MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E AVALIAÇÃO MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA (FSW) DO AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803

Emília Lucena de Oliveira Kozminski

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2015

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E AVALIAÇÃO MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA (FSW) DO AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803

EMÍLIA LUCENA DE OLIVEIRA KOZMINSKI
Engenheira Metalúrgica

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS e no HZG (*Helmholtz-Zentrum Geesthacht* – Alemanha), dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2015

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski
Co-orientador: Dr. Jorge Fernandez dos Santos – HZG (Geesthacht - Alemanha)

Banca Examinadora:

Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo, LAMEF/DEMET/UFRGS
Drª. Mariane Chludzinski, LAMEF/DEMET/UFRGS
Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, PPGEM/UFRGS

Prof. Dr. Carlos P. Bergmann
Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho aos meus pais *Sergio* e *Ediane*, e a minha amada irmã *Catharina*, meus maiores incentivadores.

AGRADECIMENTOS

A minha família, em especial aos meus pais, avós e dindos, que sempre me deram incentivo e são fonte de inspiração na minha trajetória de vida.

Ao meu orientador Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pelas oportunidades e pela orientação ao longo deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker pelo apoio durante meu trabalho de pesquisa no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS.

Ao meu co-orientador Dr. Jorge Fernandez dos Santos pela oportunidade de realizar parte importante deste trabalho no centro de pesquisa *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*, e também pela orientação e suporte durante este período.

Aos colegas do LAMEF e do HZG, em especial aos colegas Dra. Ana Camila Santos dos Santos, MSc. Cláudia Lisiane Fanezi da Rocha e Eng. Douglas Martinazzi pelas contribuições no trabalho, pelo companheirismo e pelos momentos de alegria.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....VIII
LISTA DE TABELAS.....XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....XIV
LISTA DE SÍMBOLOS.....XVI
RESUMO.....XVII
ABSTRACT.....XIX
1 INTRODUÇÃO.....20
2 OBJETIVOS.....22
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....23
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS.....23
3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX.....23
3.2.1 Composição Química.....24
3.2.2 Características Gerais.....27
3.2.3 Precipitação de Fases Intermetálicas.....29
3.2.4 Soldagem de Aços Inoxidáveis Dúplex.....34
3.3 SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA – *FRICTION STIR WELDING*.....36
3.3.1 Parâmetros do Processo de FSW.....40
3.3.2 Soldagem por FSW de Aços Inoxidáveis Dúplex.....46
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....54
4.1 MATERIAL DE BASE.....54
4.2 PLANO DE TRABALHO.....54
4.3 PROCESSO DE SOLDAGEM.....55
4.4 MEDIÇÕES DE TEMPERATURA.....59
4.5 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL.....61
4.5.1 Caracterização Macroestrutural.....61
4.5.2 Caracterização Microestrutural.....62
4.6 AVALIAÇÃO MECÂNICA.....64

4.6.1 Ensaio de Dobramento.....64
4.6.2 Ensaio de Microdureza.....65
4.6.3 Ensaio de Tração.....66
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....68
5.1 ANÁLISE DA HISTÓRIA TÉRMICA.....70
5.2 ANÁLISE MACROESTRUTURAL.....74
5.2.1 Inspeção Visual.....74
5.2.2 Macrografias.....76
5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....79
5.3.1 Micrografias.....79
5.3.2 Mapas de Fases por EBSD.....87
5.3.3 Espaçamento Interaustenítico.....90
5.3.4 Caracterização de Fases Intermetálicas.....92
5.4 AVALIAÇÃO MECÂNICA.....94
5.4.1 Ensaio de Dobramento.....94
5.4.2 Ensaio de Microdureza.....96
5.4.3 Ensaio de Tração.....98
6 CONCLUSÕES.....102
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....104
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....105

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Diagrama de fases pseudobinário, relacionando temperaturas com valores de Cr_{eq}/Ni_{eq}.....28
Figura 3.2 – Fases intermetálicas que podem se formar nos AIDs e o efeito dos elementos de liga na cinética das reações de precipitação.....31
Figura 3.3 – Diagrama de resfriamento contínuo mostrando uma comparação da cinética das reações de precipitação de fases intermetálicas entre alguns AIDs.....31
Figura 3.4 – Precipitação da fase χ e crescimento da fase σ em um AID na condição como fundido.....33
Figura 3.5 – Desenho esquemático do processo de FSW, com as principais definições envolvidas no processo.....36
Figura 3.6 – Exemplo de junta de aço inoxidável ferrítico 409M obtida pelo processo de FSW, com indicação do furo remanescente pela saída da ferramenta ou *exit hole*.....38
Figura 3.7 – Desenho esquemático da secção transversal de uma junta soldada por FSW, destacando a zona de mistura (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e o material de base (MB).....38
Figura 3.8 – Esquema do fluxo de material na secção transversal da solda por FSW em diferentes momentos de interação do ombro com o material, sendo a posição imaginária da ferramenta também desenhada. a) Criação da cavidade da solda durante a imersão do pino; b) Fluxo do material marcado em camadas pela ação do pino; c) União das porções de material movimentadas por pino e ombro; d) Entrada de nova porção de material plastificado no movimento de rotação.....40
Figura 3.9 – Representação esquemática da formação de *flash* de material que pode ocorrer durante o processo de FSW.....41
Figura 3.10 – Ferramentas a) Whorl™ e b) MX Triflute™ desenvolvidas no TWI.....42
Figura 3.11 – Desenho esquemático da vista lateral da ferramenta e do material durante o processo de soldagem por FSW.....45

Figura 3.12 – Micrografias mostrando os tamanhos de grão da ZM de soldas produzidas com velocidades de soldagem de a) 50, b) 100, c) 150, e d) 200 mm/min.....47
Figura 3.13 – Efeito da velocidade de soldagem na média dos valores de dureza e de limite de resistência à tração da ZM em soldas de SAF 2205.....48
Figura 3.14 – Mapas de fases por EBSD indicando diferentes zonas microestruturais de soldas por FSW de SAF 2205, sendo em a) MB, b) ZTMA (LA) e c) ZM (LA).....49
Figura 3.15 – Macrografia indicando os picos de temperatura a diferentes distâncias do centro da solda produzida por FSW de UNS S32750.....50
Figura 3.16 – Mapa de dureza mostrando o aumento geral de dureza na junta soldada quando comparada ao MB.....52
Figura 3.17 – Curvas de polarização cíclica indicando resistência à corrosão similar para ZM e MB do aço inoxidável dúplex SAF 2205.....52
Figura 3.18 – Caracterização por MET, sendo indicados por “b” e “c” grãos finos e equiaxiais de austenita recristalizada no LA da ZM da junta soldada.....53
Figura 4.1 – Fluxograma das etapas envolvidas no plano de trabalho.....55
Figura 4.2 – Equipamento FSW *Gantry System*, com cabeçote para acoplamento da ferramenta e mesa de suporte para as chapas, conforme indicados na imagem.....56
Figura 4.3 – Ferramenta de PCBN utilizada para as soldas, composta por ombro convexo e pino com perfil de rosca.....57
Figura 4.4 – Dimensões da ferramenta utilizada para soldagem, sendo em a) o diâmetro do ombro e em b) o diâmetro e o comprimento do pino. Os valores são indicados em milímetros.....57
Figura 4.5 – Configuração de soldagem, com garras para fixação das chapas na mesa de suporte e conjunto de termopares para monitoramento de temperaturas.....58
Figura 4.6 – Configuração dos termopares utilizada durante o processo de soldagem, com a numeração dos termopares indicada nos círculos e com as dimensões dadas em milímetros.....60

Figura 4.7 – Desenho esquemático do plano de corte das amostras para caracterização metalúrgica e ensaio de microdureza (M1 e M2), ensaio de dobramento (B1 e B2) e ensaio de tração (TT1, TT2 e TT3) para cada junta soldada, com as dimensões dadas em milímetros.....61
Figura 4.8 – Desenho esquemático da secção transversal das amostras utilizadas para análises macro e microestrutural, com as regiões de interesse destacadas por quadrados.....63
Figura 4.9 – Configuração do ensaio de dobramento de raiz em três pontos, onde o punção indicado aplica uma força na amostra, resultando em um ângulo de dobramento.....64
Figura 4.10 – Esquema do perfil de dureza obtido ao longo da metade da espessura nas amostras em secção transversal das soldas.....65
Figura 4.11 – Microdurômetro Zwick Roell utilizado na realização dos perfis de dureza nas amostras das juntas soldadas.....65
Figura 4.12 – Dimensões dos corpos de prova das soldas utilizados para ensaios de tração.....66
Figura 4.13 – Dimensões dos corpos de prova de material de base utilizados para ensaios de tração.....66
Figura 4.14 – Máquina universal de ensaios Zwick Roell utilizada para os ensaios de tração.....67
Figura 5.1 – Influência da relação T/υ no valor resultante de aporte térmico durante o processo de soldagem por FSW.....69
Figura 5.2 – Configuração da distribuição dos termopares utilizada durante o processo de soldagem com a numeração dos termopares indicada nos círculos.....71
Figura 5.3 – Ciclos térmicos registrados pelos termopares no LR e no LA das juntas soldadas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2 e c) 3 mm/s.....72
Figura 5.4 – Gráfico dos picos de temperatura atingidos para cada velocidade de soldagem pelo termopar T10.....73
Figura 5.5 – Vista de topo de trechos de juntas soldadas a partir das velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s.....74
Figura 5.6 – Macrografias em secção transversal das soldas produzidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s, sendo indicada a presença de defeitos na fronteira entre ZM e ZTMA no LA para a velocidade de 4 mm/s. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....76

Figura 5.7 – Micrografia da fronteira entre ZM e ZTMA no LA da solda obtida com 4 mm/s, sendo indicados defeitos do tipo vazios ou voids. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....77

Figura 5.8 – Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM, a ZTMA e o MB no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....79

Figura 5.9 – Micrografias do LA de uma solda obtida com 1 mm/s, sendo mostradas em a), b), e c), respectivamente, a ZM, a ZTMA e o MB. Ataque químico com Behara modificado.....80

Figura 5.10 – Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a fronteira entre a ZM e a ZTMA no LR e no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....81

Figura 5.11 – Imagens das regiões de interface entre a ZM e a ZTMA no LR e no LA de solda obtida com velocidade de 1 mm/s, respectivamente apresentadas em a) e b). Ataque químico com Behara modificado.....81

Figura 5.12 – Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM no LR, no centro e no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....82

Figura 5.13 – Micrografias da ZM no LR, centro e LA de uma solda obtida com 4 mm/s, apresentadas em a), b) e c), respectivamente. Ataque químico com Behara modificado. 83

Figura 5.14 – Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM no topo, centro e raiz. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....84

Figura 5.15 – Micrografias da ZM no topo, centro e raiz de uma solda obtida com 3 mm/s, sendo mostradas, respectivamente, em a), b) e c). Ataque químico com Behara modificado.....84

Figura 5.16 – Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacada a ZM no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....85

Figura 5.17 – Micrografias da ZM no LA de soldas obtidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s. Ataque químico com Behara modificado.....86

Figura 5.18 – Macrografia da secção transversal de uma solda, salientando as regiões analisadas por EBSD. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....88

Figura 5.19 – Mapas de fases obtidos por EBSD para as diferentes regiões de uma junta obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, sendo em a) ZM no LR, b) ZM no centro, c) ZM no LA, d) ZTMA no LA, e e) MB.....88
Figura 5.20 – Percentuais de ferrita obtidos por EBSD para as diferentes zonas e velocidades de soldagem. 89
Figura 5.21 – Exemplo de imagens utilizadas durante o cálculo do espaçamento interaustenítico, sendo apresentadas em a) micrografia em preto e branco do MB; b) imagem com linhas pretas perpendiculares à direção de laminação vista no MB; e c) trechos das linhas pretas que cortam as lamelas de ferrita, cujos comprimentos fornecem o espaçamento médio interaustenítico na micrografia.....90
Figura 5.22 – Micrografias da ZTMA no LA de solda obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, com os respectivos percentuais das possíveis fases intermetálicas. Ataque químico com Behara modificado.....92
Figura 5.23 – Micrografias em MEV da ZTMA no LA de solda obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, com aumento de a) 1200X e b) 3000X.....93
Figura 5.24 – Fotografias obtidas após dobramento de raiz em amostras produzidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s.....95
Figura 5.25 – Perfis de dureza Vickers em amostras produzidas com velocidades de avanço de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s, sendo indicadas as larguras da ZM e da ZTMA no LA para cada condição de soldagem.....97
Figura 5.26 – Curvas tensão-deformação obtidas a partir de um corpo de prova representativo para cada velocidade de soldagem.....99
Figura 5.27– Fotografias obtidas após ensaio de tração em amostra de a) MB, e em amostras de soldas produzidas com velocidades de soldagem de b) 2, e c) 4 mm/s.....100

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composições químicas e valores de PRE para as principais classes de aços inoxidáveis dúplex.....26
Tabela 3.2 – Fases observadas em AIDs com suas respectivas faixas de temperatura de formação e estruturas cristalinas.....30
Tabela 3.3 – Tamanho de grão médio e razão entre fases para as regiões mostradas na Figura 3.14.....49
Tabela 3.4 – Valores de potencial de pite (E_{pite}) para diferentes condições dos materiais UNS S32750 e UNS S32760.....50
Tabela 4.1 – Identificação das soldas produzidas e respectivos parâmetros de soldagem utilizados.....59
Tabela 5.1 – Composição química (% em peso) do AID UNS S31803.....68
Tabela 5.2 – Parâmetros aplicados durante o processo de soldagem do AID UNS S31803 e seus respectivos torques e aportes térmicos resultantes.....69
Tabela 5.3 – Espaçamento interaustenítico da ZM no LR e no LA de soldas obtidas com as velocidades de soldagem entre 1 e 4 mm/s, e do MB.....91
Tabela 5.4 – Ângulos de dobramento das amostras durante ensaio para cada velocidade de soldagem.....95
Tabela 5.5 – Médias e desvios padrões dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento, e local de ruptura dos corpos de prova de soldas obtidas com velocidades de 1, 2, 3 e 4 mm/s e de material de base.....99

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID Aço inoxidável dúplex

AISI *American Iron and Steel Institute*

ASM ASM *International* (fundada em 1913 como *American Society for Metals*)

ASTM ASTM *International* (originalmente conhecida como *American Society for Testing and Materials*)

AT Aporte térmico ($kJ.mm^{-1}$)

CCC Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado

CFC Estrutura cristalina cúbica de face centrada

Fz Força axial (N)

ECS Eletrodo de calomelano saturado

EBSD Difração de elétrons retroespalhados (*Electron backscatter diffraction*)

FSW *Friction Stir Welding*

HZG *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*

ISO *International Organization for Standardization*

LA Lado de avanço

LAMEF Laboratório de Metalurgia Física

LR Lado de retrocesso

MB Material de base

MET Microscopia eletrônica de transmissão

MEV Microscopia eletrônica de varredura

MIG *Metal Inert Gas*

MO Microscopia óptica

PCBN Nitreto de boro cúbico policristalino

PCBN-40%WRe Compósito de nitreto de boro cúbico policristalino em matriz 40% vol. de matriz metálica de Tungstênio-Rênio (25% Re)

PRE *Pitting Resistance Equivalent* (%)

TIG	*Tungsten Inert Gas*
T	Torque médio (N.m)
TG	Tamanho de grão (µm)
TWI	*The Welding Institute*
UNS	*Unified Numbering System*
WC	Carbeto de tungstênio
ZM	Zona de mistura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Austenita
γ'	Austenita secundária
Cr_{eq}	Cromo equivalente (%)
χ	Fase chi
σ	Fase sigma
α	Ferrita
Ni_{eq}	Níquel equivalente (%)
E_{pite}	Potencial de nucleação de pite (V)
υ	Velocidade de avanço ou de soldagem ($mm.s^{-1}$ ou $mm.min^{-1}$)
ω	Velocidade de rotação (rpm)

RESUMO

Os aços inoxidáveis dúplex (AIDs) exibem uma combinação de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão atraente que os destaca entre os demais aços inoxidáveis. Isso ocorre devido a sua microestrutura balanceada, consistindo de ferrita e austenita, e também pela sua composição química específica contendo elementos de liga como cromo e molibdênio. Considerando-se estes fatores positivos, os AIDs são amplamente utilizados nas indústrias de óleo e gás, petroquímica, papel e celulose, e de controle de poluição. A aplicação destas ligas usualmente depende de processos de soldagem, e os ciclos térmicos merecem atenção especial para se evitar alterações microestruturais que comprometam o desempenho mecânico e/ou eletroquímico (fundamentalmente a resistência à corrosão). A soldagem por fricção e mistura mecânica ou *Friction Stir Welding* é uma técnica de união no estado sólido que pode reduzir defeitos, como trincas, porosidades entre outros, frequentemente encontrados em processos de soldagem que envolvem fusão. Além disso, devido ao menor aporte térmico, os processos de união no estado sólido têm o potencial de minimizar alterações microestruturais, mantendo assim, no caso dos aços AIDs, a morfologia, a distribuição e a proporção das fases ferrita e austenita mais próximas do ideal. O presente estudo empregou o processo de FSW para produzir juntas de topo em chapas com 4 mm de espessura do aço inoxidável dúplex UNS S31803, com ferramenta de PCBN inclinada em 1,5º a uma velocidade rotacional de 500 rpm, força axial de 45 kN, e diferentes velocidades de soldagem. Soldas com penetração completa e livres de defeitos foram consolidadas aplicando velocidades de soldagem de 1, 2 e 3 mm/s, enquanto a velocidade de 4 mm/s resultou em defeitos do tipo vazios na zona de mistura (ZM) no lado de avanço. A caracterização através de microscopia óptica na secção transversal das soldas revelou um refino microestrutural que aumentou os valores de dureza na ZM. A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) mostrou um conteúdo apropriado de ferrita, entre 40 e 60%, para todas as condições de soldagem testadas. Ensaios de tração de amostras transversais das juntas soldadas romperam no material de base (MB) para velocidades de soldagem entre 1 e 3 mm/s, e falharam no local onde existiam vazios para a velocidade de soldagem de 4 mm/s. Além disso, as juntas soldadas apresentaram limite de escoamento e limite de resistência à tração

similares ao MB, mas com menor alongamento. As soldas produzidas com velocidade de soldagem de 1 mm/s mostraram indícios de fases intermetálicas, que não comprometeram a resistência mecânica das juntas. Uma correlação entre a história térmica associada ao processo de FSW, a microestrutura produzida e o desempenho mecânico das juntas soldas foi estabelecida.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) exhibit an attractive combination of mechanical properties and corrosion resistance due to their balanced microstructure consisting of ferrite and austenite, and also their chemical composition containing alloy elements like chromium and molybdenum. Considering these positive factors, DSS are widely used in the oil and gas, petrochemical, pulp and paper, and pollution control industries. The application of these alloys usually depends on welding processes, and the thermal cycles deserve special attention in order to avoid microstructural changes that compromise the mechanical and/or electrochemical performance (fundamentally corrosion resistance). Friction Stir Welding is a solid-state joining technique which can reduce flaws, such as cracks and porosities often found on fusion welding processes. Furthermore, due to the lower heat input, solid-state joining techniques have the potential of minimizing microstructural alterations and maintain, in the case of DSS, morphology, distribution and proportion of the phases ferrite and austenite. The present study used FSW to produce butt joints on 4 mm thick sheets of UNS S31803 DSS, with a PCBN tool tilted 1,5º in a rotational speed of 500 rpm, axial force of 45 kN, and different welding speeds. Full penetration and defect free welds were consolidated applying welding speeds of 1, 2 and 3 mm/s, whereas 4 mm/s resulted in voids inside the stir zone (SZ) in the advancing side. Characterization through optical microscopy on transverse section of the welds revealed a microstructural refinement, which increased the microhardness values on the SZ. Electron backscatter diffraction (EBSD) technique showed a proper ferrite content between 40 and 60% for all the tested welding conditions. Transverse tensile tests of the welded joints failed at the base metal for welding speeds between 1 and 3 mm/s, and failed on the location of the voids defects for welding speed of 4 mm/s. Moreover, the welded joints presented similar yield and tensile strength to the base material and reduced elongation. The welds produced with welding speed of 1 mm/s showed evidences of intermetallic phases, which didn’t compromise the strength of the joints. A correlation between the thermal history associated to the FSW process, the produced microstructure, and the mechanical performance of the welded joints has been established.

1 INTRODUÇÃO

O interesse no estudo de aços inoxidáveis dúplex (AIDs) deve-se a sua boa combinação de desempenho mecânico e de resistência à corrosão, que é alcançada através de uma microestrutura balanceada de ferrita e austenita (SANTOS, 2012). O sinergismo de propriedades faz com que estas ligas mereçam uma posição de destaque entre os aços inoxidáveis, sendo amplamente utilizadas em diversas indústrias, como química, marítima e de construção naval, petroquímica, de controle de poluição, de papel e celulose, e de alimentos (LANGLEY ALLOYS, 2014).

A indústria do óleo e gás enfrenta grandes desafios porque de fato a fronteira de exploração e produção tem avançado para águas profundas e ultraprofundas. Além disso, em muitas situações, o próprio ambiente de produção expõe os equipamentos e estruturas a altas temperaturas e a substâncias corrosivas. Nesse novo cenário, exigem-se materiais que combinem uma boa resistência mecânica com um excelente comportamento em corrosão, como é o caso dos AIDs.

