C. C.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, PEREIRA J. **Avaliação do uso do tecimento sobre o nível de diluição e geometria do cordão de solda na soldagem TIG com alimentação automática de arame frio.** *Soldagem & Inspeção*, v. 20, n. 2, p. 3-10, jun. 2015. DOI: 10.1590/0104-9224/SI2002.06.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. **Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. Part 1 – nucleation and growth.** *Welding Journal*, Miami, v. 78, n. 10, p. 329-s, 1999.

NELSON W.; J. C. LIPPOLD J.C., MILLS M.J. **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds — Part 2: On-Cooling Transformations.** *Welding Journal* (Miami, Fla) Volume 79, Issue 10, Pages 267s-277s October 2000.

NIEDERAU, H. J. **State of development of soft martensitic stainless steel chromium-nickel steel.** In: GENERAL SESSION OF THE MATERIAL COMMITTEE OF VDEh, 119., Düsseldorf, dez. 1977. Düsseldorf: [s.n.], 1977.

NOGUEIRA, R.; BOHÓRQUEZ, C.; ZANELLA, I. **Comparação da estabilidade do arco e da variabilidade da geometria de soldas obtidas pelos processos MIG/MAG e arame tubular.** *Soldagem & Inspeção*, São Paulo, v. 20, p. 191–204, jun. 2015. DOI: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2002.07>.

OREPER, G. M.; EAGAR, T. W.; SZEKELY, J. **Convection in arc weld pools.** *Welding Journal*, v. 62, n. 11, p. 307-s–312-s, 1983.

OMAR, A.A. **Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds.** *Welding Journal* (Miami, Fla), 77 (6), pp. 86 ,1998.

PESSOA, A. R. P.; FILHO, F. A.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P.; AGUIAR, W. M. **Influência do uso do tecimento na geometria e na diluição dos cordões de solda realizados com o processo MIG/MAG com transferência metálica por curto-circuito empregando o eletrodo AWS ERNiCrMo-3.** In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 6., 2010, Campina Grande. Anais [...]. Campina Grande: ABCM, 2010. p. 1-10.

PICKIN CG, YOUNG K. Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2006;11(5):583-585. doi:10.1179/174329306X120886

ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. **Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds.** *Welding Journal*, Miami, v. 78, n. 2, p. 31S–37S, 1999.

SABZI, M.; KHOSRAVI, M. R.; MOUSAVI, S. A. A. A.; AMIRI, M.; POURASAD, Y. **An experimental investigation on the effect of gas tungsten arc welding current modes upon the microstructure, mechanical, and fractography properties of welded joints of two grades of AISI 316L and AISI 310S alloy metal sheets.** *Materials Science and Engineering: A*, [S.l.], v. 840, p. 142877, 18 abr. 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142877>.

SANTA, J.F.; BLANCO, J.A.; GIRALDO, J.E.; TORO, A. **Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings.** *Wear*, v. 271, p. 1445-1453, 2011. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.12.081>.

SAVAGE W.F.; NIPPES E.F.; SZEKERES E.S. **Study of weld interface phenomena in a low alloy steel.** *Welding Journal* (Miami, Fla), 55 (9), p. 260s-268s, 1976.

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

SILVA, F. C.; CARVALHO, R. S.; DUTRA, J. C.; BONACORSO, N. G. **Nova Técnica de Tecimento Aplicado na Soldagem Automatizada de Revestimento das Paredes Tubulares das Caldeiras de Termoeletricas.** In: XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, 2010, Recife: CONSOLDA, 2010. Disponível em: https://labsolda.ufsc.br/publicacoes/artigos/2010_consolda_costenaro.pdf

SRINIVASAN, D.; SEVELL, P.; SOLOMON, I. J.; TANUSHKUMAAR, P. **A review on Cold Metal Transfer (CMT) technology of welding.** *Materials Today: Proceedings*, v. 64, p. 108-115, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.016>.

TSAO, K. C.; WU, C. S. **Fluid flow and heat transfer in GMA weld pools.** *Welding Journal*, Miami, v. 67, n. 7, p. 70s–75s, 1988.

VIEIRA, R. D. A. M.; LISKEVYCH, O.; ZIBEROV, M. **Influência da estratégia de deposição de manufatura aditiva por deposição a arco via CMT na geometria da peça: uma revisão da literatura.** *Soldagem & Inspeção*, v. 29, e2910, 2024. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI29.10>.