A exposição dos AIDs a temperaturas elevadas pode comprometer a sua microestrutura, além de favorecer a nucleação e crescimento de fases intermetálicas como a fase sigma, que é dura, frágil e, por ser rica em cromo, causa o empobrecimento deste elemento na matriz, comprometendo a resistência à corrosão destas ligas. Tal exposição pode acontecer, por exemplo, durante a soldagem destes aços, sendo necessários cuidados com a composição do metal de solda e com as temperaturas do processo, a fim de se minimizar o impacto na microestrutura, mantendo-se assim a excelente combinação de desempenho mecânico com resistência à corrosão.

A Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica ou *Friction Stir Welding* (FSW), criada em 1991 no *The Welding Institute* (TWI), vem se mostrando uma excelente alternativa para a união de AIDs, sendo considerada uma das técnicas de soldagem em maior desenvolvimento nos últimos anos. Atualmente, esse processo é empregado na união de ligas de alumínio em diversos setores, tais como na indústria naval, aeronáutica, e também na fabricação de componentes de trens da alta velocidade (ÇAM, 2011).

Uma ferramenta em rotação gera aquecimento, deformação plástica e mistura através de fricção com o material, consolidando a solda por FSW. A união dos materiais ocorre no estado sólido, minimizando ou evitando o comprometimento do balanço microestrutural e a precipitação de fases deletérias nos AIDs (SANTOS *et al.*, 2011). Esta técnica proporciona grande redução de macro e micro defeitos, ausência de porosidades causadas por fusão do material, baixo nível de tensões residuais e excelentes propriedades mecânicas da junta soldada, permitindo a obtenção de grandes comprimentos contínuos de soldas, com boa reprodutibilidade (THOMAS *et al.*, 2010). Além disso, a soldagem por FSW produz soldas sem a geração de fumos ou gases nocivos ao homem e ao meio ambiente, e não necessita de material de adição. Quando comparado com outros métodos de soldagem, o FSW possui custos de produção e de energia reduzidos, como por exemplo, para o alumínio, onde a energia utilizada é 2,5% da energia necessária para soldagem a laser do mesmo material (MISHRA *et al.*, 2005).

O processo de FSW pode ser uma tecnologia promissora na consolidação de juntas soldadas de aços inoxidáveis dúplex. A precipitação de fases intermetálicas não tem sido reportada após a soldagem de AIDs por esse processo (ESMAILZADEH *et al.*, 2013; SANTOS *et al.*, 2011; SANTOS *et al.*, 2013), o que permitiria obter excelentes juntas soldadas sem o comprometimento de suas propriedades. No entanto, essa ausência de intermetálicos é uma grande incógnita, pois o processo impõe ciclos térmicos ao material que passam por temperaturas na faixa de precipitação, possibilitando a nucleação de fases deletérias. Além das temperaturas elevadas, a deformação tem um importante efeito na cinética das reações de precipitação de fases. Para a fase sigma, a deformação pode aumentar essa cinética, especialmente no caso da deformação seguida de recristalização, como ocorre no FSW (SANTOS, 2012).

A metalurgia da soldagem dos AIDs é dominada pela necessidade de se manter um balanço adequado das fases ferrita e austenita e reduzir a precipitação de fases deletérias. O FSW se mostra como uma técnica com potencial para a soldagem e reparo de componentes de AIDs. Como a aplicação deste método para a soldagem de aços não está totalmente consolidada, esta área se mostra um campo produtivo para discussões (BUFFA, 2009). Dessa forma, existe o interesse no desenvolvimento do processo, na análise das modificações microestruturais e das propriedades mecânicas do material após a soldagem por FSW, como as abordadas neste trabalho.

2 OBJETIVOS

Esta dissertação tem como finalidade estudar a metalurgia do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica ou *Friction Stir Welding* (FSW) de chapas de aço inoxidável dúplex UNS S31803 com 4 mm de espessura, tendo como objetivos específicos:

- buscar parâmetros de soldagem adequados para a realização de juntas soldadas pelo processo de FSW;

- entender a metalurgia do processo de FSW, que é descrito por mecanismos complexos envolvendo temperaturas elevadas, altas taxas de aquecimento e resfriamento e altos níveis de deformação plástica;

- verificar a qualidade das juntas soldadas através de inspeção visual da superfície e de macrografias da secção transversal das soldas;

- caracterizar as modificações microestruturais produzidas nas juntas soldadas, tais como: distribuição e morfologia das fases, proporção entre ferrita e austenita e a possível precipitação de fases intermetálicas;

- determinar a influência do aumento da velocidade de soldagem de 1 para 4 mm/s na história térmica de juntas soldadas;

- avaliar o efeito do aumento da velocidade de soldagem de 1 para 4 mm/s na microestrutura e nas propriedades mecânicas das soldas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis formam um grande grupo de ligas especiais desenvolvidas essencialmente para resistirem à corrosão. O cromo é um elemento de liga que, ao ser adicionado a partir de 12%, concede aumento significativo na resistência à corrosão em ligas à base de ferro. Isto ocorre devido à habilidade do Cr em produzir uma fina camada de óxido altamente aderente à superfície dos aços inoxidáveis, que efetivamente protege estes materiais em diversos ambientes agressivos (KRAUSS, 2005).

A adição de outros elementos de liga tem como finalidade estabilizar certas fases, fornecer resistência à corrosão adicional ou, ainda, elevar as propriedades mecânicas. A classificação dos aços inoxidáveis é normalmente realizada de acordo com a microestrutura predominante do material, sendo divididos basicamente em cinco grupos: ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e dúplex (ferrítico-austeníticos). Os aços inoxidáveis dúplex vêm merecendo destaque por apresentarem uma excelente combinação de propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, que permite sua aplicação em indústrias como, por exemplo, de óleo e gás, petroquímica, papel e celulose, e controle de poluição (ASM, 1994).

3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX

Os aços inoxidáveis dúplex (AIDs) recebem este nome por apresentarem uma microestrutura bifásica, que é composta por ferrita (α), com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), e austenita (γ), com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC). Procura-se um balanço das fases em quantidades aproximadamente iguais para uma combinação ótima de propriedades, sendo esta condição microestrutural alcançada através da composição química da liga e do processamento termomecânico durante a sua fabricação (ASM, 1994).

3.2.1 Composição Química

A composição química dos AIDs consiste basicamente de ferro (Fe), cromo (Cr) e níquel (Ni), além de elementos que apresentam comportamento semelhante a estes dois últimos. Assim, através do conceito de Cr e Ni equivalentes, é possível basear essas ligas no sistema Fe-Cr-Ni. Os elementos de liga adicionados nestes aços são estabilizadores da ferrita ou da austenita, devido ao aumento que eles promovem nos intervalos de temperatura em que estas fases são estáveis. Enquanto Cr e molibdênio (Mo), por exemplo, são formadores de ferrita, elementos como Ni, carbono (C), nitrogênio (N) e cobre (Cu) favorecem a formação de austenita. O balanço destes elementos tem, portanto, influência direta na proporção entre as fases dos AIDs (ASM VOLUME 6, 1993; LEITE, 2009; MAGNABOSCO, 2001).

Os aços inoxidáveis dúplex apresentam teores típicos de Cr entre 19 e 28%, cujo principal objetivo é melhorar a resistência à corrosão pela formação de um filme fino, aderente e protetor fundamentalmente de óxido de cromo (Cr_2O_3), responsável pela passivação do aço. Adições de cromo mais elevadas resultam em melhor estabilidade do filme passivo, aumentando assim a resistência à corrosão dos aços. Quantidades maiores deste elemento, no entanto, podem provocar a precipitação de fases deletérias, as quais reduzem as propriedades mecânicas do material, e também a sua resistência à corrosão (DUPLEX STAINLESS STEELS, 1997; REVIE *et al.*, 2008).

Estas ligas contam com adições entre 1,5 e 7% de Ni, capazes de estabilizar a austenita e, dessa forma, contribuir para o balanço entre as fases, além de terem um efeito positivo na resistência à corrosão e na tenacidade inclusive em baixas temperaturas. O aumento do conteúdo de Ni acima de 7% deve ser evitado, pois este elemento em excesso pode extrapolar o percentual desejado de austenita na liga, enriquecendo a ferrita com elementos como Cr e Mo e favorecendo a formação de fases intermetálicas, tais como as fases sigma e chi, quando ocorre exposição a temperaturas elevadas (DUPLEX STAINLESS STEELS, 1997).

Estes aços ainda incluem adições de Mo, que associado ao Cr, melhora efetivamente a resistência à corrosão por pites e por frestas em ambientes contendo cloretos ou ácidos redutores. Um teor máximo de 3% deste elemento normalmente é respeitado, pois maiores quantidades reforçam a tendência à formação de compostos intermetálicos indesejáveis (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

Alguns AIDs ainda podem contar com teores de tungstênio (W) em substituição a uma parte do percentual de Mo, resultando no aumento da resistência à corrosão por pites e por

frestas pela diminuição da corrente de passivação e pelo aumento da faixa de potencial de passivação do aço. A adição deste elemento deve respeitar o máximo de 2%, uma vez que também pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas na faixa de temperatura de 700 a 1000°C. No caso da precipitação de fase sigma (σ), o tungstênio equivale ao molibdênio, porém apresentando um efeito cinético diferente. Estudos mostram que aços contendo W na sua composição química apresentam a formação da fase chi (χ) de forma mais rápida do que em AIDs que não contenham esse elemento na sua composição (ALSARRAF, 2010; DUPLEX STAINLESS STEELS, 1997; NILSSON *et al.*, 1996).

O cobre pode ser adicionado em alguns AIDs para melhorar a resistência à corrosão em ambientes contendo íons compostos por enxofre (S), como por exemplo, na presença de ácido sulfídrico (H_2S). O teor de C não deve ultrapassar 0,03%, com a finalidade de minimizar a sensitização causada pela precipitação de carbonetos. O controle dos conteúdos de S e de fósforo (P) é necessário nestes aços para evitar problemas relacionados a trincas a quente de solidificação durante o resfriamento do metal de solda e à formação de sulfetos de baixo ponto de fusão, como o FeS e o NiS (DUPLEX STAINLESS STEELS, 1997; WESTIN, 2010).

Modificações contínuas na composição química têm sido feitas para melhorar a resistência à corrosão, conformabilidade e soldabilidade das ligas. Em particular, pequenas adições de até 0,4% de N mostram-se efetivas no aumento da resistência à corrosão por pites e por frestas, além de terem o efeito de elevar a resistência mecânica por solução sólida, de aumentar a tenacidade da liga pelo aumento do conteúdo de austenita, e de melhorar a soldabilidade. A presença do N em solução sólida também traz o benefício de retardar a cinética de formação de intermetálicos, ampliando a “janela” de processamento dos AIDs. A utilização de elementos como N e W ainda possibilita substituir, respectivamente, Ni e Mo e reduzir a dependência desses elementos de liga de maior custo (ASM VOLUME 1, 1993; ASM VOLUME 6, 1993; IMOA, 2009; WESTIN, 2010).

A composição química possui influência importante nos diferentes tipos de corrosão dos AIDs, sobretudo na resistência à corrosão por pites. Para determinar o grau da resistência à corrosão por pites oferecida pelo material, foi proposto na década de 70 o índice PRE (*Pitting Resistance Equivalent*) como uma forma de caracterizar a resistência das ligas à formação de pites em soluções de cloretos (BRIGHAM *et al.*, 1974). Valores mais elevados de PRE indicam maior resistência à corrosão por pites.

O cálculo do PRE é feito pela soma dos percentuais em peso dos elementos que afetam a resistência à corrosão por pites, ou seja, cromo, molibdênio e nitrogênio, sendo normalizados em relação ao efeito de 1% de Cr. Existem diferentes equações para o cálculo do PRE, onde são propostos coeficientes para o N que podem variar de 13 a 30, ou também, por exemplo, podem incluir coeficientes negativos para S e P (DOLLING *et al.*, 1991; SUUTALA *et al.*, 1985). A Equação 3.1 apresenta a equação mais utilizada para o cálculo do PRE.

$$\mathrm{PRE} = \%\mathrm{Cr} + 3{,}3(\%\mathrm{Mo}) + 16(\%\mathrm{N}) \qquad \text{Equação (3.1)}$$

As principais classes de aços inoxidáveis dúplex e suas respectivas composições químicas e valores de PRE podem ser visualizadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composições químicas e valores de PRE para as principais classes de aços inoxidáveis dúplex.

Denominação UNS	**Nome Comercial**	**Composição (% em peso)**					
		Cr	**Ni**	**Mo**	**N**	**$C_{máx}$**	**Valor PRE**
S32304	SAF 2304	23	4,5	-	0,10	0,03	25
S31803	SAF 2205	22	5,5	3,2	0,18	0,03	35
S32750	SAF 2507	25	7,0	4,0	0,30	0,03	42
S33207	SAF 3207	32	7,0	3,5	0,50	0,03	50

Fonte: Adaptado de SANDVIK, 2014

Os tipos de aços inoxidáveis dúplex podem ser divididos em quatro grupos, de acordo com suas composições químicas:

Os aços inoxidáveis dúplex de baixa liga, também conhecidos como aços inoxidáveis *lean* dúplex, possuem um menor conteúdo de elementos de liga, sendo, portanto, mais econômicos do que outros aços. Possuem baixo ou nenhum teor de molibdênio na sua composição e podem ser uma opção na substituição aos aços inoxidáveis austeníticos, como os AISI 304L e 316L. Um aço de comum utilização deste grupo é o UNS S32304.

Os aços inoxidáveis dúplex de média liga se caracterizam pela resistência à corrosão intermediária entre os aços austeníticos AISI 304L/316L e os superausteníticos que possuem teores de molibdênio variando entre 5 e 6%. Este grupo inclui a classe UNS S31803, que apresenta diversas aplicações na indústria petrolífera.

Os aços inoxidáveis dúplex de alta liga são comumente chamados de super dúplex. O UNS S32750, representante deste grupo, possui elevada resistência à corrosão, sendo comparável aos superaustenítico com teores de molibdênio entre 5 e 6% (SENATORE *et al.*, 2007).

Os aços inoxidáveis dúplex de super alta liga são denominados como hiper dúplex, pois apresentam as melhores propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dentre as ligas dúplex até hoje comercializadas. Estudos de resistência à corrosão em meios contendo cloretos indicam uma maior temperatura crítica de pite e de fresta para o UNS S33207, considerado hiper dúplex, quando comparados às ligas austeníticas com elevado teor de molibdênio e aos aços inoxidáveis super dúplex (SANDVIK, 2014).

3.2.2 Características Gerais

A microestrutura típica dos AIDs laminados é formada por lamelas policristalinas alternadas de ferrita (α) e austenita (γ). Esta estrutura bifásica combina os efeitos benéficos de ambas as fases e permite aos aços inoxidáveis dúplex dispor da resistência mecânica elevada da ferrita e da boa tenacidade da austenita, inclusive em baixas temperaturas. As vantagens específicas oferecidas pelos AIDs em relação à série 300 convencional dos aços inoxidáveis são a resistência mecânica, em torno de duas vezes o valor apresentado pelos aços inoxidáveis austeníticos, combinada com boa ductilidade e tenacidade, a resistência ao trincamento por corrosão sob tensão em meio contendo cloretos, e a resistência à corrosão por pites. Sua utilização torna-se uma alternativa especialmente em temperaturas entre -50 e 300ºC, sendo considerados adequados para aplicações estruturais. Estes aços são mais caros que os aços inoxidáveis austeníticos, nem tanto pelo custo dos elementos de liga, mas sim devido ao custo envolvido na obtenção dos produtos finais (LARSSON *et al.*, 1987; LIPPOLD *et al.*, 2005; SIEURIN *et al.*, 2006).

Os AIDs apresentam boa condutividade térmica e baixo coeficiente de dilatação, o que produz baixa distorção do material durante processos de soldagem quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo também menos susceptíveis à formação de trincas de solidificação. No entanto, o alongamento e a taxa de deformação a quente apresentam valores intermediários em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos (ASM VOL. 1, 1993).

Os aços inoxidáveis dúplex solidificam inicialmente como ferrita, sendo o balanço microestrutural destas ligas dependente da transformação parcial no estado sólido em

austenita, à medida que avança o resfriamento da liga. Geralmente, os AIDs possuem elementos formadores de ferrita em maior quantidade do que os aços inoxidáveis austeníticos, o que explica a sua solidificação como ferrita. A Figura 3.1 apresenta a região de temperaturas elevadas de um diagrama de fases pseudobinário, com o eixo superior apresentando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq}, e o eixo inferior indicando a composição de alguns AIDs (LIPPOLD *et al.*, 2005).

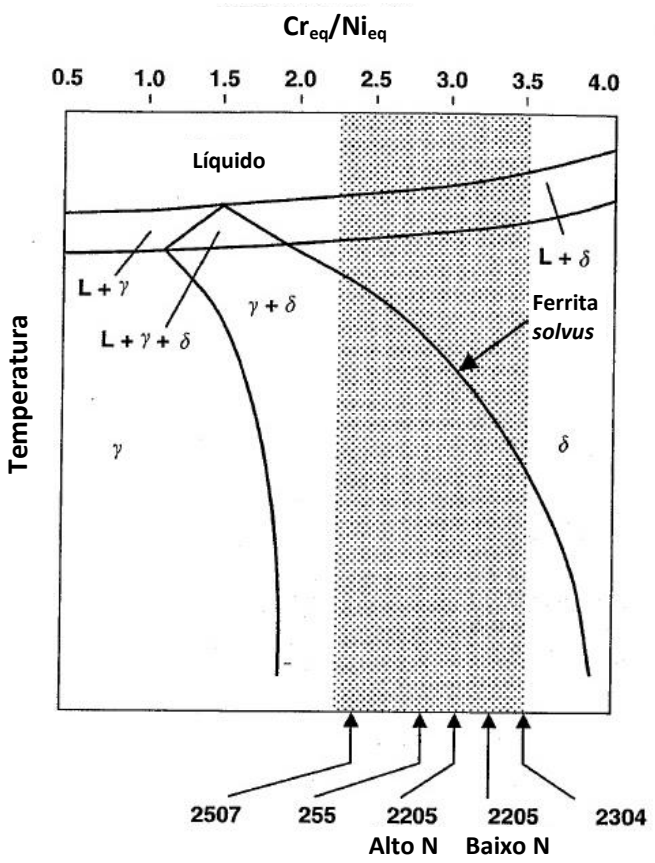

Figura 3.1 Diagrama de fases pseudobinário, relacionando temperaturas com valores de Cr_{eq}/Ni_{eq}.
Fonte: Adaptado de LIPPOLD *et al.*, 2005

Pode-se observar na Figura 3.1 que as relações Cr_{eq}/Ni_{eq} para os AIDs costumam ter valores entre 2,25 e 3,5. Em temperaturas elevadas e acima da linha *solvus*, estas ligas são 100% ferríticas e podem nuclear grãos austeníticos somente em temperaturas abaixo desta linha. O recozimento ou a deformação a quente destes aços são usualmente realizados a temperaturas abaixo da linha *solvus* da ferrita, onde a estrutura bifásica pode ser mantida. Através de controle adequado da temperatura de processamento e da taxa de resfriamento, a proporção e a distribuição de ferrita e austenita podem ser controladas.

Considerando o diagrama de fases pseudobinário na Figura 3.1, é esperado que ligas aquecidas ou deformadas em temperaturas próximas à linha *solvus* da ferrita e resfriadas rapidamente apresentem principalmente ferrita e poucas quantidades de austenita em contornos de grãos. À medida que se reduz a temperatura de aquecimento ou de deformação, a microestrutura de equilíbrio da liga terá progressivamente mais austenita e menos ferrita (LIPPOLD *et al.*, 2005).

Ogawa *et al.* (1989) observaram que, em condições de equilíbrio, ocorre uma partição dos elementos de liga, de modo que os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita se concentram nestas fases, respectivamente. Com a diminuição da temperatura, as composições de equilíbrio das duas fases mudam continuamente, de acordo com a composição das linhas *solvus* da ferrita e da austenita. Ao mesmo tempo, a difusão se torna cada vez mais lenta neste resfriamento, atingindo uma temperatura na qual não é mais possível manter as composições de equilíbrio das fases.

Além da austenita e da ferrita, que são constituintes desejados da liga, alguns compostos intermetálicos podem se formar pela exposição a temperaturas entre 300 e 1000ºC, como consequência da instabilidade termodinâmica da ferrita. Esta exposição pode ocorrer em condições de serviço, em ciclos térmicos de soldagem, ou ainda em tratamentos térmicos ou termomecânicos dos materiais (SANTOS, 2012; PEREIRA, 2014).

3.2.3 Precipitação de Fases Intermetálicas

As fases intermetálicas podem afetar a resistência à corrosão das ligas, apresentando um efeito mais drástico nas propriedades mecânicas. A precipitação dos intermetálicos depende do tempo de exposição do material em uma temperatura elevada. Assim, tempos mais longos a uma dada temperatura, ou exposição a temperaturas mais elevadas dentro do intervalo de formação de determinado tipo de fase promovem uma precipitação mais extensiva (ASM VOL. 1, 1993; ASM VOL. 13, 2005). A Tabela 3.2 apresenta as fases que podem se desenvolver nos AIDs, de acordo com os intervalos de temperaturas.

Tabela 3.2 Fases observadas em AIDs com suas respectivas faixas de temperatura de formação e estruturas cristalinas.

Fases observadas em AIDs	**Fórmula química aproximada**	**Faixas de temperatura de formação (ºC)**	**Estrutura Cristalina**
Ferrita α	–	–	CCC
Austenita γ	–	–	CFC
Fase σ	Fe-Cr-Mo	600 – 1000	Tetragonal
Nitreto	Cr_2N	700 – 900	Hexagonal
Nitreto	CrN	700 – 900	Cúbica
γ’	–	600 – 1000	CFC
Fase χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	700 – 900	CCC
Fase α’	$Fe_{11}Cr_{85}Mo_4$	300 – 525	CCC
Fase R	Fe-Cr-Mo	550 – 650	Trigonal
Fase π	$Fe_7Mo_{13}N_4$	550 – 650	Cúbica
Fase τ	–	550 – 650	Ortorrômbica
Carboneto	M_7C_3	950 – 1050	Ortorrômbica
Carboneto	$M_{23}C_6$	600 – 950	CFC

Fonte: Adaptado de LIPPOLD *et al.*, 2005; LO *et al.*, 2009; VORONENKO, 1997

O elevado teor de elementos de liga e a presença de matriz ferrítica tornam os AIDs susceptíveis à fragilização e à perda de propriedades mecânicas, particularmente de tenacidade, após exposição prolongada a temperaturas elevadas. Isto pode acontecer devido à precipitação de compostos intermetálicos, principalmente as fases sigma (σ) e chi (χ) (CHARLES, 1991). Deste modo, o limite superior de temperatura de aplicação destes aços é em torno de 280ºC para materiais de base e de 250ºC para estruturas soldadas (VAN NASSAU *et. al.*, 1992). Quanto mais ligado for o aço inoxidável dúplex, maior a sua susceptibilidade à formação destas fases deletérias. Os diagramas de resfriamento contínuo apresentam as fases intermetálicas que podem se formar nos AIDs, sendo mostrado na Figura 3.2 o efeito dos elementos de liga na cinética das transformações, e na Figura 3.3 a cinética das reações de precipitação para alguns AIDs.

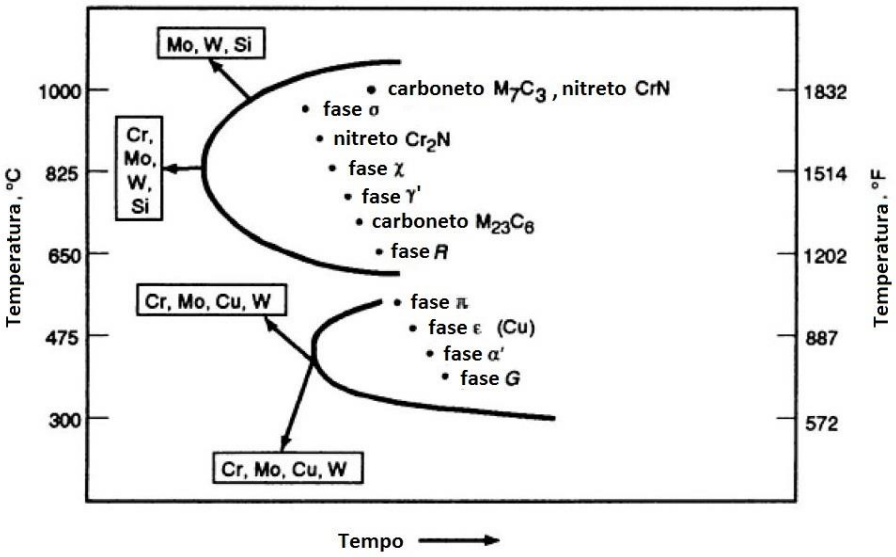

Figura 3.2 Fases intermetálicas que podem se formar nos AIDs e o efeito dos elementos de liga na cinética das reações de precipitação.

Fonte: Adaptado de CHARLES, 1991

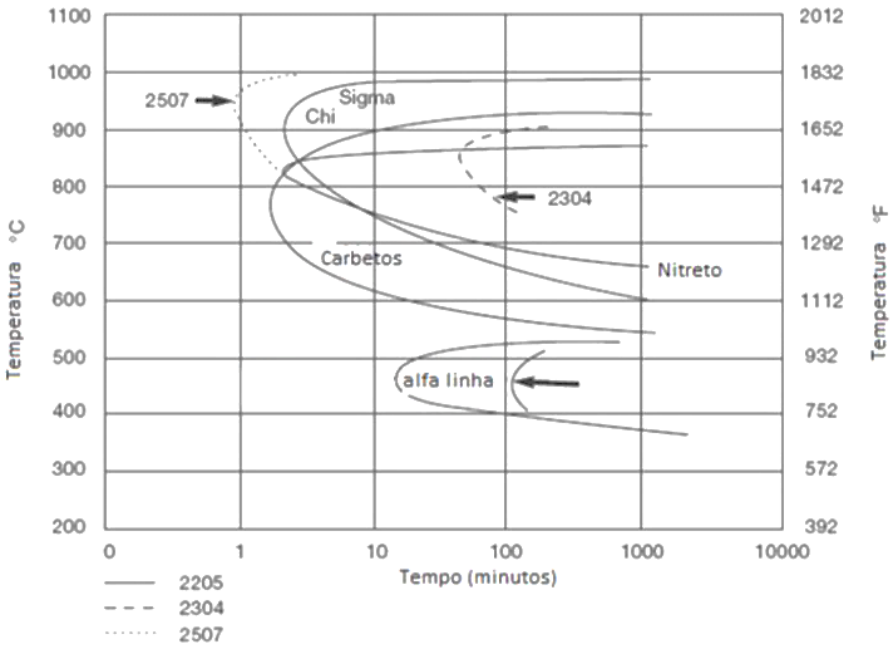

Figura 3.3 Diagrama de resfriamento contínuo mostrando uma comparação da cinética das reações de precipitação de fases intermetálicas entre alguns AIDs.

Fonte: Adaptado de JACKSON *et al.*, 1993

Os elementos de liga nos AIDs, tais como o cromo, o molibdênio e outros estabilizadores da ferrita podem acelerar e favorecer a formação da fase sigma (σ). Temperaturas entre 600 e 1000ºC beneficiam a precipitação desta fase a partir da decomposição eutetóide da ferrita em sigma e austenita. A fase σ nucleia epitaxialmente nos

contornos de grão ferríticos e nas interfaces ferrita/austenita, crescendo na ferrita. A formação da fase σ é mais rápida na faixa de temperaturas entre 800 e 850ºC, quando a difusividade do cromo é maior (CHAVES, 2004; GIRALDO, 2001; RAMIREZ, 2001). Durante o crescimento desta fase, sua vizinhança fica empobrecida de Cr e Mo e se transforma em austenita secundária (GARZÓN *et al.*, 2006). Em AIDs, esta precipitação pode ser representada pela reação $\alpha \rightarrow \gamma' + \sigma$, onde γ' é a austenita secundária (PADILHA *et al.*, 2007).

Dentre as fases que podem precipitar nos AIDs, a fase σ merece atenção especial, uma vez que é frequentemente observada em microestruturas de materiais soldados, e que pode influenciar drasticamente nas propriedades mecânicas, como a tenacidade e o limite de escoamento, e na resistência à corrosão. Um material com tamanho de grão grande tende a retardar a nucleação desta fase, enquanto processos que envolvam deformação a frio tendem a acelerar a sua formação. Há também uma variação no tempo de formação desta fase com a composição química. O empobrecimento em Cr e Mo na ferrita, ocasionado pela formação desta fase, resulta na diminuição da resistência à corrosão dos AIDs (GIRALDO, 2001).

A austenita secundária (γ') apresenta uma composição química diferente da austenita primária, com maior teor de Ni e menor teor de Cr em comparação com a austenita primária, acarretando na diminuição da resistência à corrosão por pites. Essa fase é formada após tratamentos térmicos a temperaturas elevadas ou durante operações de soldagem e se origina a partir da decomposição da ferrita supersaturada em austenita secundária, através de uma reação eutetóide (SIEURIN, 2006).

A fase chi (χ) necessita de elevados teores de Mo para se formar, o que explica o volume de precipitação relativamente menor dessa fase se comparado ao da fase σ nos AIDs comerciais. É considerada uma fase metaestável, que age como facilitadora na formação da fase σ, decompondo-se completamente para fase σ após longos tempos de exposição a temperaturas entre 700 e 900ºC. A Figura 3.4 mostra o desaparecimento da fase χ em favorecimento da precipitação da fase σ. Assim como a fase σ, a fase χ também afeta de forma negativa as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das ligas de AIDs (CHEN *et al.*, 2002; KARLSSON *et al.*, 1995; POHL *et al.*, 2007).

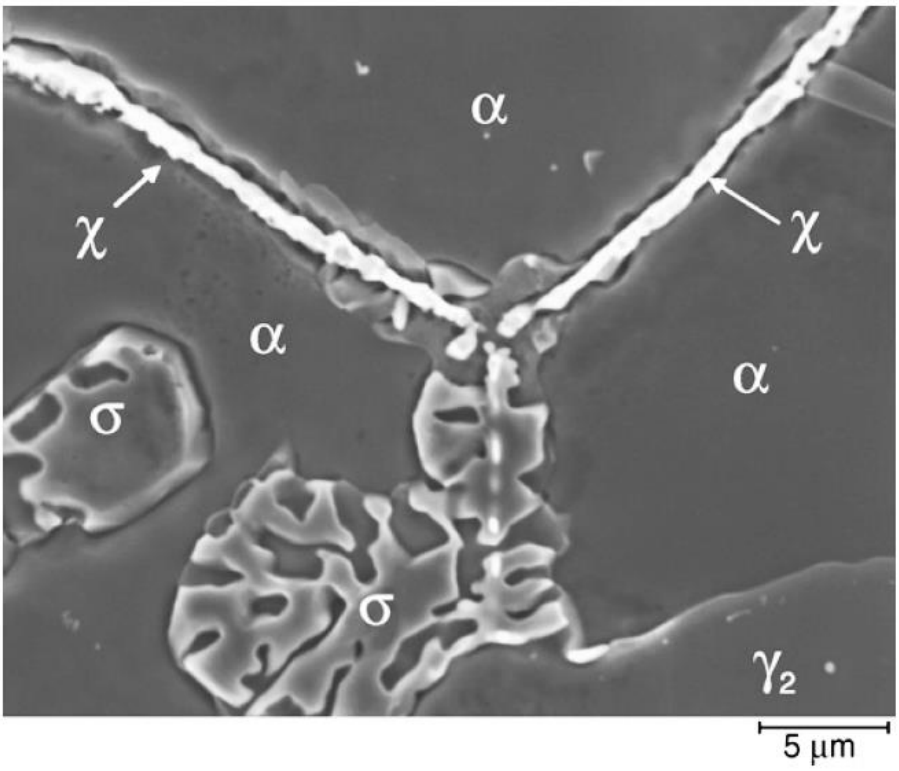

Figura 3.4 Precipitação da fase χ e crescimento da fase σ em um AID na condição como fundido.
Fonte: POHL *et al.*, 2007

Os nitretos de Cromo (Cr_2N e CrN) têm sua formação favorecida pelo aumento do teor de nitrogênio nos AIDs. A precipitação desses nitretos pode ocorrer durante resfriamento rápido entre 700 e 900ºC, uma vez que resfriamentos lentos favorecem a formação de austenita, onde o nitrogênio é dissolvido. A formação de Cr_2N e CrN leva ao empobrecimento de Cr e N na ferrita, resultando na redução da resistência à corrosão por pites e apresenta, também, efeitos deletérios nas propriedades mecânicas dos AIDs.

A fase R é rica em molibdênio e pode ser formada em temperaturas entre 550 e 650ºC, nucleando normalmente nas interfaces ferrita/austenita ou distribuída no interior dos grãos ferríticos. A nucleação dessa fase antecede a formação da fase σ e desta forma também afeta as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AIDs (KARLSSON *et al.*, 1995; SIEURIN, 2006).

A precipitação de carbonetos de cromo (M_7C_3 e $M_{23}C_6$) normalmente é observada nas interfaces ferrita/austenita, e podem também ser encontrados entre grãos ferríticos ou entre grãos austeníticos. Assim como a precipitação da fase R, a precipitação dos carbonetos de cromo também precede a formação de fase σ (GIRALDO, 2001). Por possuírem baixos teores de C, a precipitação de carbonetos é rara nos AIDs (NILSSON, 1992).

3.2.4 Soldagem de Aços Inoxidáveis Dúplex

A aplicação prática de aços em grande escala depende do uso da soldagem como técnica de união e reparo de componentes. Os aços inoxidáveis dúplex podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, tais como TIG, MIG, plasma, eletrodo revestido, arco submerso, resistência elétrica, feixe de elétrons, entre outros (CUNHA *et al.*, 1996). Estas ligas apresentam boa soldabilidade, entretanto a fusão e a solidificação associadas aos métodos de soldagem convencionais podem comprometer a microestrutura balanceada considerada ideal dos aços inoxidáveis dúplex. A fusão e a rápida solidificação destes processos alteram consideravelmente o balanço entre as fases, sendo também possível a precipitação de fases intermetálicas fragilizantes (ASM, 1994).

De um modo geral, o metal de solda e a zona termicamente afetada (ZTA) dos AIDs exibem maiores conteúdos de ferrita, grãos mais grosseiros e precipitação mais extensiva de fases intermetálicas do que o material de base. Todos estes fatores tendem a reduzir a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas, em especial a ductilidade e a tenacidade, das juntas soldadas (DUPLEX STAINLESS STEELS, 1997; MICHALSKA *et al.*, 2006; SIEURIN *et al.*, 2006, 2007). Assim, com a finalidade de reduzir esses efeitos, faz-se necessário um grande controle de composição do metal de solda e de temperaturas durante a soldagem (SATO *et al.*, 2005).

O aporte térmico influencia diretamente nas transformações microestruturais e no desempenho da junta soldada. No caso dos aços inoxidáveis dúplex, um aporte térmico elevado provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado, ainda que fases secundárias possam precipitar. Por outro lado, um baixo aporte térmico resulta numa elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura (KARLSSON *et al.*, 1991).

Além da busca por um aporte térmico otimizado, deve-se ainda considerar o fato de que, em soldagens multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, consequentemente, afetar o desempenho da junta em serviço (FEDELE *et al.*, 1999).

O uso de eletrodos consumíveis ligados ao níquel na soldagem por fusão, por exemplo, é uma maneira de melhorar o balanço de fases na condição do material como soldado, através do aumento do percentual de austenita no metal de solda. Porém, a falta de nitrogênio e a presença frequente de nióbio nestas ligas contribuem para a ocorrência de reações metalúrgicas desfavoráveis, como a formação de precipitados e regiões com elevado teor de ferrita na zona afetada pelo calor. Outra opção é o tratamento térmico pós-soldagem em torno de 1050ºC visando retomar o balanço microestrutural, que fornece energia e tempo necessários para a formação de quantidade adequada de austenita no aço dúplex (CUNHA *et al.*, 1996; FEDELE *et al.*, 1999).

A Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica ou *Friction Stir Welding (*FSW*)* se mostra uma alternativa adequada para evitar problemas associados aos processos de soldagem por fusão. A união dos materiais através desta técnica é realizada no estado sólido, evitando ou minimizando o comprometimento do balanço microestrutural e a precipitação de fases deletérias nos AIDs, e também produzindo uma microestrutura favorável como de um material forjado a quente (SANTOS *et al.*, 2011). Além dessas vantagens, o processo também resulta em mínima distorção, baixo nível de tensões residuais e boas propriedades mecânicas na junta soldada, e permite a produção de soldas contínuas por grandes comprimentos e sem geração de fumos (THOMAS *et al.*, 2010).

3.3 SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA – *FRICTION STIR WELDING*

O processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica ou *Friction Stir Welding* (FSW) é considerado uma técnica de soldagem inovadora, que já é extensivamente aplicada na união de ligas de alumínio. Essa tecnologia ganhou grande interesse e importância desde a sua invenção no *The Welding Institute* em 1991 (THOMAS *et al*, 2010).

Segundo a norma internacional ISO 25239 "*Friction Stir Welding – Aluminium*" (2011), o FSW é um processo de união que produz uma solda através do aquecimento por fricção, levando o metal a um estado plástico, e da mistura deste material, ambos causados por uma ferramenta rotacional. A ferramenta não consumível, composta por pino e ombro, é inserida em rotação entre as faces das peças de trabalho a serem unidas e, subsequentemente, avançada ao longo da linha da junta, consolidando a solda. A Figura 3.5 ilustra as principais definições envolvidas no processo, com destaque para as peças A e B do material e ferramenta. Os lados de avanço e de retrocesso indicados são resultados do sentido de rotação e do sentido de avanço da ferramenta (MISHRA *et al*., 2007).

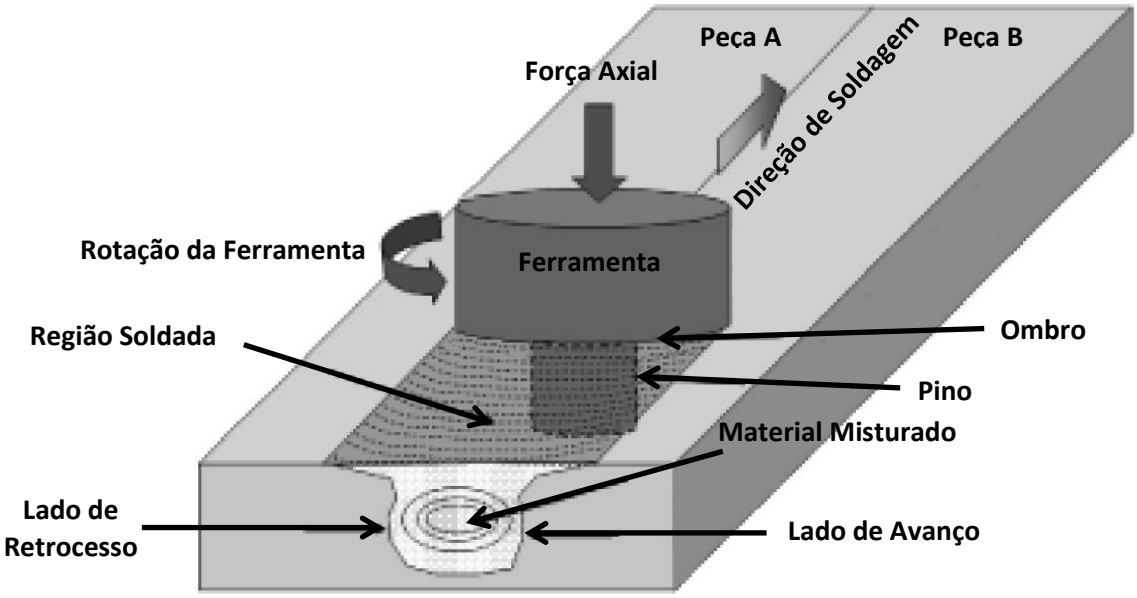

Figura 3.5 Desenho esquemático do processo de FSW, com as principais definições envolvidas no processo.

Fonte: Adaptado de MISHRA *et al.*, 2007

Como mostra a Figura 3.5, a rotação da ferramenta foi representada no sentido anti-horário. Assim, o lado de avanço na junta pode ser visto sendo formado à direita, onde a rotação e o avanço da ferramenta apresentam mesma direção e sentido. O lado de retrocesso está à esquerda da solda, onde a rotação e o avanço apresentam mesma direção, porém sentidos opostos (MISHRA, 2007).

O processo de FSW consiste basicamente de três fases: a fase de imersão da ferramenta em rotação, na qual a solda é iniciada; a fase de soldagem, em que a solda é consolidada; e a fase final, onde a ferramenta é afastada das peças de trabalho. A fase de imersão é tipicamente efetuada através de um comando ao sistema de soldagem para mover a ferramenta axialmente até as peças de trabalho. O calor gerado pela fricção e a pressão na extremidade do pino na sua imersão induzem o material em contato com a ferramenta a se deslocar, formando ao seu redor um anel de material expelido e plasticamente deformado. Conforme a ferramenta é inserida dentro da junta, o calor gerado é conduzido pelo material e pela barra ou chapa de apoio (*backing bar* ou *backing plate*). Para alguns materiais, é necessário um tempo de permanência (*dwell time*) no local de imersão com a finalidade de que a ferramenta e as peças de trabalho atinjam temperaturas suficientes para concretizar a soldagem (FRICTION STIR WELDING, 2010).

Dando sequência ao processo, a ferramenta é conduzida de maneira uniforme ao longo da junta, produzindo fricção e deformação plástica para manter suficiente plastificação do material, permitindo seu fluxo adequado da parte frontal para a parte posterior do pino. A quantidade de calor conduzida pelas peças de trabalho auxilia a pré-condicionar o material em frente à ferramenta. Ao atingir este local de material pré-aquecido, há a interação da ferramenta com as peças de trabalho, que rapidamente deforma e aquece esta região, elevando a temperatura localmente para valores próximos ao ponto de fusão.

Quando o fim da junta soldada é atingido, o avanço da ferramenta é interrompido e ocorre o seu afastamento das peças de trabalho, deixando, consequentemente, um furo ocasionado pela saída, conhecido como *exit hole*. Este furo característico do processo pode ser observado na Figura 3.6, que mostra uma junta de aço inoxidável ferrítico 409M obtida por FSW e estudada por Lakshminarayanan *et al.* (2010).

Como alternativa a este furo remanescente, a ferramenta pode ser avançada e passar da extremidade das peças, produzindo um rasgo para fora da junta soldada. Em ambos os casos, a região final da solda não é utilizável e precisa ser desbastada por corte ou usinagem (FRICTION STIR WELDING, 2010).