VILLANI, P. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. Rio de Janeiro: Grupo GEN, 2016. E-book. ISBN 9788595156067. Disponível em:
<https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788595156067/>.

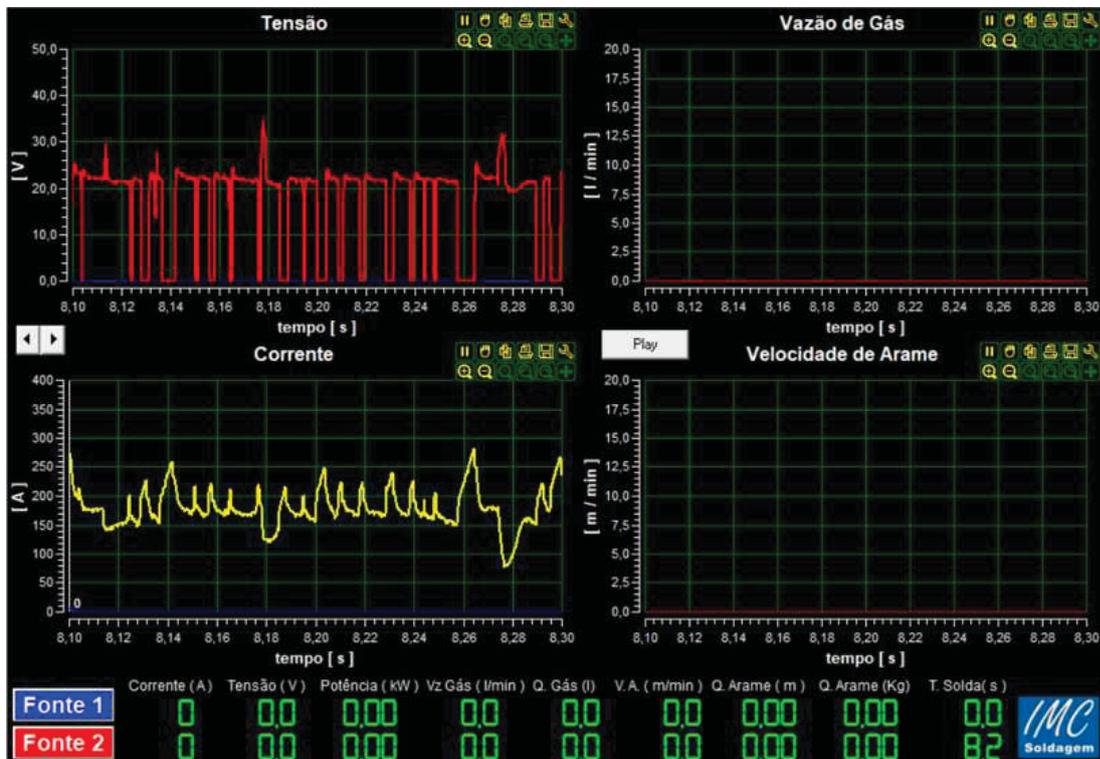
WANG, Y.; TSAI, H. L (a). **Impingement of filler droplets and weld pool dynamics during gas metal arc welding process**. International Journal of Heat and Mass Transfer, Oxford, v. 44, n. 11, p. 2067–2080, 2001.

WANG, Y.; TSAI, H. L.(b) **Effects of surface active elements on weld pool fluid flow and weld penetration in gas metal arc welding**. Metallurgical and Materials Transactions B, New York, v. 32B, n. 3, p. 501–515, 2001. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-001-0035-5>

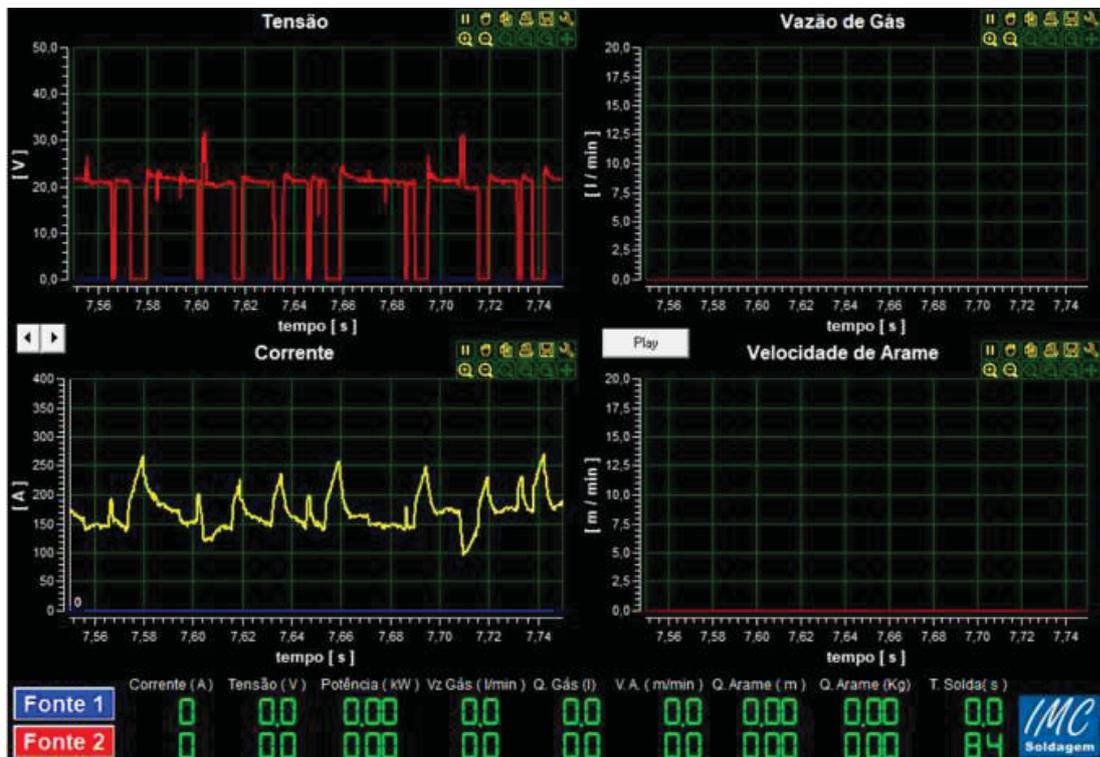
ZHANG, Q.; YU, L.; WANG, X.; LI, S.; WANG, H.; LIU, Y.; HUANG, X. **Predictions of solute mixing in a weld pool and macrosegregation formation during dissimilar-filler welding of aluminum alloys: Modeling and experiments**. Journal of Materials Research and Technology, v. 9, n. 6, p. 12080–12090, 2020. Disponível em:
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.109C>.

ANEXO 1 – OSCIOGRAMAS

Amostra 1 – CURTO CIRCUITO



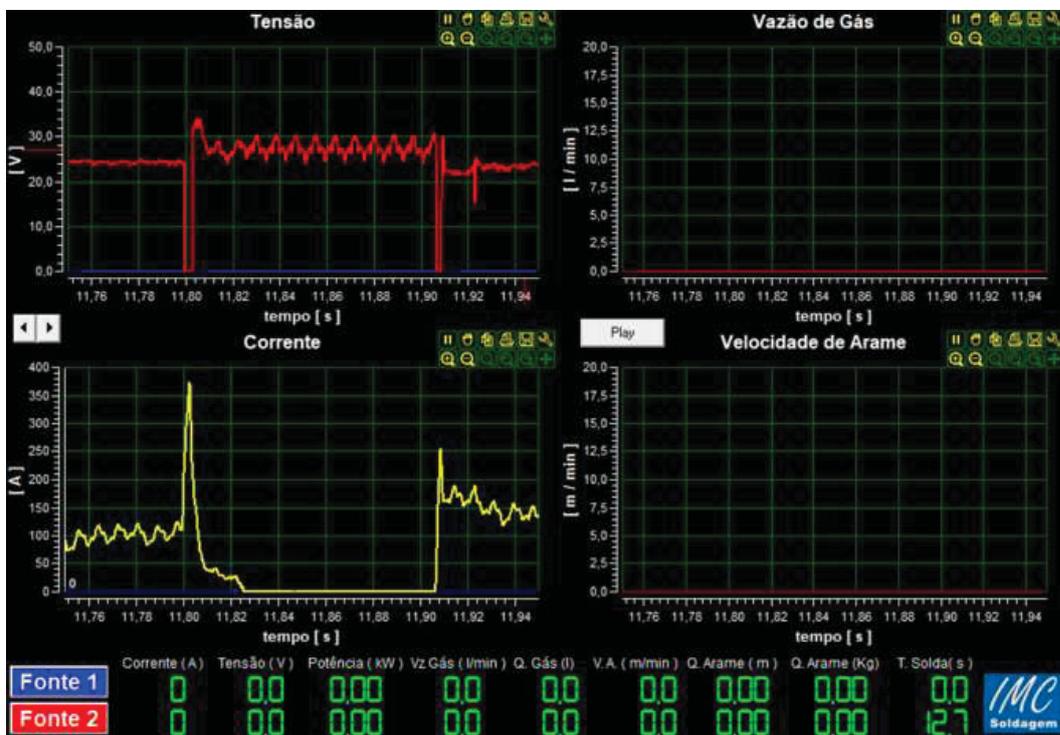
Amostra 2 – CURTO CIRCUITO COM TECIMENTO