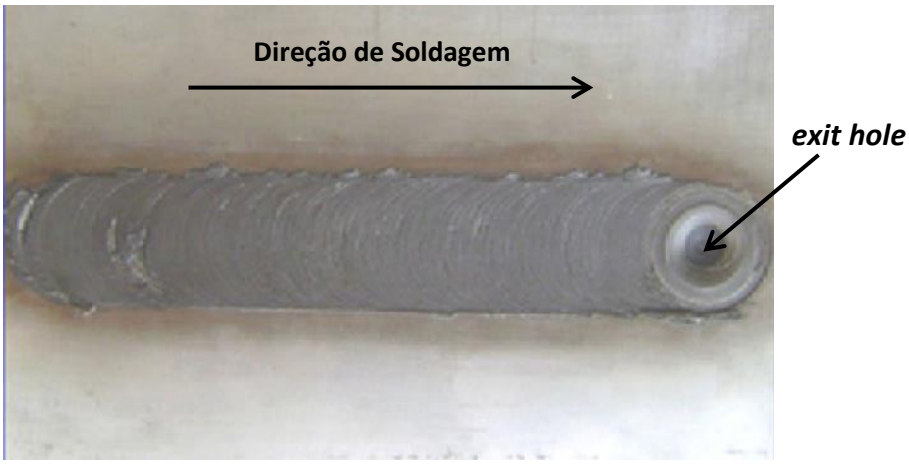

Figura 3.6 Exemplo de junta de aço inoxidável ferrítico 409M obtida pelo processo de FSW, com indicação do furo remanescente pela saída da ferramenta ou *exit hole*.

Fonte: Adaptado de LAKSHMINARAYANAN *et al.*, 2010

A secção transversal de uma solda produzida por FSW é basicamente caracterizada por quatro regiões principais, que podem ser visualizadas no desenho esquemático da Figura 3.7. As regiões são chamadas de zona de mistura (ZM), onde o material sofre severa deformação, aquecimento e mistura; a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), em que ocorre deformação e aquecimento, sem acontecer a mistura do material; a zona termicamente afetada (ZTA), onde há um aquecimento substancial do material, mas sem deformação; e o material de base (MB), que corresponde ao material original que não sofre nenhuma alteração relevante.

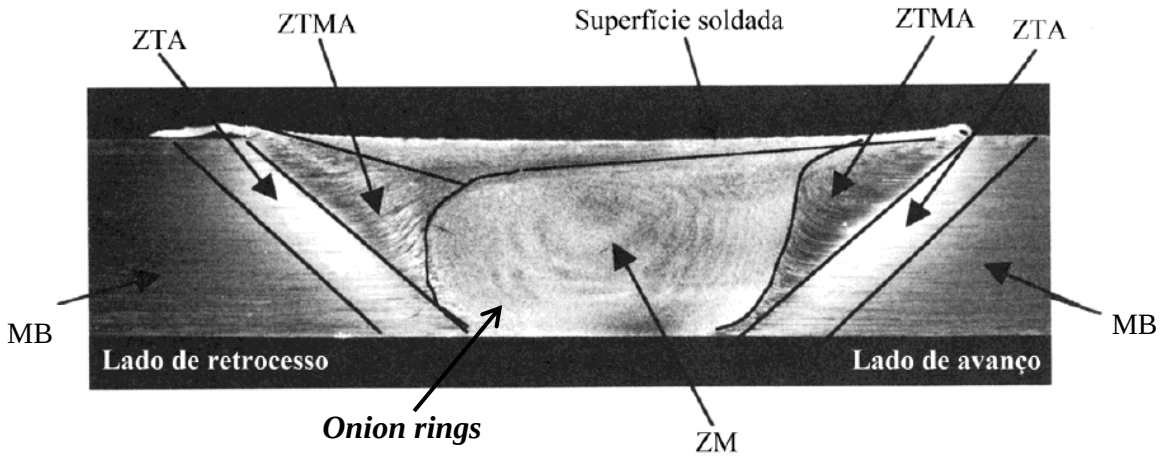

Figura 3.7 Desenho esquemático da secção transversal de uma junta soldada por FSW, destacando a zona de mistura (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), a zona termicamente afetada (ZTA) e o material de base (MB).

Fonte: Adaptado de MISHRA *et al.*, 2007

Na ZM dos materiais soldados por FSW, os grãos apresentam-se mais refinados, o que é decorrente da recristalização dinâmica que ocorreu no local. Essa recristalização é ativada pela temperatura de soldagem e pela deformação plástica que o material sofreu. A recristalização pode ocorrer em duas etapas, dependendo do tempo e da temperatura do processo: a recristalização primária, na qual ocorre a nucleação de novos grãos, principalmente nos contornos dos grãos deformados; e a recristalização secundária, na qual há o crescimento desses grãos nucleados. O tempo em que o material fica exposto à temperatura e deformação na ZM é relativamente curto, podendo interromper os processos de recristalização secundária (THEODORO, 2013).

A secção transversal de uma solda obtida por FSW pode apresentar linhas de fluxo de material em aspecto de anéis na ZM, conhecidas como *onion rings* devido ao seu aspecto, conforme indicado na Figura 3.7. Kumar *et al.* (2008) sugerem que isso é resultado da maneira como a ferramenta mistura o material plastificado, que ocorre em parte como resultado da ação dos relevos na superfície do pino, e em parte pela ação do ombro. Esse processo pode ser explicado a partir do esquema de fluxo de material na Figura 3.8, em que são indicadas as quatro etapas básicas de interação do ombro com o material. O fluxo de material decorrente da ação do pino depende da sua efetividade em restringi-lo na cavidade da solda, enquanto o fluxo da porção de material movimentada pelo ombro depende da sua efetividade em refletir para dentro da cavidade da solda a máxima quantidade do material ejetado pelo pino. À medida que o material influenciado pelo pino interage com o ombro no lado de retrocesso, esse material é transferido para o lado de avanço. Durante esse processo, o material mantém a estrutura marcada em camadas ocasionada pelas características superficiais do pino. Quando a interação com o ombro aumenta, as porções de material movimentadas por pino e ombro se unem, formando a estrutura em *onion rings*.

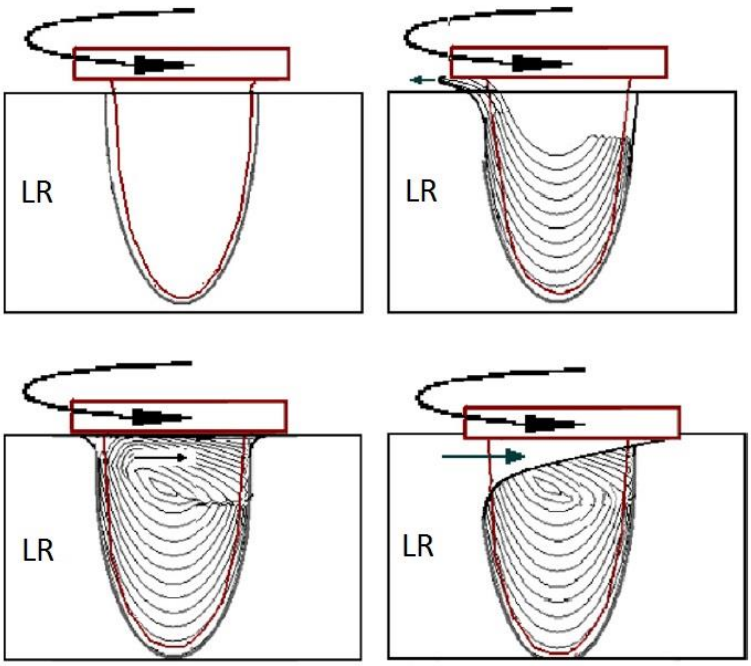

Figura 3.8 Esquema do fluxo de material na secção transversal da solda por FSW em diferentes momentos de interação do ombro com o material, sendo a posição imaginária da ferramenta também desenhada. a) Criação da cavidade da solda durante a imersão do pino; b) Fluxo do material marcado em camadas pela ação do pino; c) União das porções de material movimentadas por pino e ombro; d) Entrada de nova porção de material plastificado no movimento de rotação.

Fonte: Adaptado de KUMAR *et al.*, 2008

A soldagem por FSW envolve o movimento do material e a sua deformação plástica, que dependem de uma série de fatores. A geometria da ferramenta, os parâmetros de soldagem e o *design* da junta apresentam grande influência no padrão de fluxo do material e na distribuição de temperaturas, influenciando na evolução microestrutural da junta consolidada.

3.3.1 Parâmetros do Processo de FSW

GEOMETRIA DA FERRAMENTA

A geometria da ferramenta representa um fator crítico no fluxo de material e, por sua vez, determina a velocidade de avanço com a qual o processo de FSW pode ser conduzido. Uma ferramenta para FSW consiste em um ombro e um pino, tendo como duas funções básicas o aquecimento localizado e o fluxo de material (MISHRA *et al.*, 2005).

No estágio inicial do processo, em que ocorre a imersão da ferramenta, o calor resulta principalmente da fricção entre o pino e as chapas. Algum calor adicional resulta da deformação do material. A ferramenta é então imersa até que o ombro toque as chapas, e a partir deste momento a fricção entre o ombro e as chapas resulta na maior componente de calor. Além disso, o ombro também proporciona o confinamento do volume de material aquecido, que previne a formação de *flash* na superfície da solda, contribuindo para minimizar a presença de descontinuidades volumétricas (vazios), ou mesmo a produção de uma solda côncava pelo afinamento das chapas na região soldada (GIBSON *et al.*, 2013; MISHRA *et al.*, 2005).

A segunda função da ferramenta é de misturar e movimentar o material, sendo a sua geometria de grande importância no fluxo de material plastificado, na uniformidade microestrutural e de propriedades, e nas forças do processo. Os primeiros projetos de ferramentas consistiam em ombros planos e pinos cilíndricos, ambos lisos. Avanços como a introdução de perfil de rosca na ferramenta auxiliaram na garantia de que o material plasticamente deformado sofra um movimento completo ao redor do pino e seja forçado para baixo, podendo resultar em soldas livres de descontinuidades volumétricas (*voids*). Mesmo uma pequena perda de material na forma de *flash* resulta em vazios na solda, uma vez que neste processo de soldagem não há adição de metal (COLLIGAN, 1999; FRICTION STIR WELDING, 2010; MISHRA *et al.*, 2005). A Figura 3.9 mostra uma representação esquemática do aspecto superficial da junta soldada quando há formação de *flash*.

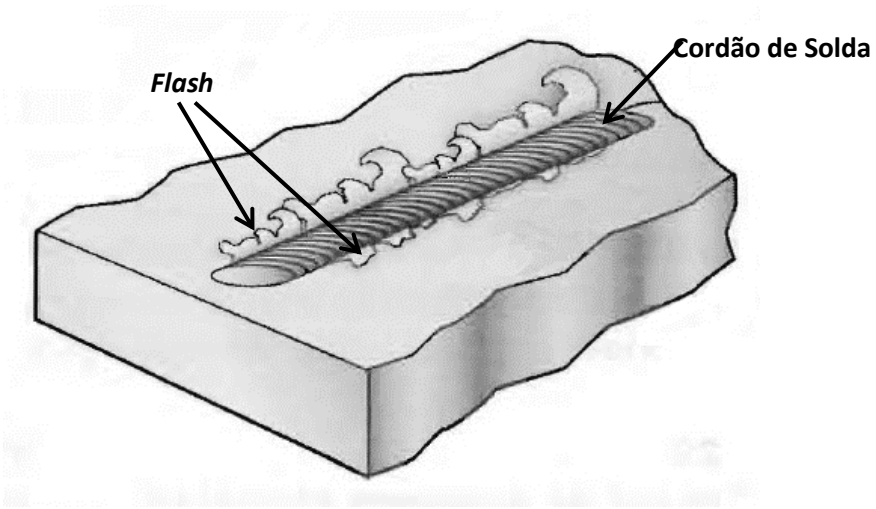

Figura 3.9 Representação esquemática da formação de *flash* de material que pode ocorrer durante o processo de FSW.

Fonte: Adaptado de ISO 25239-1, 2011

O comprimento do pino é uma característica importante da ferramenta, devendo ser pouco inferior à espessura das peças de trabalho. A sua extensão deve garantir aproximação suficiente da raiz da solda e também evitar a imersão excessiva do ombro, que produz *flash* (CAPELARI *et al.*, 2009). Ao mesmo tempo, o pino não pode ser longo a ponto de prejudicar o contato do ombro com as peças, ou de acarretar a soldagem do material com a barra ou chapa de suporte. Recomenda-se uma relação de comprimento do pino com a espessura do material soldado entre 82 e 99%, dependendo da espessura e propriedades do material, da inclinação e geometria da ferramenta (MURR, 2010).

Desenvolvimentos na geometria de ferramentas para FSW seguem ocorrendo, à medida que aumentam a experiência e o entendimento com relação ao fluxo de material envolvido no processo. Características geométricas como, por exemplo, formato helicoidal e ranhuras vêm sendo adicionadas para orientar o fluxo de material de modo a prevenir a formação de descontinuidades internas, melhorar a mistura, além de reduzir as forças do processo. As ferramentas como a Whorl™ e a MX Triflute™, desenvolvidas no *The Welding Institute* (TWI) para soldar chapas com espessuras maiores que 12 mm, podem ser observadas na Figura 3.10, e são exemplos de *design* considerados capazes de reduzir a força de soldagem, facilitar o fluxo do material plastificado, e aumentar a interface entre o pino e o material plastificado, aumentando assim a geração de calor durante a soldagem (MISHRA *et al.*, 2005).

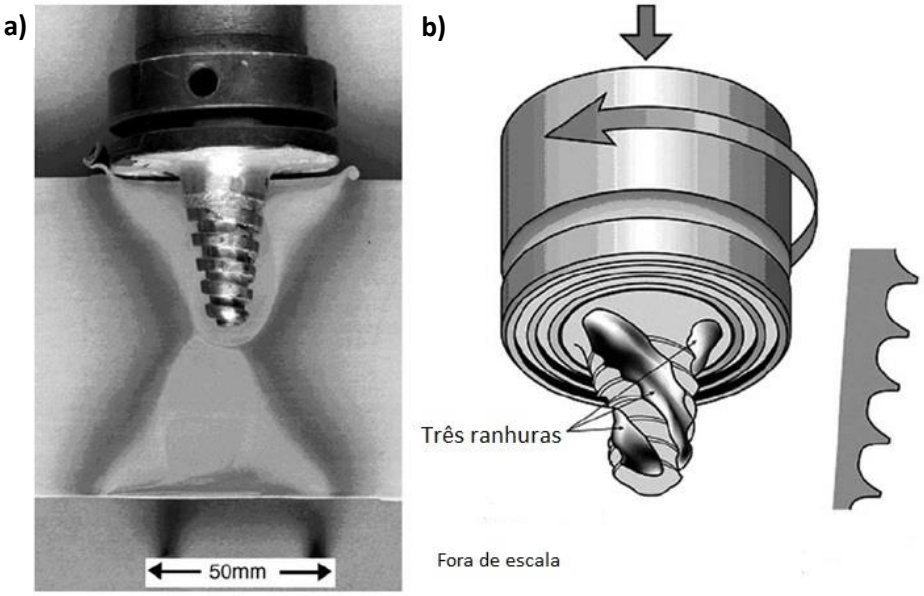

Figura 3.10 Ferramentas a) Whorl™ e b) MX Triflute™ desenvolvidas no TWI.

Fonte: Adaptado de MISHRA *et al.*, 2005

O material da ferramenta é um fator muito importante, pois durante o processo de soldagem essa é submetida a elevados esforços, tanto na direção de soldagem quanto na direção transversal, bem como forças normais à superfície da junta. Assim, é necessário que a ferramenta apresente suficiente tenacidade e elevada resistência mecânica em temperaturas elevadas (COLEGROVE *et al.*, 2003).

Na soldagem de materiais com elevada temperatura de fusão por FSW, as ferramentas devem ser resistentes ao desgaste em temperatura elevada e permitir a distribuição adequada de calor gerado durante o processo. Estudos (COLLIER *et al.*, 2003; KONKOL *et al.*, 2003; LEE *et al.*, 2004; SATO *et al.*, 2005; SORENSEN *et al.*, 2001) evidenciam que o nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) é capaz de atender estas necessidades, uma vez que ferramentas deste material permitem obter soldas por FSW com sucesso em aços carbono, ligas de níquel, aços inoxidáveis AISI 316 e AISI 310, bem como aços inoxidáveis super dúplex UNS SAF 2507. As ferramentas de ligas refratárias, especialmente à base de tungstênio e rênio, também têm sido utilizadas com sucesso na soldagem de materiais com elevado ponto de fusão.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Os principais parâmetros do processo de FSW incluem a velocidade de rotação da ferramenta, a velocidade de soldagem ou de avanço e a força axial exercida pela ferramenta sobre a junta. As reações mais relevantes geradas nesse processo são o torque, a força na direção da soldagem e a força na direção transversal à junta soldada. Um ângulo de inclinação adequado da ferramenta garante que o ombro da ferramenta contenha o material plastificado, redirecionando-o para baixo e promovendo assim um escoamento adequado do material (HERMENEGILDO, 2012).

Depois da geometria da ferramenta, a velocidade de rotação é o segundo fator que mais influencia na geração de calor do processo, afetando diretamente na quantidade de deformação plástica imposta e mistura do material. O aumento da velocidade de rotação gera mais atrito e, consequentemente, mais calor, produzindo mistura e deformação mais intensa do material próximo ao ombro e ao pino.

A velocidade de avanço da ferramenta também influencia na geração de calor do processo, porque aumenta ou diminui o tempo pelo qual o material fica exposto ao atrito com a ferramenta. Além disso, tem relação com o escoamento do material, intercalando porções de

material que sofreram diferentes deformações e resultando em linhas de fluxo (MISHRA *et al.*, 2005).

O sentido de rotação da ferramenta determina o sentido do escoamento de material e, em conjunto com o avanço da ferramenta, define o lado de avanço e de retrocesso na solda. Como consequência dessa combinação de movimentos, há uma assimetria no processo quanto à geração de calor e de fluxo de material, levando as duas peças que formam a junta a sofrerem histórias termomecânicas ligeiramente diferentes. O uso de condições apropriadas durante a soldagem, junto com um projeto adequado da ferramenta, permite que as diferenças entre as regiões do lado de avanço e de retrocesso não representem um verdadeiro problema no desempenho da junta (CHO *et al.*, 2005; HERMENEGILDO, 2012).

No lado de avanço da junta, a velocidade rotacional e a velocidade de avanço da ferramenta possuem mesma direção e sentido, enquanto no lado de retrocesso estas velocidades têm mesma direção e sentidos opostos. Assim, o material em contato com a ferramenta no lado de retrocesso tende a se movimentar no sentido contrário ao deslocamento linear de soldagem, enquanto o material em contato com a ferramenta no lado de avanço acompanha o mesmo sentido da soldagem. Esse comportamento diferenciado nos lados de avanço e de retrocesso gera um perfil de microestrutura assimétrico, visível no corte transversal da junta soldada.

Outro parâmetro importante do processo é o ângulo de inclinação da ferramenta, formado entre a linha central da ferramenta e uma linha perpendicular à superfície das peças de trabalho, em direção ao cordão de solda já formado, conforme mostrado na Figura 3.11. Um ângulo de inclinação adequado facilita o avanço da ferramenta, garante o movimento eficiente do material da frente para trás do pino no seu sentido de rotação, e auxilia o ombro da ferramenta a conter o material deformado (MISHRA *et al.*, 2005).

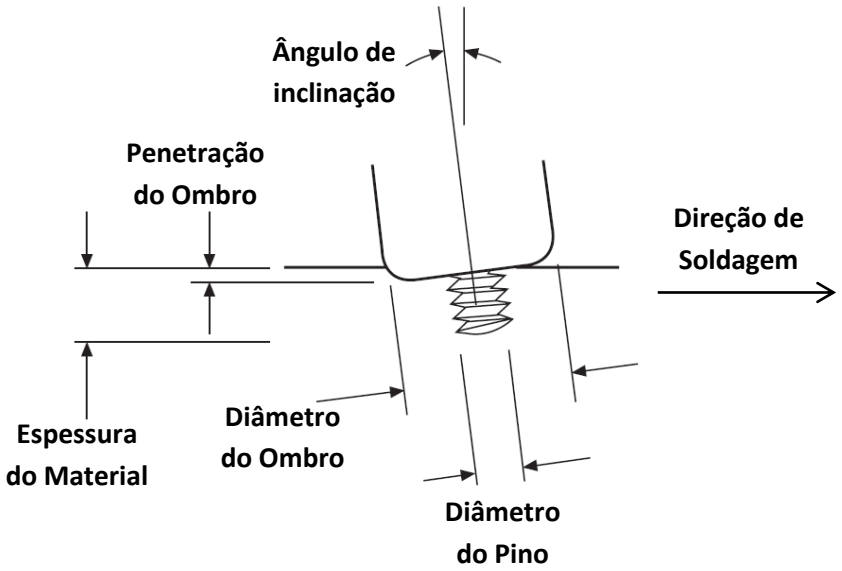

Figura 3.11 Desenho esquemático da vista lateral da ferramenta e do material durante o processo de soldagem por FSW.

Fonte: Adaptado de FRICTION STIR WELDING, 2010

APORTE TÉRMICO NA SOLDAGEM POR FSW

Determinados parâmetros de soldagem por FSW influenciam no aporte térmico (AT) resultante do processo. Um modelo simplificado proposto por Wei *et al.* (2011) para o cálculo do aporte térmico leva em consideração o torque "T" (N.m), extraído indiretamente da potência do motor do equipamento de FSW, a velocidade de rotação "ω" (rpm) e a velocidade de avanço "υ" (mm/min) da ferramenta, conforme é mostrado na Equação 3.2.

$$\mathrm{AT} = \frac{2\pi \mathrm{T}\omega}{\upsilon}\left(\frac{\mathrm{kJ}}{\mathrm{mm}}\right) \qquad \text{Equação (3.2)}$$

Um dos defeitos que podem ocorrer durante a soldagem por FSW é a falta de preenchimento interno ou *wormhole*, resultando em regiões internas da junta soldada com ausência de material. Os vazios internos formados podem ser causados por aportes térmicos insuficientes decorrentes de menor atrito ou de menor tempo de permanência da ferramenta sobre o material. Outro tipo de descontinuidade ocasionado por aquecimento insuficiente é a cavidade superficial causada por falta de preenchimento interno, ou defeito do tipo *groove*, formando uma trajetória contínua ao longo do cordão de solda, normalmente no lado de avanço da junta soldada (KUMAR *et al.*, 2008; MISHRA *et al.*, 2007).

No entanto, aportes térmicos muito elevados podem resultar em defeitos como rugosidade superficial, sendo resultado de uma deformação plástica excessiva. Nesta condição de deformação plástica, o material pode aderir à ferramenta, não sendo possível o controle de seu escoamento na região de contato com o ombro da ferramenta (ARBEGAST, 2008). Assim, o aporte térmico é um fator determinante para garantir uma solda de qualidade, sendo desejada uma combinação de parâmetros que resulte em uma solda livre de defeitos.

3.3.2 Soldagem por FSW de Aços Inoxidáveis Dúplex

No caso de ligas de alumínio, a soldagem por FSW se mostra vantajosa quando comparada aos processos de soldagem por fusão, produzindo para estes materiais soldas isentas de defeitos, possibilitando a união inclusive de ligas não soldáveis pelas técnicas convencionais. No caso de aços, a aplicação do processo de FSW é dificultada, pois as ferramentas necessitam suportar condições mais severas que podem comprometer a sua vida útil.

Apesar das dificuldades encontradas na soldagem de ligas com alto ponto de fusão por FSW, inúmeros progressos vêm acontecendo em relação a este processo. De maneira geral, se investiga o desenvolvimento de novos materiais e geometrias de ferramentas, e se estuda os parâmetros ideais de soldagem, com o objetivo de possibilitar a aplicação comercial de FSW em diferentes tipos de aços, em particular, nos aços inoxidáveis (REYNOLDS *et al.*, 2003).

No estudo de Sato *et al.* (2005), foram examinadas a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço super dúplex SAF 2507 soldado por FSW. Juntas foram soldadas com sucesso a partir de chapas de 4 mm de espessura, empregando-se ferramenta de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN), com ângulo de inclinação de 3,5º, velocidade rotacional de 450 rpm e velocidade de avanço de 1 mm/s. O processo de soldagem manteve o conteúdo de ferrita entre 50 e 60% ao longo da solda, e refinou os grãos das fases ferrita e austenita na zona de mistura (ZM) através de recristalização dinâmica. Esse refino microestrutural produziu um aumento da dureza e de resistência mecânica na ZM. Amostras falharam em ensaio de tração próximo à fronteira entre a ZM e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) no lado de retrocesso na junta, apresentando valores de limite de escoamento e de ruptura semelhantes aos valores do material de base (MB).

Saeid *et al.* (2008) conduziram um estudo em que chapas de SAF 2205 com 2 mm de espessura foram soldadas por FSW, utilizando uma ferramenta de carbeto de tungstênio (WC)

com ângulo de inclinação de 3º. Foi empregada uma velocidade rotacional de 600 rpm, sendo um dos objetivos do trabalho avaliar a influência da velocidade de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas da ZM das soldas. A presença de defeitos do tipo *groove* foi reportada para a velocidade de 250 mm/min (4,2 mm/s), sendo relacionada pelos autores a um aporte térmico insuficiente, enquanto velocidades entre 50 e 200 mm/min (0,8 a 3,3 mm/s) produziram soldas de boa qualidade. Além disso, o aumento da velocidade de soldagem resultou no aumento da dureza e da resistência à tração na ZM, de acordo com a Figura 3.13, o que pode ser justificado pela redução do tamanho de grão da ferrita e da austenita, conforme ilustrado na Figura 3.12.

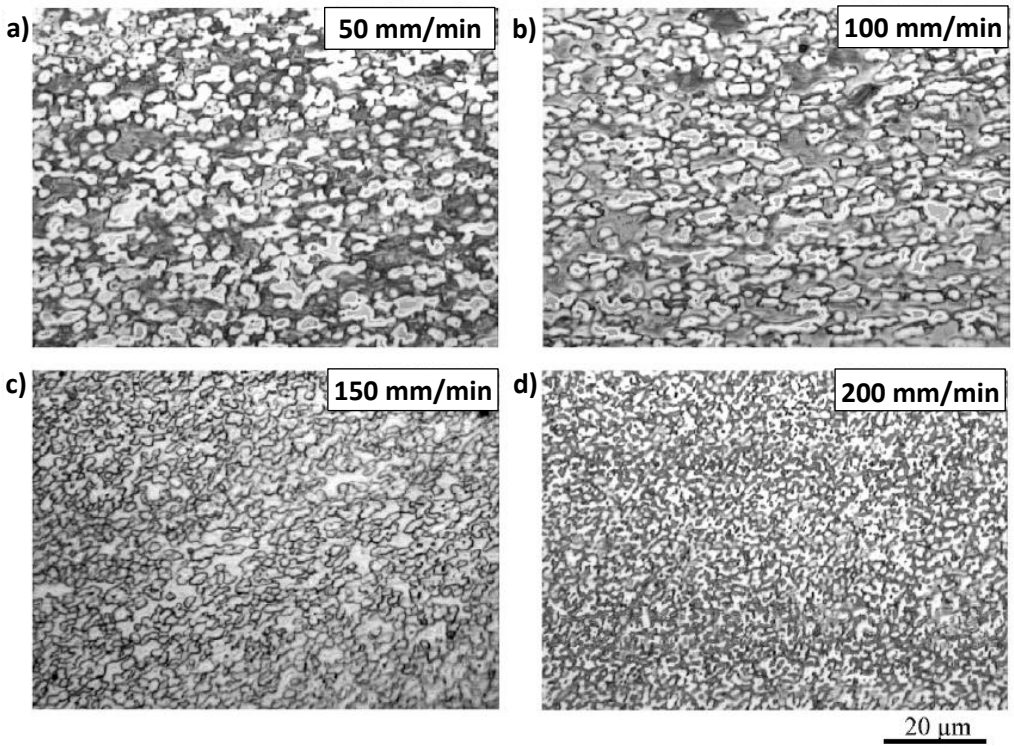

Figura 3.12 Micrografias mostrando os tamanhos de grão da ZM de soldas produzidas com velocidades de soldagem de a) 50, b) 100, c) 150 e d) 200 mm/min.

Fonte: Adaptado de SAEID *et al.*, 2008

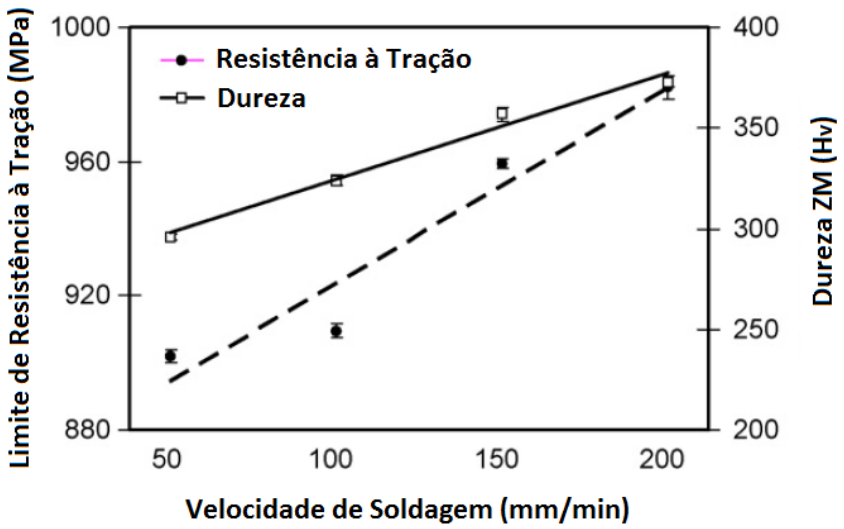

Figura 3.13 Efeito da velocidade de soldagem na média dos valores de dureza e de limite de resistência à tração da ZM em soldas de SAF 2205.

Fonte: Adaptado de SAEID *et al*, 2008

Saeid *et al.* (2010) utilizaram a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) para avaliar a evolução microestrutural de chapas de 2 mm de aço inoxidável dúplex SAF 2205 unidas pelo processo de FSW. O material foi soldado empregando-se uma ferramenta de WC inclinada em 3º, com velocidade rotacional de 800 rpm e velocidade de avanço de 50 mm/min (0,8 mm/s). Mapas de fases do MB, da ZTMA no lado de avanço (LA), e da ZM no lado de avanço podem ser visualizados na Figura 3.14, com os respectivos tamanhos de grãos (TG) de ferrita (α) e de austenita (γ) na Tabela 3.3. Os autores sugeriram que as condições de deformação plástica na ZM foram acentuadas no lado de avanço, propiciando um refino de grão mais intenso para as fases nesta região. O aquecimento e a deformação ocasionados na ZTMA geraram um refino microestrutural. Contudo, o efeito sofrido pelo material na ZM devido ao movimento da ferramenta foi maior, resultando em tamanhos de grãos ainda menores. Em todas estas zonas, a proporção de, aproximadamente, 50 % ferrita e 50% austenita foi mantida.

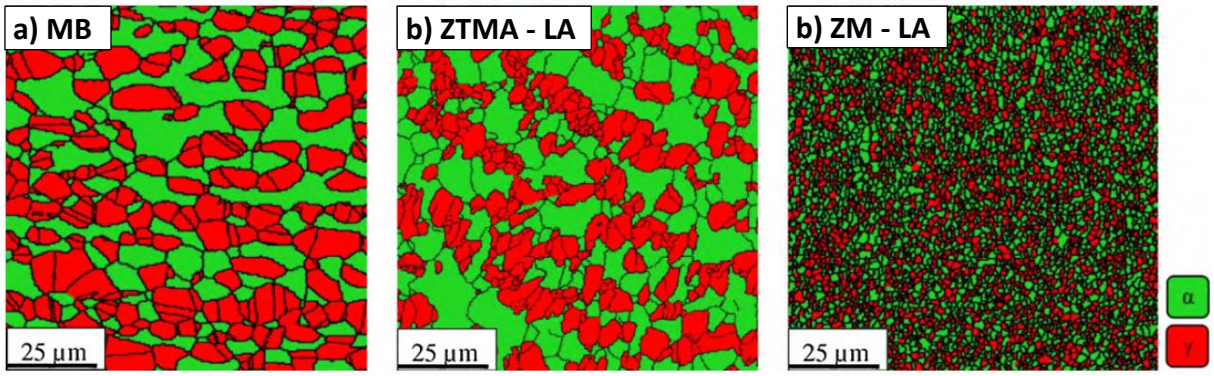

Figura 3.14 Mapas de fases por EBSD indicando as diferentes zonas microestruturais de soldas por FSW do aço SAF 2205, sendo em a) MB, b) ZTMA (LA) e c) ZM (LA).

Fonte: Adaptado de SAEID *et al.*, 2010

Tabela 3.3 – Tamanho de grão médio e razão entre fases para as regiões mostradas na Figura 3.14.

	MB	**ZTMA (LA)**	**ZM (LA)**
TG α (µm)	7,04	4,14	0,73
TG γ (µm)	5,16	3,45	0,66
Razão α/γ	51,5/48,5	54/46	51,5/48,5

Fonte: Adaptado de SAEID *et al.*, 2010

A correlação entre o processo de FSW em juntas de aço inoxidável super dúplex e o histórico térmico associado foi analisada no trabalho de Santos *et al.* (2011). Chapas com 6 mm de espessura de UNS S32750 e S32760 foram soldadas com uma força axial de 37 kN, empregando-se uma ferramenta de PCBN, com matriz metálica 40% em volume de liga de tungstênio-rênio (PCBN-40%WRe) a uma velocidade rotacional de 200 rpm e velocidade de avanço de 100 mm/min (1,7 mm/s). Termopares foram acoplados às chapas e registraram o perfil de temperaturas a diferentes distâncias do centro das soldas, sendo indicados os picos de temperatura atingidos na Figura 3.15.

Os autores reportaram um refino microestrutural mais pronunciado no lado de avanço (LA) da zona de mistura (ZM) quando comparado ao lado de retrocesso (LR), que pode ser explicado pela deformação mais severa imposta ao material nessa região. A precipitação de compostos intermetálicos não foi observada nas juntas a partir das técnicas de análise empregadas. Testes de polarização cíclica em 3,5% NaCl mostraram excelente comportamento em corrosão tanto para as soldas quanto para o material de base (MB), com os valores de potencial de pite (E_{pite}) apresentados na Tabela 3.4. As elevadas taxas de

resfriamento envolvidas no processo de FSW podem explicar a ausência de fases intermetálicas nas juntas soldadas, o que pode explicar o excelente comportamento eletroquímico.

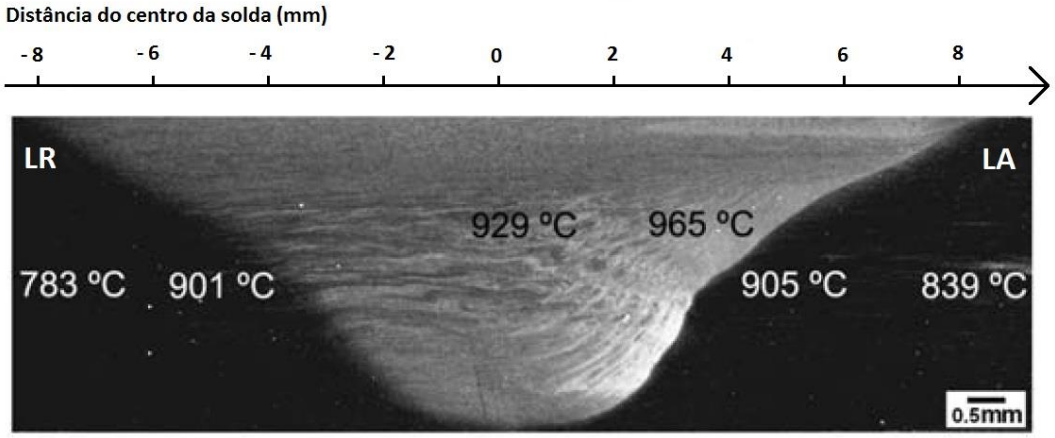

Figura 3.15 Macrografia indicando os picos de temperatura a diferentes distâncias do centro da solda produzida por FSW de UNS S32750.

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

Tabela 3.4 Valores de potencial de pite (E_{pite}) para diferentes condições dos materiais UNS S32750 e UNS S32760.

Liga	**Região**	**E_{pite} (V *vs* ECS)**
S32750	MB	-1,05
	Junta Soldada	-1,03
	ZM	-1,02
S32760	MB	-1,04
	Junta Soldada	-1,02
	ZM	-1,01

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

O trabalho realizado por Esmailzadeh *et al.* (2013) abordou as modificações microestruturais e as propriedades mecânicas encontradas após soldagem por FSW de chapas de aço inoxidável *lean* dúplex com 1,5 mm de espessura, utilizando-se uma ferramenta de WC com ângulo de inclinação de 3º, velocidade rotacional de 800 rpm e velocidade de soldagem variando entre 50 e 150 mm/min (0,8 e 2,5 mm/s). Registros das temperaturas do processo, através de termopares conectados na superfície inferior das chapas, mostraram um aumento dos picos de temperatura com a diminuição da velocidade de avanço, alcançando-se valores de aproximadamente 1000ºC para a velocidade de 50 mm/min. Mesmo com o máximo aporte térmico produzido por esta velocidade, não foi reportada pelos autores a presença de fases intermetálicas nas juntas soldadas.

Em um estudo recente de Santos *et al.* (2013), foram avaliadas a microestrutura, a dureza e a resistência à corrosão ao longo da secção transversal de soldas obtidas por FSW. Chapas de aço UNS S32205 de 6 mm de espessura foram soldadas com auxílio de uma ferramenta de PCBN-40%WRe sem ângulo de inclinação, com velocidade de rotação de 200 rpm e velocidade de avanço de 100 mm/min (1,7 mm/s). Os resultados evidenciaram diferentes características microestruturais no lado de avanço e no lado de retrocesso, sendo mais acentuado o refino de grão no LA, que pode ser associado aos valores elevados de dureza nessa região, de acordo com a Figura 3.16.

A ZTMA das soldas apresentou ilhas de austenita deformadas em matriz ferrítica. A ZM apresentou uma microestrutura refinada devido à recristalização, favorecendo um aumento de dureza e uma resistência à corrosão similar ao MB, conforme é mostrado na Figura 3.17. Imagens por microscopia eletrônica de transmissão (MET) indicaram grãos equiaxiais de austenita completamente recristalizados com baixa densidade de discordâncias, como mostra a Figura 3.18, não sendo observada nenhuma precipitação de fases intermetálicas.

Cabe salientar que a técnica de MET considera apenas uma pequena porção da amostra, sendo crucial uma amostragem criteriosa para se garantir uma mínima representatividade com relação à microestrutura global da solda.

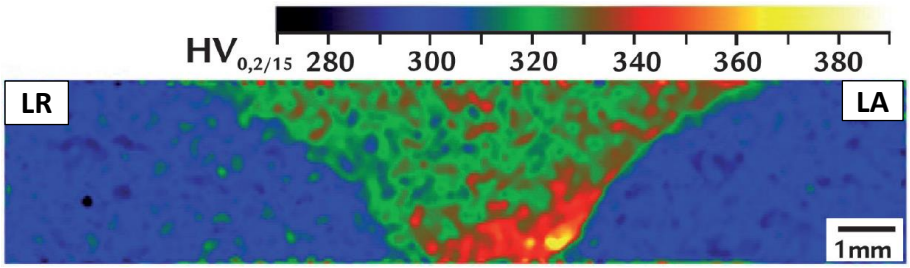

Figura 3.16 Mapa de dureza mostrando o aumento geral de dureza na junta soldada quando comparada ao MB.

Fonte: Adaptado de SANTOS *et al.*, 2013

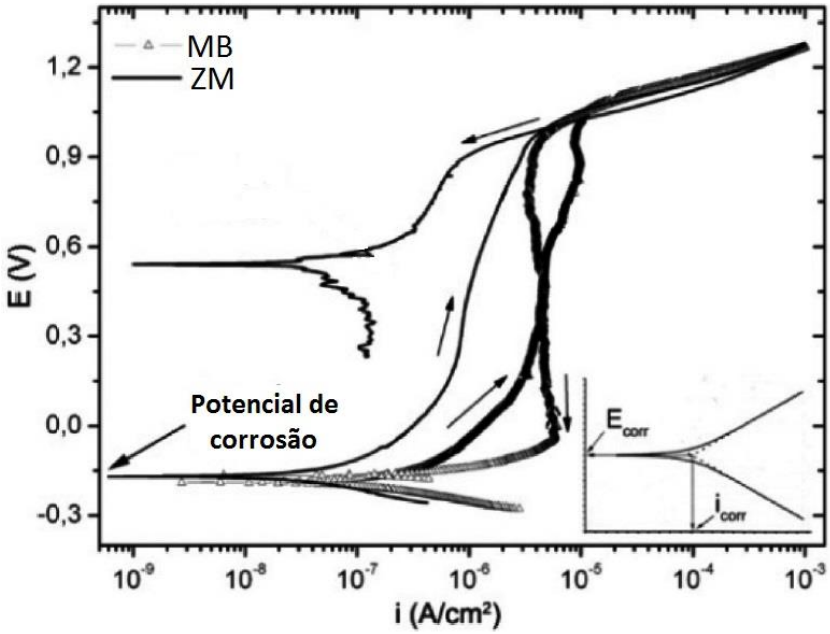

Figura 3.17 Curvas de polarização cíclica indicando resistência à corrosão similar para ZM e MB do aço inoxidável dúplex SAF 2205.

Fonte: Adaptado de SANTOS *et al.*, 2013

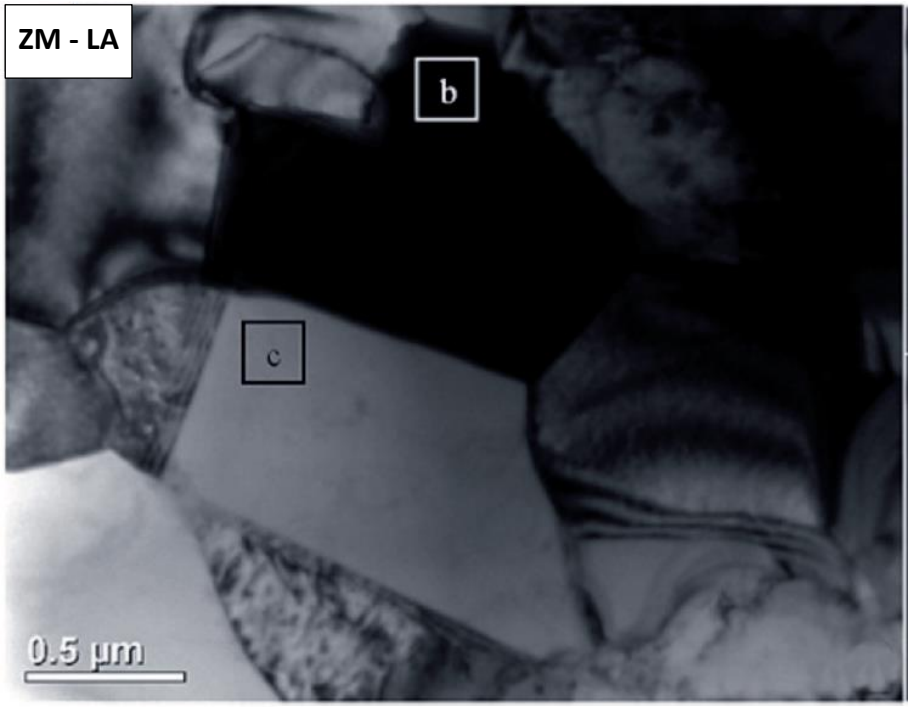

Figura 3.18 Caracterização por MET, sendo indicados por “b” e “c” grãos finos e equiaxiais de austenita recristalizada no LA da ZM da junta soldada.