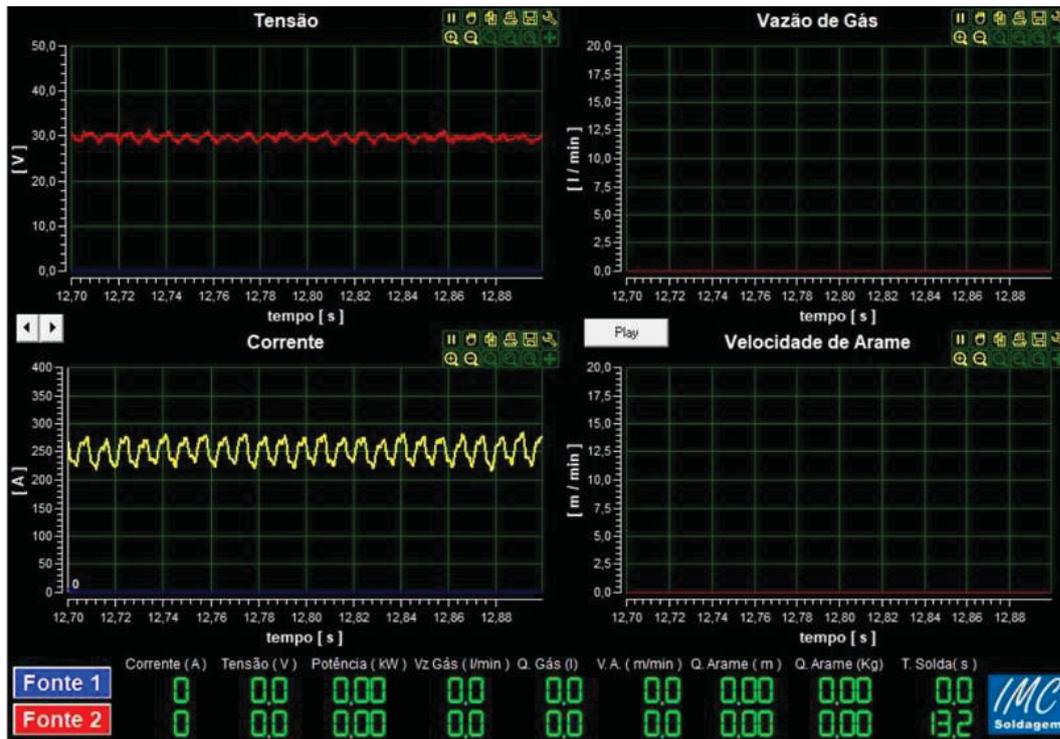
Amostra 3 – CURTO CIRCUITO CONTROLADO POR CMT