Fonte: Adaptado de SANTOS *et al.*, 2013

Magnani *et al.* (2014) avaliaram por espectroscopia de impedância eletroquímica a estabilidade das camadas de óxidos formadas nos aços UNS S32205 e S32101 na condição como soldado por FSW. As juntas foram produzidas empregando-se uma ferramenta de PCBN-40%WRe sem ângulo de inclinação, a uma velocidade de rotação de 200 rpm e a uma velocidade de soldagem de 100 mm/min (1,7 mm/s).

Foram avaliados os óxidos reformados após a soldagem na ZM e no MB em uma solução de 0,1 mol.L^{-1} NaCl a 25ºC. Os resultados de impedância eletroquímica indicaram elevada estabilidade dos óxidos produzidos tanto no MB quanto na ZM da junta soldada. Esses resultados podem explicar a resistência à corrosão dos aços estudados, inclusive depois da soldagem. A resistência à corrosão do aço inoxidável dúplex UNS S32205 foi melhorada e do *lean* dúplex UNS S32101 foi reduzida após a soldagem por FSW. De qualquer forma, a resistência do *lean* dúplex soldado ainda se manteve similar ou maior que dos aços inoxidáveis austeníticos tradicionais.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL DE BASE

Neste estudo, foram utilizadas chapas do aço inoxidável dúplex UNS S31803 fabricadas pela Aperam, com dimensões para soldagem de 500 mm x 150 mm x 4 mm. A liga teve a sua composição química medida por espectrometria de emissão óptica no equipamento Spectro Spectrolab, e o seu número equivalente de resistência a pites (PRE) foi calculado de acordo com a Equação 4.1.

$$PRE = \%Cr + 3{,}3 \times \%Mo + 16 \times \%N \qquad \text{Equação (4.1)}$$

4.2 PLANO DE TRABALHO

Um plano de trabalho foi seguido durante este trabalho, de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 4.1. Inicialmente, definiram-se os parâmetros de soldagem a partir da revisão na literatura. A seguir, as soldas foram produzidas por FSW e passaram por inspeção visual e ensaio de dobramento, a fim de definir um intervalo de parâmetros para produzir novas soldas, desta vez com medições de temperatura por termopares.

As soldas com medições de temperatura passaram então por análise da história térmica, análise macro e microestrutural e avaliação mecânica. Como parte da análise macro e microestrutural, foi realizada inspeção visual para verificar a qualidade e as características superficiais das soldas. A partir de microscopia óptica (MO) foram obtidas macrografias, para caracterizar a secção transversal das soldas, e também micrografias, para caracterizar a morfologia e a distribuição de fases. Análise de imagens foi usada para calcular o espaçamento interaustenítico nas soldas, que fornece a distância média entre ilhas de austenita, sendo uma forma de verificar o efeito do processo de FSW na distribuição das fases. A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) permitiu quantificar as fases, e a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi usada pra verificar a presença

de fases intermetálicas. Por fim foi feita uma avaliação mecânica das juntas soldadas através de ensaios de dobramento, microdureza e tração.

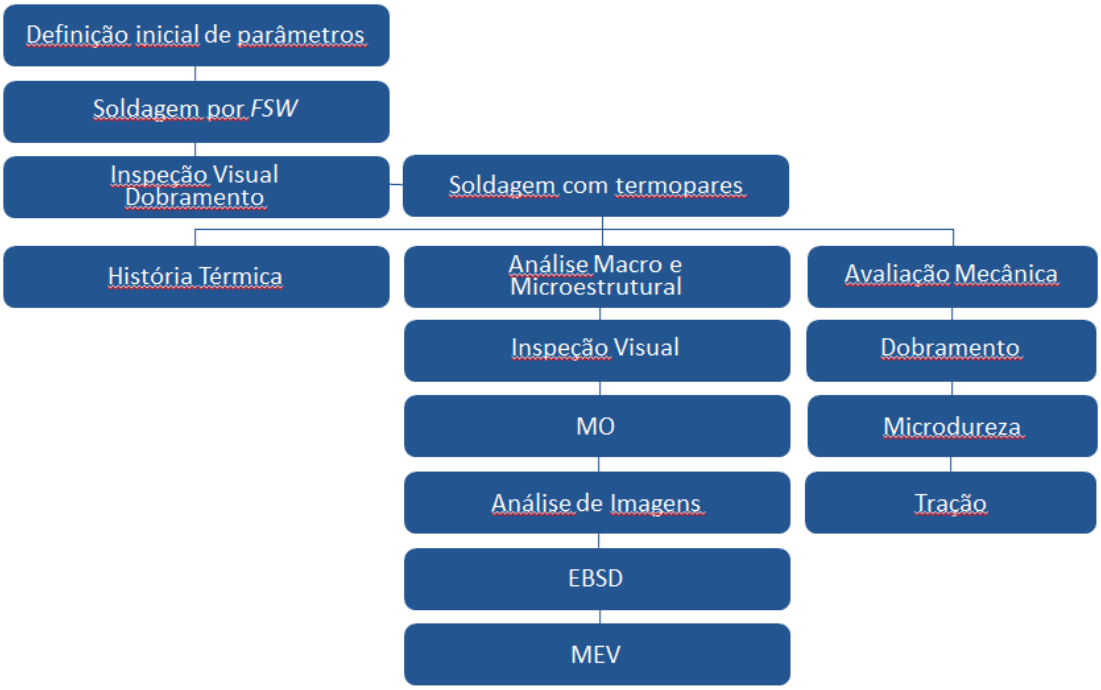

Figura 4.1 Fluxograma das etapas envolvidas no plano de trabalho.

4.3 PROCESSO DE SOLDAGEM

As soldas foram realizadas no centro de pesquisa *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*, na Alemanha, pela técnica de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (*Friction Stir Welding*). A máquina utilizada para fabricação das soldas em estilo pórtico pode ser visualizada na Figura 4.2. Este equipamento é chamado FSW *Gantry System* e apresenta mesa com deslocamento horizontal, carga axial máxima de 80 kN, velocidade de soldagem entre 1 e 160 mm/s e velocidade rotacional bidirecional máxima de 3500 rpm, com a possibilidade de ajuste manual do ângulo de inclinação da ferramenta antes do processo. O controle de posição e de força axial é possível neste equipamento durante a soldagem.

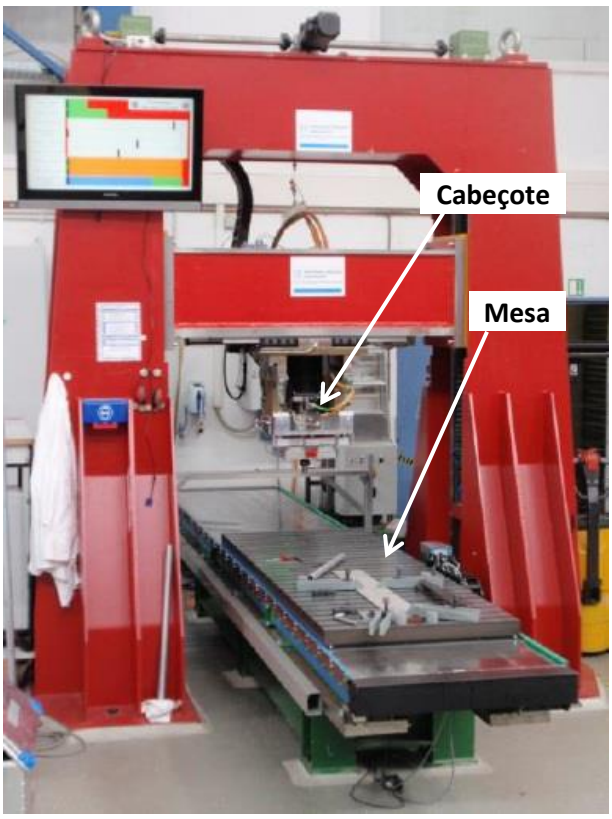

Figura 4.2 Equipamento FSW *Gantry System*, com cabeçote para acoplamento da ferramenta e mesa de suporte para as chapas, conforme indicados na imagem.

Fonte: Cortesia do HZG

O equipamento possui um cabeçote refrigerado por um sistema de circulação de óleo, ao qual a ferramenta é fixada. Um dispositivo acoplado ao cabeçote cria um fluxo de 50 L/min de gás argônio, proporcionando uma atmosfera protetora para a ferramenta e para a região da solda. Como suporte, a máquina possui uma mesa com um conjunto de garras, que permite o posicionamento e a fixação das chapas.

A Figura 4.3 apresenta a ferramenta de 80% de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) em matriz cerâmica, utilizada para soldagem do AID UNS S31803 que apresenta uma excelente resistência ao desgaste em temperatura elevada. A ferramenta é composta por um ombro convexo e pino, ambos com perfil de rosca, com as dimensões indicadas em milímetros no desenho da Figura 4.4. O perfil rosqueado contribui para distribuição e redução das forças envolvidas na fase de imersão da ferramenta, além de aumentar o volume de material que sofre deformação.

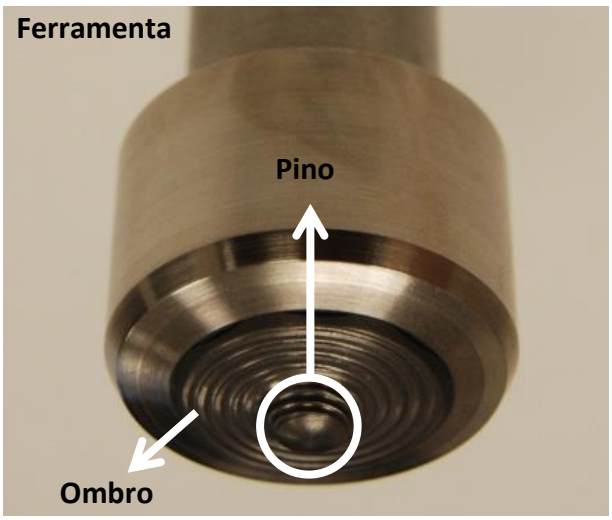

Figura 4.3 Ferramenta de PCBN utilizada para as soldas, composta por ombro convexo e pino com perfil de rosca.

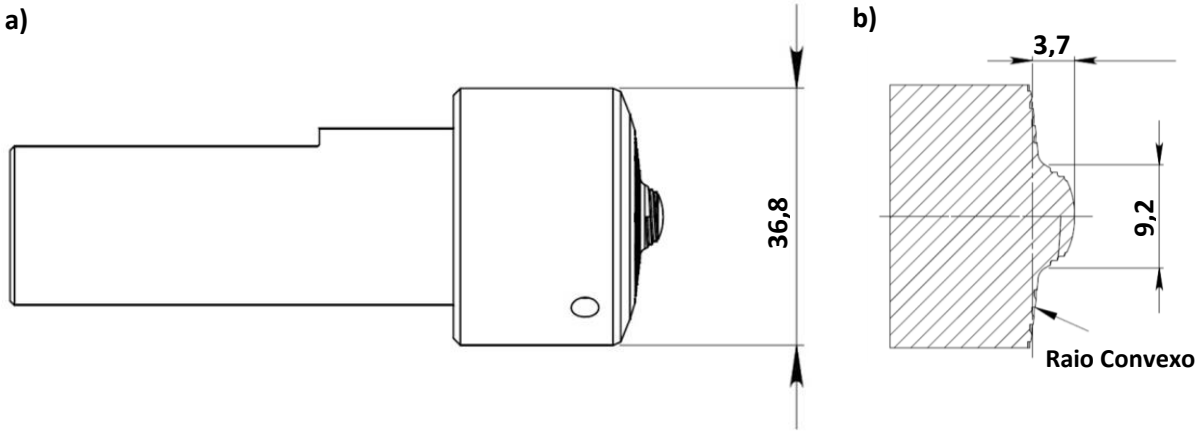

Figura 4.4 Dimensões da ferramenta utilizada para soldagem, sendo em a) o diâmetro do ombro e em b) o diâmetro e o comprimento do pino. Os valores são indicados em milímetros.

Após a limpeza da superfície das chapas com etanol, estas foram fixadas com um conjunto de garras na mesa de suporte, conforme pode ser visualizado na Figura 4.5. A etapa de fixação é de extrema importância, uma vez que a tendência é de que as chapas sejam afastadas entre si e arremessadas para fora da mesa, principalmente na fase de imersão da ferramenta nas chapas.

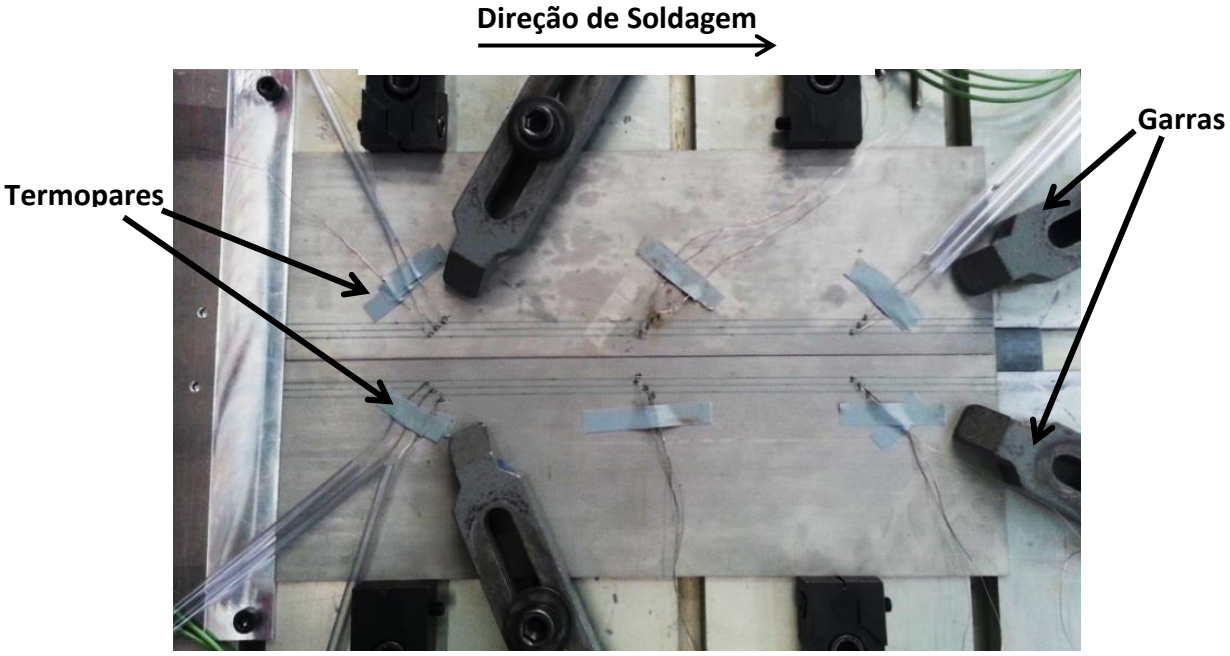

Figura 4.5 Configuração de soldagem, com garras para fixação das chapas na mesa de suporte e conjunto de termopares para monitoramento de temperaturas.

Neste trabalho, as juntas foram soldadas a topo na direção paralela a de laminação. Como é usual a fabricação dos aços inoxidáveis dúplex por laminação cruzada, as chapas apresentam uma microestrutura altamente uniforme e propriedades homogêneas nas direções longitudinal e transversal. Apesar de ambas as direções poderem ser denominadas direção de laminação, este trabalho adotou a direção longitudinal, ou seja, a direção do último passe de laminação, como direção de laminação.

A partir de testes preliminares, foi utilizado ora controle por posição e ora controle por força. Observou-se penetração uniforme ao longo da solda durante o controle por força, ou seja, a manutenção da força axial (Fz) num determinado valor constante, sendo este parâmetro adotado como fixo para as demais soldas produzidas. Com base na revisão bibliográfica, foram utilizados ângulo de inclinação e velocidade de rotação da ferramenta constantes, sendo o sentido de rotação anti-horário. Um ângulo de inclinação pode auxiliar o ombro da ferramenta na contenção do material plastificado dentro da cavidade da solda. Foi empregada uma velocidade de rotação verificada na literatura como sendo suficiente na obtenção de soldas por FSW de qualidade para os AIDs, não havendo interesse neste trabalho em testar valores mais elevados para evitar o desgaste da ferramenta

Com a finalidade de avaliar o efeito do aporte térmico durante a soldagem, foi priorizada a aplicação de diferentes velocidades de avanço, de modo a definir a maior velocidade que permite obter juntas soldadas de qualidade. É uma análise interessante, pois o

aumento dessa velocidade pode significar maior produtividade durante o processo. A Tabela 4.1 sumariza os parâmetros empregados no processo para algumas das soldas produzidas que foram representativas, sendo a nomenclatura adotada para identificação fornecida pelo equipamento de soldagem.

Tabela 4.1 Identificação das soldas produzidas e respectivos parâmetros de soldagem utilizados.

Identificação da Solda	**Velocidade de Soldagem (mm/s)**	**Velocidade de Rotação (rpm)**	**Força Axial (kN)**	**Ângulo de Inclinação (º)**
FSW-PA-LB-1086	1			
FSW-PA-LB-1172	1			
FSW-PA-LB-1087	2			
FSW-PA-LB-1170	2	500	45	1,5
FSW-PA-LB-1088	3			
FSW-PA-LB-1171	3			
FSW-PA-LB-1089	4			

4.4 MEDIÇÕES DE TEMPERATURA

Com o objetivo de monitorar as temperaturas durante o processo de soldagem, nove termopares tipo K foram inseridos em furos até meia espessura de cada chapa, conforme visto anteriormente na Figura 4.5. Para evitar a movimentação e garantir um bom contato, as extremidades dos termopares foram fixadas nos furos com o auxílio de pasta térmica *Arctic Silver® 5*. Os termopares foram dispostos de acordo com a numeração de 1 a 18, como mostra a representação esquemática da Figura 4.6, sendo as medições de temperatura durante o processo de soldagem da mesma forma indicadas no capítulo 5.1.

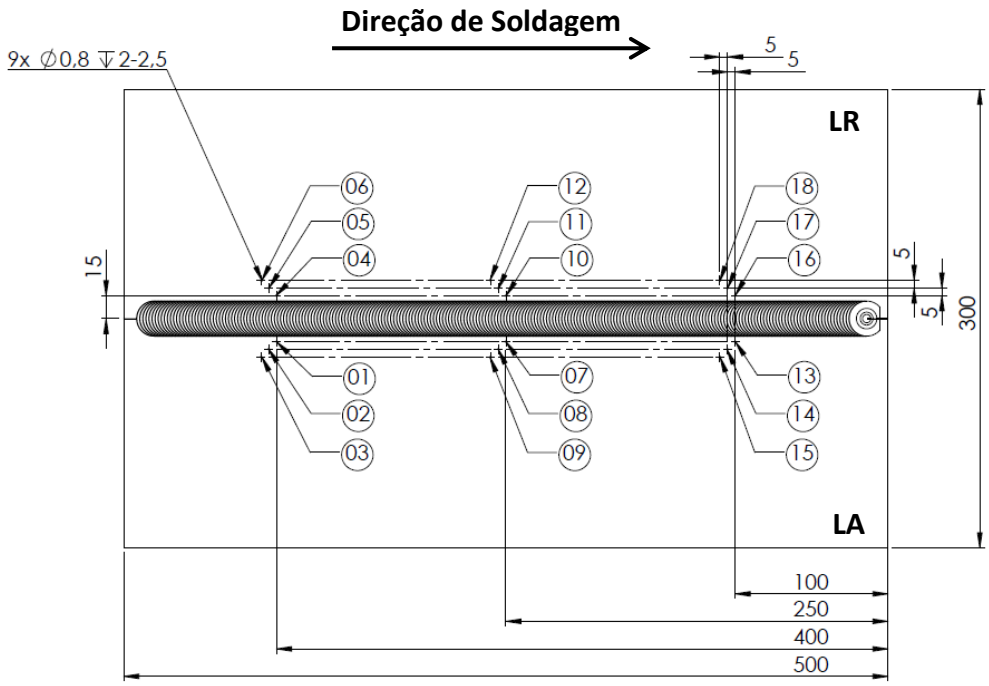

Figura 4.6 Configuração dos termopares utilizada durante o processo de soldagem, com a numeração dos termopares indicada nos círculos e com as dimensões dadas em milímetros.

A caracterização metalúrgica e a avaliação mecânica de cada junta soldada foram realizadas a partir de amostras cortadas de acordo com a Figura 4.7. Os cortes denominados B1 e B2 representam as amostras para ensaio de dobramento, M1 e M2 para análise macro e microestrutural e ensaio de microdureza, e finalmente TT1, TT2 e TT3 para os ensaios de tração. Foram seccionadas amostras evitando os 50 mm iniciais e os 50 mm finais das soldas, uma vez que no início da solda os parâmetros ainda não estão ajustados, e no final há um furo remanescente ocasionado pela saída da ferramenta, conhecido como *exit hole*.

Com a finalidade de verificar a existência de variações microestruturais ao longo de cada solda, foram cortadas amostras em diferentes regiões do cordão de solda para os ensaios de dobramento, microdureza e análises macro e microestrutural.