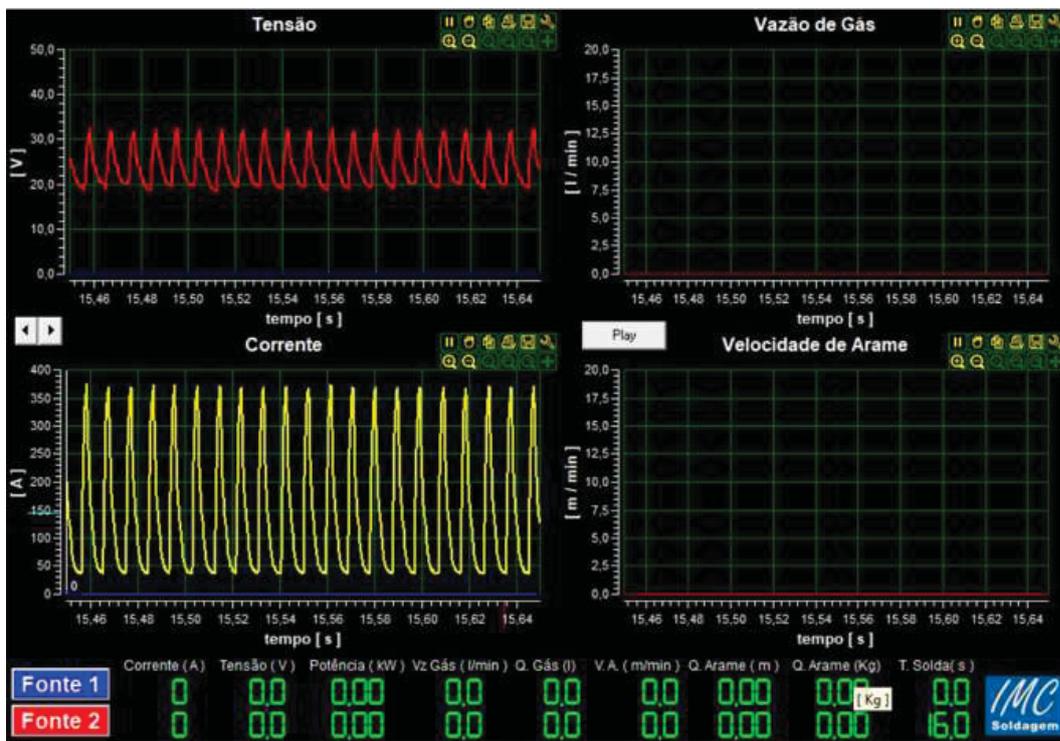
Amostra 4 – GLOBULAR



Amostra 5 – SPRAY



Amostra 6 – PULSADO



ANEXO 2 – TABELA DE DILUIÇÃO

TABELA - PORCENTAGEM DE DILUIÇÃO MÉDIA DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA NO METAL DE SOLDA.

Diluição com base na:	Amostra 1 Curto-circuito	Amostra 2 Curto-circuito com Tecimento	Amostra 3 Curto-Circuito CMT	Amostra 4 Globular	Amostra 5 Spray	Amostra 6 Pulsado
%Fe	38	47	11	40	42	32
%Ni	37	48	12	41	40	30
%Cr	38	45	13	39	41	32
Média	37,7	46,7	12,0	40,0	41,0	31,3

FONTE: A autora (2025).

ANEXO 3 – RELATÓRIO ANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA

Cliente:	Universidade Federal do Paraná – Centro Politécnico
Endereço:	Avenida Cel. Francisco H. dos Santos N°: 100
	Bairro: Jardim das Américas Cidade: Curitiba UF: PR CEP: 81530-000
Telefone:	XXXX
E-mail:	henke@ufpr.br

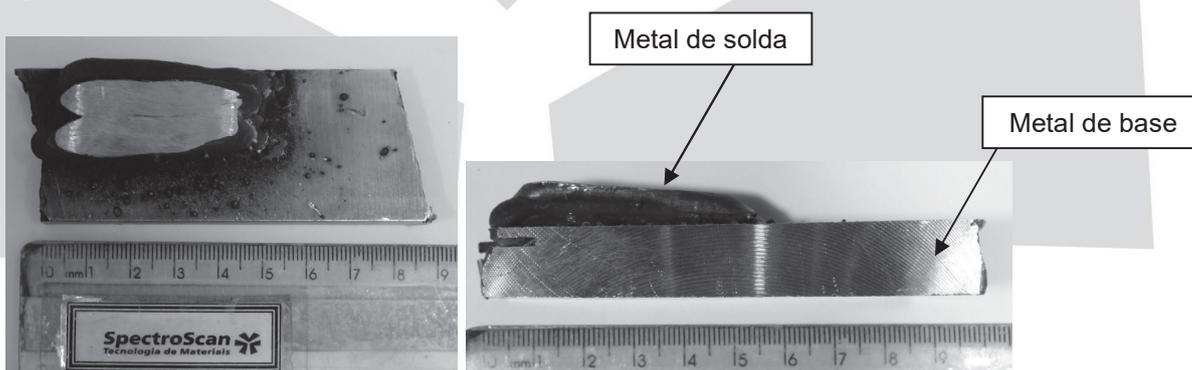
1 – DATA DE RECEBIMENTO DE MATERIAL: 13 de março de 2025.

2 – OBJETIVO

Caracterizar material de “PAD de solda” utilizando espectrometria de emissão óptica.

3 – IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA

74289 – Peça – metal de base e metal de solda



Fotografia 01 – Amostra como recebida com indicação dos locais analisados.

4 – MÉTODO UTILIZADO/RESULTADO

Data de realização dos ensaios: 18 de março de 2025

4.1 – ANÁLISE QUÍMICA VIA ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA

Ensaio realizado conforme IT-21-Ensaio de Espectrometria Bruker -rev 04 – Padrão: BS 89E / BS 88E

Condições ambientais durante o ensaio: Temperatura 24°C e umidade 43%

Norma de referência: ASTM E1086-2022: Standard Test Method for Analysis of Austenitic Stainless Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry

Certificado de Calibração: 2465

A amostra foi analisada, sendo sua superfície preparada por lixamento. As tabelas 01 e 02 fornecem os resultados da composição como média de três análises.

Tabela 1 – Resultado da composição da amostra **74286 – metal de solda** - obtida por espectrometria (% peso).

Fe Balanço	C 0,056	Si 0,394	Mn 1,673	P 0,014	S 0,0010	Cr 23,64	Mo 0,094
Ni 13,21	Cu 0,069	Al 0,0010	Ti 0,0010	V 0,174	B 0,017	Nb 0,0050	Fe Balanço

Tabela 2 – Resultado da composição da amostra **74286 – metal de base** - obtida por espectrometria (% peso).

Fe Balanço	C 0,042	Si 0,525	Mn 0,760	P 0,015	S 0,0034	Cr 13,09	Mo 0,423
Ni 3,961	Cu 0,146	Al 0,045	Ti 0,0010	V 0,125	B 0,012	Nb 0,010	Fe Balanço

5 – CONCLUSÃO

5.1 – QUANTO À COMPOSIÇÃO

5.1.1 – AMOSTRA 74286 – Metal de Solda

A amostra **74286 – Metal de Solda** analisada **cumpr**e requisitos de composição estabelecidos para a norma SFA-5.9/SFA-5.9M AWS ER 309 (ed. 2007).

A composição nominal e os valores medidos para a amostra são fornecidos pela tabela 3.

Tabela 3 – Comparação entre a composição obtida na amostra **74286 – Metal de Solda** - com os requisitos da norma SFA-5.9/SFA-5.9M AWS ER 309 (ed. 2007).

Elemento	Amostra 74286 Metal de Solda	Norma SFA-5.9/SFA-5.9M AWS ER 309 (ed. 2007).
C (Carbono)	0,056	0,12_{máx}
Mn (Manganês)	1,673	1,00-2,50
Si (Silício)	0,394	0,30-0,65
P (Fósforo)	0,014	0,03_{máx}
S (Enxofre)	0,0010	0,03_{máx}
Ni (Níquel)	13,21	12,0-14,0
Cr (Cromo)	23,64	23,0-25,0
Mo (Molibdênio)	0,094	0,75_{máx}
Cu (Cobre)	0,069	0,75_{máx}

5.1.2 – AMOSTRA 74286 – Metal de Base

A amostra **74286 – Metal de Base** analisada **cumpr**e requisitos de composição estabelecidos para a norma ASTM A743 – CA-6NM (ed. 1995).

A composição nominal e os valores medidos para a amostra são fornecidos pela tabela 4.

Tabela 4 – Comparação entre a composição obtida na amostra **74286 – Metal de Base** - com os requisitos da norma ASTM A743 – CA-6NM (ed. 1995).

Elemento	Amostra 74286 – Metal de Base	Norma ASTM A743 – CA-6NM (ed. 1995).
C (Carbono)	0,042	0,060 _{máx}
Mn (Manganês)	0,760	1,00 _{máx}
Si (Silício)	0,525	1,00 _{máx}
P (Fósforo)	0,015	0,040 _{máx}
S (Enxofre)	0,0034	0,030 _{máx}
Ni (Níquel)	3,961	3,50-4,50
Cr (Cromo)	13,09	11,50-14,00
Mo (Molibdênio)	0,423	0,40-1,00

6 – OBSERVAÇÕES:

O Laboratório avaliou a conformidade do material, tendo como regra de decisão não considerar a incerteza de medição.

Data de emissão do Relatório: 25 de março de 2025.



CREA PR-85206/D

ANGELA NARDELLI
ALLENSTEIN:0078607299
7

PL 2025.03.25 12:14:48-03'00'

Ângela Nardelli Allenstein, Dra.
Coordenadora do LaboratórioCESAR LUCIO MOLITZ
ALLENSTEIN:15718700915
2025.03.25 12:15:10-03'00'
PL 12.0.1Cesar Lucio Molitz Allenstein, MSc.
Gerente do Laboratório