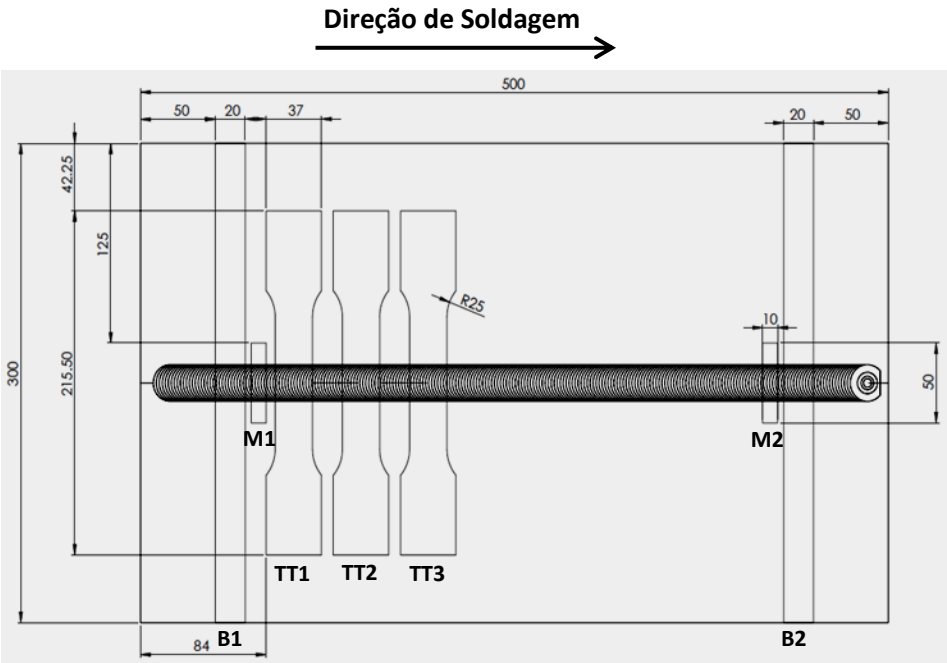

Figura 4.7 Desenho esquemático do plano de corte das amostras para caracterização metalúrgica e ensaio de microdureza (M1 e M2), ensaio de dobramento (B1 e B2) e ensaio de tração (TT1, TT2 e TT3) para cada junta soldada, com as dimensões dadas em milímetros.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

4.5.1 Caracterização Macroestrutural

A primeira verificação da qualidade das soldas foi através de inspeção a olho nu. A largura dos cordões de solda foi medida com um paquímetro. Com o objetivo de realizar uma análise mais detalhada por microscopia óptica (MO), amostras da secção transversal das soldas passaram por preparo metalográfico para caracterização macro e microestrutural. Após abrasão com lixas d'água de granulometria entre 320 e 2500 *mesh*, as amostras foram polidas com suspensão de diamante 3 µm e de sílica 0,05 µm. A análise macroestrutural das amostras foi realizada através de ataque eletrolítico em ácido oxálico 10% na temperatura ambiente, com tensão aplicada de 3 V por 30 s. Este ataque permitiu evidenciar as diferentes zonas das soldas, observar a penetração obtida pela soldagem e verificar a presença de defeitos macroscópicos internos.

O microscópio óptico empregado foi o Olympus BX51M, com uma câmera DSC-H50 acoplada para a aquisição de imagens, que foram analisadas e tratadas no *software* ImageJ. As

etapas envolvidas na análise macro e microestrutural por microscopia óptica foram realizadas no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) na UFRGS.

4.5.2 Caracterização Microestrutural

O acabamento superficial das amostras foi produzido conforme procedimento citado anteriormente no Item 4.5.1. O ataque químico foi realizado com o reagente *Behara* modificado, com a finalidade de identificar e caracterizar a morfologia e a distribuição das fases presentes nas juntas soldadas. Este ataque consistiu na imersão das amostras em solução contendo 80 mL de água destilada, 20 mL de ácido clorídrico (HCl), 1 g de metabissulfito de potássio e 2 g de bifluoreto de amônio, por tempos de, no máximo, 10 s.

Uma análise microestrutural mais detalhada foi realizada para verificar a presença de fases intermetálicas e calcular o seu percentual nas regiões das juntas soldadas. Após as observações por MO, a quantidade das fases intermetálicas foi calculada através de análise de imagens com o *software* ImageJ. Os cálculos realizados seguiram as recomendações práticas descritas na norma DNV-OS-F101 "*Submarine Pipeline Systems*" (2012) para aplicações em sistemas de tubulações submarinas, que define como aceitável um teor máximo de 0,5% de fases intermetálicas no material de base. Como não é citado um teor máximo para o material soldado, utilizou-se como referência neste trabalho o valor aceitável para o material de base. Ainda como parte da verificação de fases intermetálicas, foram obtidas imagens em secção transversal das soldas usando um equipamento SHIMADZU SSX-550 de microscopia eletrônica de varredura (MEV) com *software* SUPERSCAN SS-550 instalado no LAMEF.

A microestrutura da zona de mistura (ZM) das amostras foi avaliada ao longo de uma linha vertical mediana entre os dois pontos de *flash*, nas regiões indicadas como ZM-Topo, ZM-Centro e ZM-Raiz indicados na Figura 4.8. O comportamento microestrutural também foi observado ao longo de uma linha horizontal na metade da espessura das chapas, nas regiões denominadas ZM-LR, ZM-Centro, ZM-LA, ZTMA-LA e MB, onde LR é o lado de retrocesso e LA é o lado de avanço da ferramenta, ZTMA é a zona termomecanicamente afetada da junta soldada, e MB é o material de base.

A fronteira entre a ZM e a ZTMA é facilmente identificável no LA. No entanto, a fronteira entre as duas zonas no LR não é definida, sendo assim a ZM-LR escolhida por simetria com a região ZM-LA.

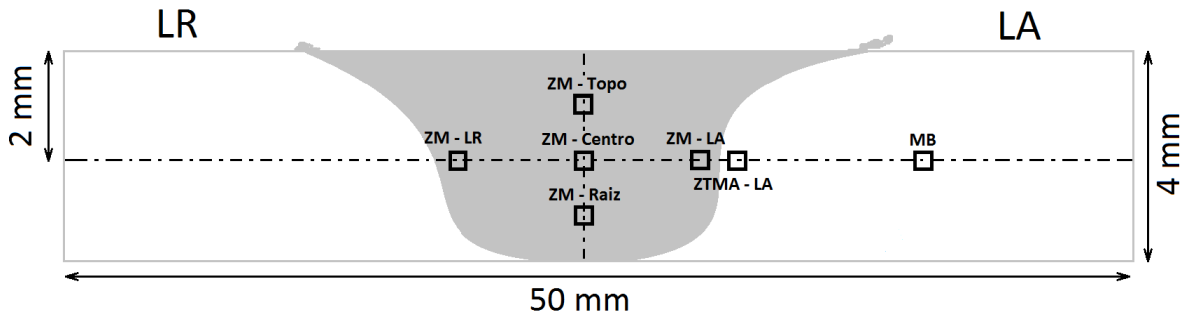

Figura 4.8 Desenho esquemático da secção transversal das amostras utilizadas para análises macro e microestrutural, com as regiões de interesse destacadas por quadrados.

A avaliação do espaçamento interaustenítico, que fornece a distância média entre as ilhas de austenita, foi realizada através de micrografias das regiões ZM e ZTMA das soldas, e do MB. Esse procedimento permite avaliar o impacto na microestrutura produzido pelo processo de FSW.

O espaçamento interaustenítico foi calculado por análise de imagens com o *software* ImageJ, de acordo com o procedimento descrito na norma ASTM E112 – 13 "*Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*" (2014), sendo seguida a recomendação prática DNV-RP-F112 "*Design of duplex stainless steel subsea equipment exposed to cathodic protection*" (2008), que indica critérios a serem adotados no projeto de aços inoxidáveis dúplex para aplicações em equipamentos submarinos. De acordo com a DNV-RP-F112, o espaçamento deve respeitar um limite máximo de 30 µm, pois a propagação de trincas pode ser dificultada ou até mesmo restringida ao ocorrer através da fase austenítica, dependendo do tamanho da trinca e do nível de tensão. Assim, as técnicas de fabricação que tendam a reduzir o espaçamento interaustenítico são consideradas favoráveis, sendo válido verificar qual o efeito do processo de FSW na distribuição de austenita.

A análise por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) requer um acabamento superficial especular. Com esta finalidade, as amostras passaram por uma etapa adicional de polimento mecânico-químico em suspensão de sílica de 0,04 µm no equipamento VibroMet®.

As regiões da solda indicadas ao longo da linha horizontal mediana no esquema de corte transversal da Figura 4.8 tiveram a microestrutura mapeada através de um detector de EBSD EDAX®, acoplado a um microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 650 FEG instalado no HZG. Para a quantificação das fases presentes, foram produzidos mapas de difração com dimensões de 200 µm x 200 µm, a partir de 300.000 pontos escaneados a um

passo de 0,4 µm, com o índice de confiança das medições variando entre 0,50 e 0,73. O *software* OIM™ *Data Analysis* permitiu a aquisição dos mapas de fases e a análise de dados, possibilitando obter os percentuais das fases ferrita e austenita existentes em cada região das juntas soldadas.

4.6 AVALIAÇÃO MECÂNICA

4.6.1 Ensaio de Dobramento

Com o intuito de fazer uma verificação preliminar qualitativa da ductilidade das soldas, as amostras passaram por ensaios de dobramento de raiz. Esses testes seguiram a norma DIN EN ISO 5173 "*Destructive tests on welds in metallic materials – Bend tests*" (2010), e foram realizados em um equipamento instalado no HZG. O teste recomenda que a amostra apoiada por dois roletes sofra um carregamento aplicado por um punção no topo da solda até atingir um ângulo de dobramento próximo a 180º sem apresentar fissuras na raiz, conforme indicado na Figura 4.9. As dimensões das amostras cortadas para dobramento podem ser observadas na Figura 4.7.

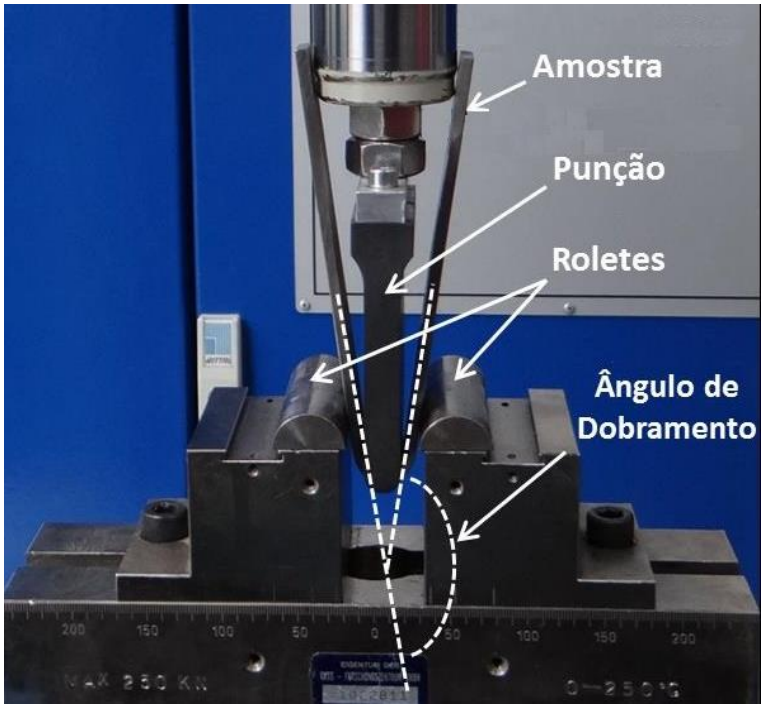

Figura 4.9 Configuração do ensaio de dobramento de raiz em três pontos, onde o punção indicado aplica uma força na amostra, resultando em um ângulo de dobramento.

Fonte: Cortesia do HZG

4.6.2 Ensaio de Microdureza

Os perfis de dureza em amostras de secção transversal das soldas foram obtidos ao longo da metade da espessura, conforme a Figura 4.10, seguindo a norma DIN EN 1043-2 "*Destructive tests on welds in metallic materials – Hardness test – Part 2: Micro hardness testing on welded joints*" (1996). Foram realizadas 101 indentações igualmente distribuídas em um intervalo de 30 mm, com uma força aplicada de 4,9 N (0,5 kgf) por tempo de 10 s. O equipamento utilizado, apresentado na Figura 4.11, é um microdurômetro Zwick Roell Indentec com indentador Vickers acoplado, que se encontra no HZG.

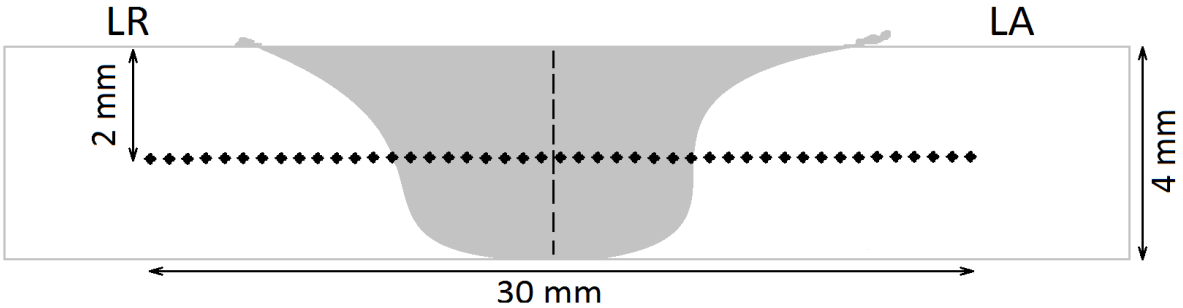

Figura 4.10 Esquema do perfil de dureza obtido ao longo da metade da espessura nas amostras em secção transversal das soldas.

Figura 4.11 Microdurômetro Zwick Roell utilizado na realização dos perfis de dureza nas amostras das juntas soldadas.

Fonte: Cortesia do HZG

4.6.3 Ensaio de Tração

As amostras das juntas soldadas para ensaios de tração foram usinadas seguindo as recomendações da norma DIN EN 895 "*Destructive tests on welds in metallic materials – Transverse tensile test*" (1999), sendo apresentadas no modelo da Figura 4.7, e com dimensões detalhadas na Figura 4.12. Para os ensaios do material de base, foram produzidos três corpos de prova perpendiculares e três paralelos à direção de laminação, seguindo a norma DIN EN 10002 "*Tensile testing of metallic materials – Method of test at ambient temperature*" (1990), conforme dimensões indicadas na Figura 4.13. Os ensaios de tração foram realizados na temperatura ambiente a uma taxa de deslocamento de 1 mm/min. Para estes testes, foi utilizada uma máquina universal de ensaios Zwick Roell instalada no HZG (ver Figura 4.14).

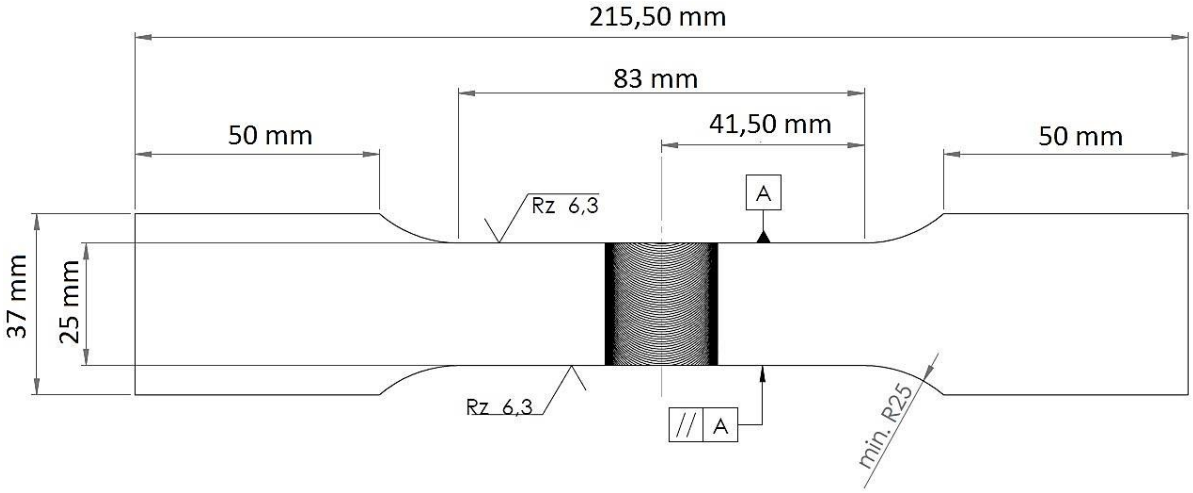

Figura 4.12 Dimensões dos corpos de prova das soldas utilizados para ensaios de tração.

Fonte: Cortesia do HZG

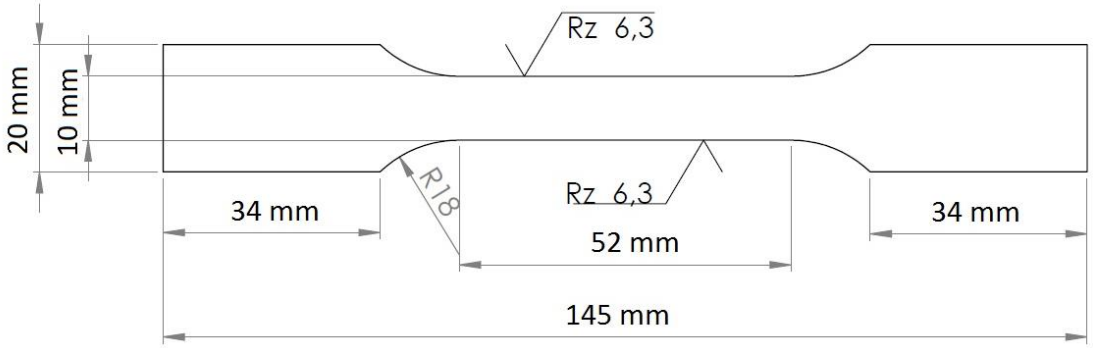

Figura 4.13 Dimensões dos corpos de prova de material de base utilizados para ensaios de tração.

Fonte: Cortesia do HZG

Figura 4.14 Máquina universal de ensaios Zwick Roell utilizada para os ensaios de tração.

Fonte: Cortesia do HZG

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A composição química do AID UNS S31803, medida por espectrometria de emissão óptica, é apresentada na Tabela 5.1. O PRE para este AID, obtido a partir da Equação (5.1), foi de 35,6.

Tabela 5.1 Composição química (% em peso) do AID UNS S31803.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N	S	P
0,023	0,25	1,78	5,56	22,75	3,05	0,171	0,001	0,028

$$PRE = \%Cr + 3{,}3 \times \%Mo + 16 \times \%N \qquad \text{Equação (5.1)}$$

As chapas foram soldadas por FSW com velocidade rotacional (ω) e força axial (F_z) constantes, e velocidades de soldagem (υ) de 1, 2, 3 e 4 mm/s, conforme se observa na Tabela 5.2. Os parâmetros aplicados resultaram em valores de torque registrados na máquina durante todo o processo de soldagem.

O aporte térmico (AT) resultante para as diferentes velocidades estudadas pode ser obtido segundo a relação proposta por Wei *et al.* (2011), apresentada na Equação 5.2. Para calcular o AT em kJ/mm a partir desta fórmula, emprega-se o torque médio (T) envolvido no processo em N.m, ω em rpm e υ em mm/min.

$$AT = \frac{2\pi T\omega}{\upsilon}\left(\frac{kJ}{mm}\right) \qquad \text{Equação (5.2)}$$

Tabela 5.2 Parâmetros aplicados durante o processo de soldagem do AID UNS S31803 e seus respectivos torques e aportes térmicos resultantes.

Identificação da Solda	Velocidade de Rotação (rpm)	Força Axial (kN)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Torque Médio (N.m)	Aporte Térmico (kJ/mm)
FSW-PA-LB-1086			1	53	2,8
FSW-PA-LB-1172			1	53	2,8
FSW-PA-LB-1087			2	61	1,6
FSW-PA-LB-1170	500	45	2	61	1,6
FSW-PA-LB-1088			3	68	1,2
FSW-PA-LB-1171			3	68	1,2
FSW-PA-LB-1089			4	73	1,0

Observa-se na Tabela 5.2 que o aumento da velocidade de soldagem e do torque combinados resultaram na redução do aporte térmico. A Equação 5.2, citada anteriormente para cálculo do AT, conta com as variáveis ω, T e υ, sendo a primeira delas constante neste estudo. Assim, para a compreensão do efeito dos parâmetros T e υ, pode-se observar o gráfico na Figura 5.1, que mostra a influência da relação T/υ no valor de AT.

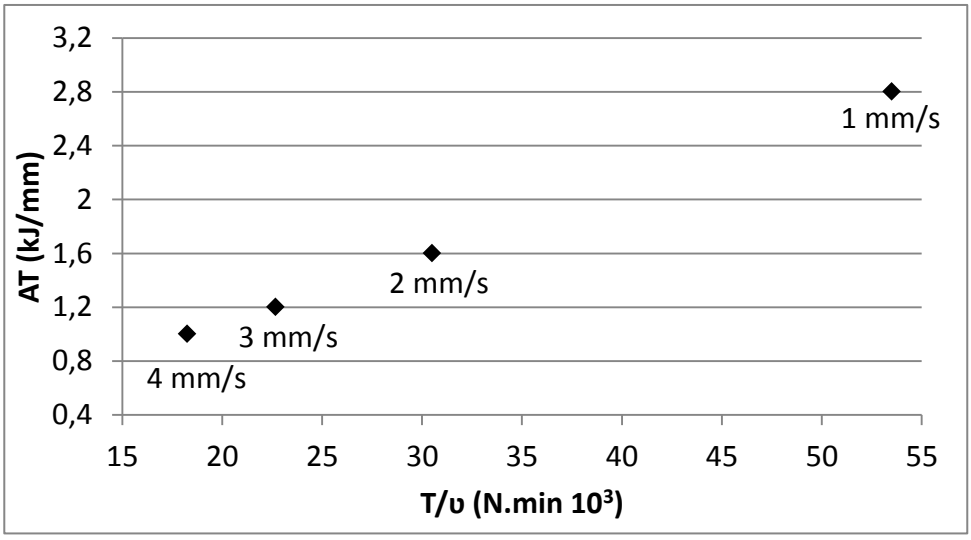

Figura 5.1 Influência da relação T/ υ no valor resultante de aporte térmico durante o processo de soldagem por FSW.

O aporte térmico calculado no sistema varia, neste caso, apenas pela influência da velocidade de avanço e do torque resultante do processo de soldagem por FSW. Observou-se que o aumento da velocidade de soldagem resultou no aumento do torque. Isso porque o aumento em υ durante o processo acarreta a redução do tempo durante o qual o material sofre fricção pela ação da ferramenta. Como resultado, as temperaturas atingidas pelo material são menores, o que torna mais difícil o seu arraste pela ferramenta em rotação e, como consequência, há o aumento do torque resultante.

Neste estudo, o aumento na velocidade entre 1 e 4 mm/s foi mais expressivo que o aumento concomitante no torque entre 53 e 73 N.m. Como resultado, a partir da relação T/υ proposta na Equação 5.2, ocorre a redução do AT com o aumento da velocidade de soldagem e do torque. Isso pode ser explicado pelo aumento de ambas as variáveis simultaneamente, com o aumento da velocidade sendo mais acentuado. Esta concorrência existente entre T e υ pode esclarecer o comportamento visualizado na Figura 5.1.

5.1 ANÁLISE DA HISTÓRIA TÉRMICA

A descrição do ciclo térmico na soldagem por FSW é complexa, especialmente pela dificuldade de se medir precisamente as temperaturas alcançadas sem que haja comprometimento dos termopares. Existe uma limitação física de medição na ZM, pois o processo de soldagem inevitavelmente levaria à destruição dos termopares. Assim, buscou-se uma distribuição otimizada dos termopares que pudesse pelo menos coletar dados para regiões adjacentes à ZM, evitando-se, assim, o comprometimento destes sensores.

As temperaturas envolvidas durante a soldagem de chapas de UNS S31803, com velocidades de avanço entre 1 e 3 mm/s, foram medidas com termopares ligados às chapas conforme o esquema da Figura 5.2. Essas medições possibilitaram observar os ciclos térmicos sofridos pelo material em locais muito próximos da linha central de cada junta, sendo apresentados na Figura 5.3 os perfis de temperaturas registrados.

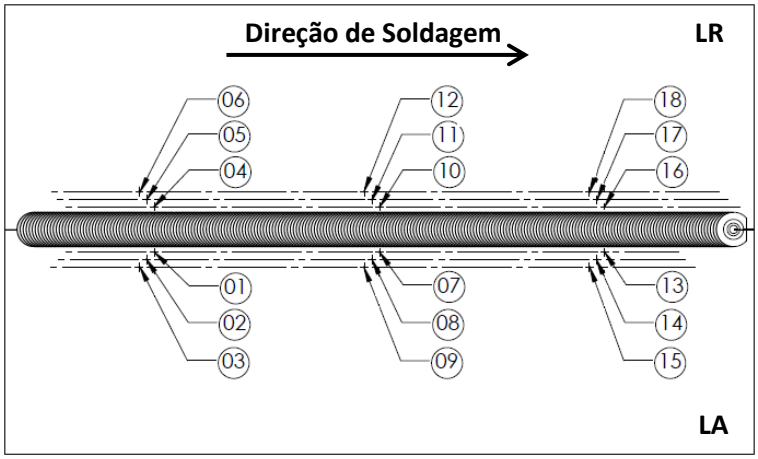

Figura 5.2 Configuração da distribuição dos termopares utilizada durante o processo de soldagem com a numeração dos termopares indicada nos círculos.

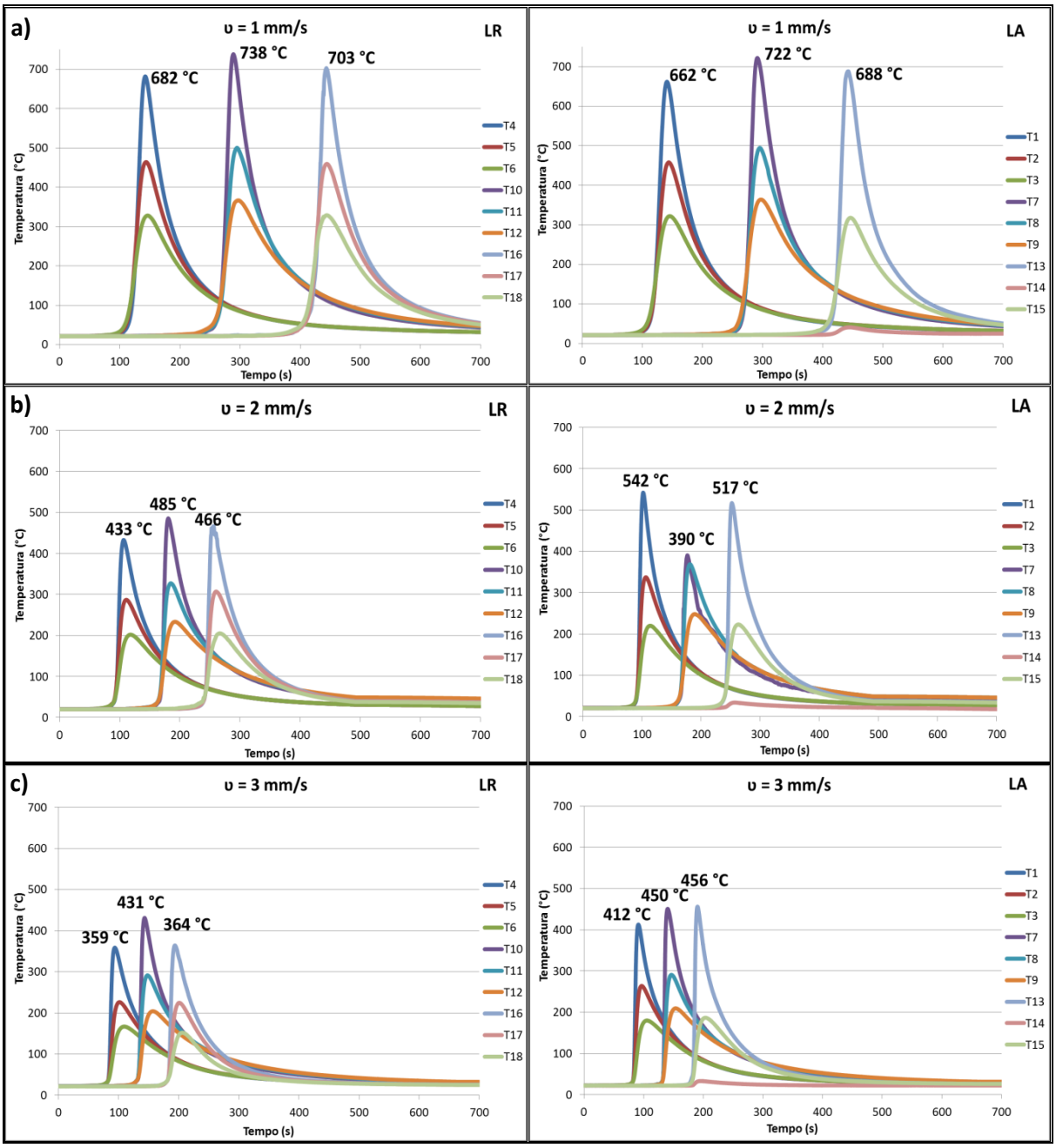

Figura 5.3 Ciclos térmicos registrados pelos termopares no LR e no LA das juntas soldadas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2 e c) 3 mm/s.

As medições apresentadas nos gráficos da Figura 5.3 revelaram uma acentuada elevação de temperatura com taxas de aquecimento e resfriamento também elevadas, que correspondem ao instante em que a ferramenta passa nas proximidades dos termopares. O termopar T14 na soldagem com as três velocidades de soldagem, e o termopar T7 com a velocidade de 2 mm/s foram danificados devido à passagem muito próxima da ferramenta,

prejudicando, assim, a medição. Essa danificação dos sensores explica as baixas temperaturas visualizadas nos gráficos para estes casos.

Houve um aumento dos picos de temperatura atingidos com a redução da velocidade de soldagem, conforme pode ser observado para o termopar T10 no gráfico da Figura 5.4. Esse comportamento ocorreu devido ao maior aporte térmico resultante, que gerou picos de temperatura que variaram entre 662 e 738ºC para os termopares acoplados às chapas soldadas com a menor velocidade, ou seja, 1 mm/s. Quanto menor a velocidade de soldagem, maior o tempo de exposição do material ao aquecimento por fricção da ferramenta, ocasionando as maiores temperaturas.

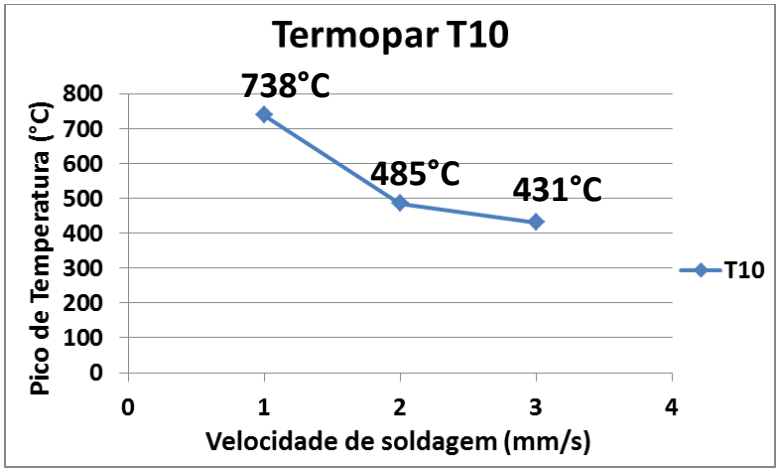

Figura 5.4 Gráfico dos picos de temperatura atingidos para cada velocidade de soldagem pelo termopar T10.

A comparação entre os perfis de temperaturas nos gráficos da Figura 5.3 revela um estreitamento dos ciclos térmicos registrados pelos termopares com o aumento da velocidade de soldagem, indicando uma diminuição do tempo total de exposição das juntas às elevadas temperaturas. Os ciclos térmicos medidos para as diferentes velocidades de soldagem expõem o material a temperaturas acima de 300 ºC, ou seja, na faixa de precipitação de intermetálicos, com tempos de exposição inferiores a 60 s. Seria prevista pelo diagrama de resfriamento contínuo da Figura 3.3, para o aço UNS S31803 (SAF 2205), a ausência de fases intermetálicas para estas condições de tempo e temperatura. Apesar dos tempos de exposição a temperaturas elevadas serem menores do que aqueles necessários para uma efetiva precipitação de intermetálicos, devem-se levar em consideração os altos graus de deformação impostos pelo processo de soldagem por FSW, que têm o potencial de acelerar a cinética

dessas reações de precipitação. Por isso, uma análise por MO e MEV detalhada foi realizada a fim de verificar a ocorrência ou não de precipitação.

Registros por termopares para a velocidade de avanço de 4 mm/s não foram realizados, pois defeitos macroscópicos foram observados nas juntas obtidas com este parâmetro, conforme será visto no capítulo 5.2.2, não sendo repetida essa condição de soldagem para medição de temperaturas.

Com a finalidade de se obter uma avaliação inicial da qualidade das soldas produzidas com os parâmetros estudados, foi proposta uma análise das amostras através de inspeção visual.

5.2 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

5.2.1 Inspeção Visual

Logo após a soldagem das chapas de UNS S31803, foi feita uma análise a olho nu das juntas soldadas para cada condição. A Figura 5.5 mostra, respectivamente, as imagens em vista de topo de trechos do centro das soldas FSW-PA-LB-1172, FSW-PA-LB-1170, FSW-PA-LB-1088 e FSW-PA-LB-1089.

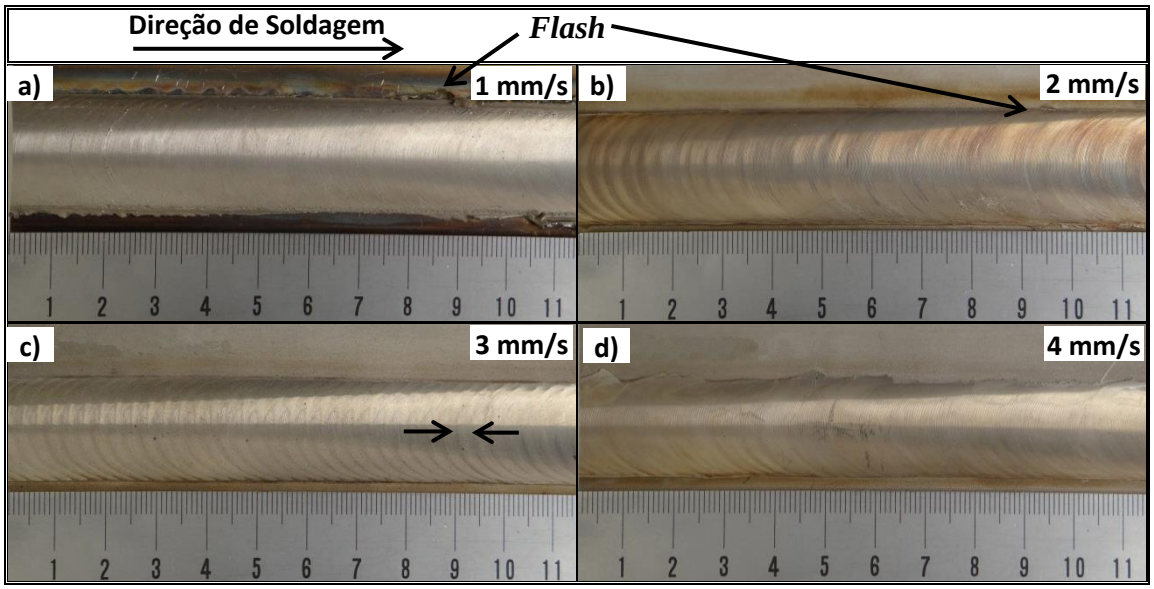

Figura 5.5 Vista de topo de trechos de juntas soldadas a partir das velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s.

As fotografias anteriores mostram trechos situados no centro das juntas soldadas, com comprimento de, aproximadamente, 460 mm. Para todas as soldas, foram verificadas a uniformidade e a ausência de defeitos superficiais macroscópicos ao longo da linha de soldagem. Uma comparação entre os aspectos das superfícies indicou o aumento do *revolution pitch* (υ/ω) com o aumento da velocidade de soldagem, que representa o espaçamento linear formado por uma revolução da ferramenta, gerando as marcas semicirculares visualizadas na superfície dos cordões de solda, conforme indicado na Figura 5.5.c. Como neste trabalho a velocidade de rotação foi mantida constante, este aumento pode estar relacionado com o aumento da velocidade de avanço, uma vez que em velocidades maiores a porção de material abrangida e movimentada a cada rotação da ferramenta é maior. Já numa mesma solda, na qual a velocidade de soldagem permaneceu constante, pode-se observar que o espaçamento não variou.

Há diferentes fatores que podem levar à formação excessiva de *flash*, como por exemplo, um comprimento de pino pequeno, que não se aproxima suficientemente da raiz e favorece uma maior penetração do ombro da ferramenta, resultando em expulsão de material da cavidade da solda. Adicionalmente, um fator que possivelmente contribui para maior geração de *flash* é uma velocidade de avanço baixa, que ocasiona aportes térmicos elevados e ocasiona um fluxo de material excessivo, facilitando sua ejeção. Grandes valores de força axial ou de velocidade de rotação são outros parâmetros que tendem a favorecer a expulsão de material, em decorrência de aportes térmicos também elevados. Como neste estudo o parâmetro de soldagem variado foi a velocidade de avanço, a redução desta velocidade ocasionou o aumento do aporte térmico, gerando um maior fluxo de material da cavidade da solda para a superfície do material, formando uma maior quantidade de *flash* na velocidade de 1 mm/s.

Notou-se que a velocidade de soldagem afeta a largura do cordão de solda, isto é, as soldas com larguras de 24, 22, 21 e 20 mm foram produzidas empregando-se as velocidades de soldagem de, respectivamente, 1, 2, 3 e 4 mm/s. A largura aumentou com a redução da velocidade de soldagem, o que pode ser explicado por maior tempo de exposição a elevadas temperaturas com esse parâmetro. Assim, um volume maior de material é aquecido e plastificado, sendo mais larga a região soldada.

Para verificar a qualidade macroestrutural da secção transversal das soldas, foram realizadas análises adicionais através de macrografias.

5.2.2 Macrografias

As macrografias obtidas em microscópio óptico apresentadas na Figura 5.6 mostram a secção transversal das soldas FSW-PA-LB-1086, FSW-PA-LB-1087, FSW-PA-LB-1088 e FSW-PA-LB-1089, obtidas com velocidades de soldagem de, respectivamente, 1, 2, 3 e 4 mm/s. Na Figura 5.6.a, estão indicados o lado de avanço (LA) e o lado de retrocesso (LR) da ferramenta, a zona de mistura (ZM) e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA). A Figura 5.7 é uma micrografia da fronteira entre a ZM e a ZTMA no LA de uma solda obtida com velocidade de soldagem de 4 mm/s.

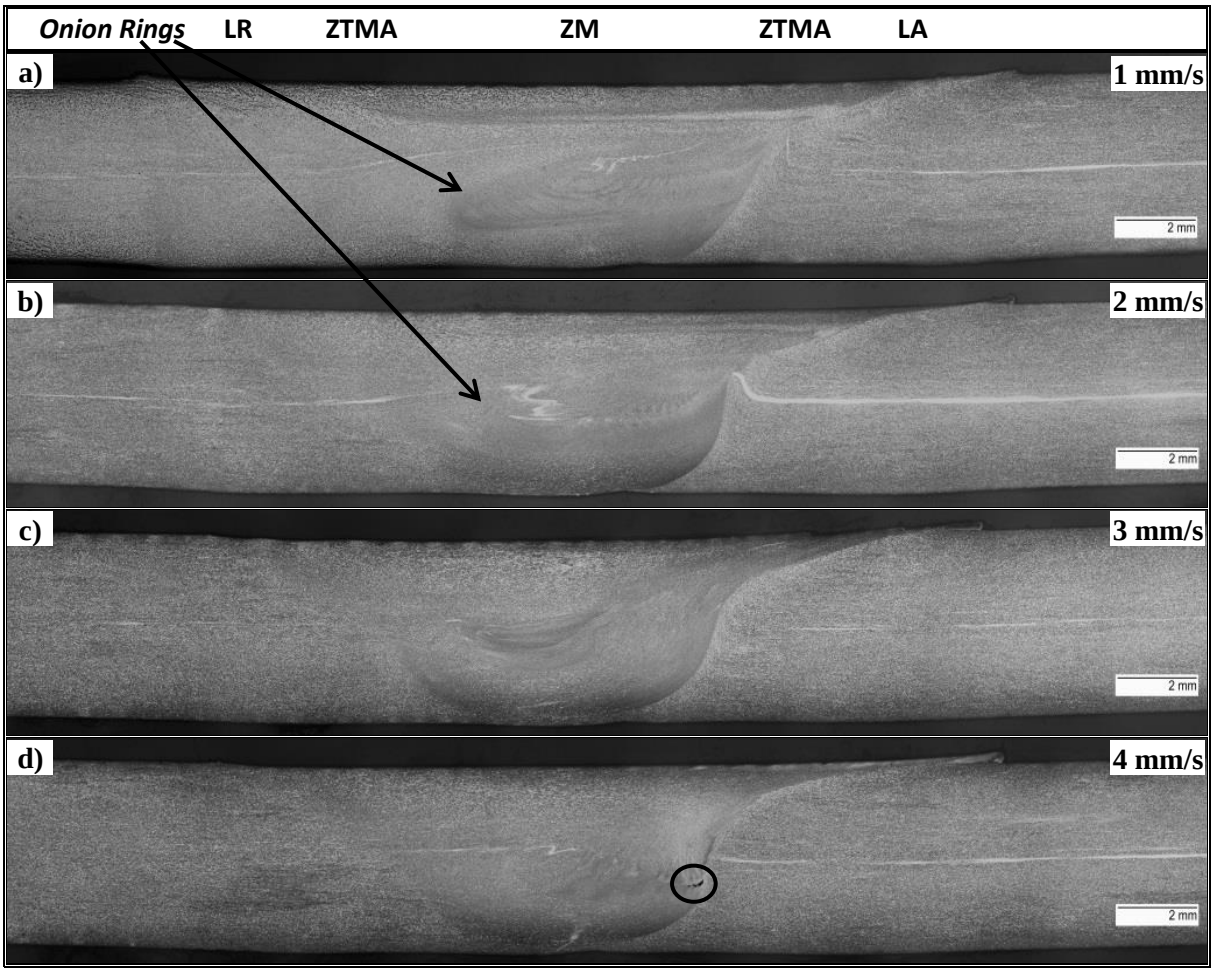

Figura 5.6 Macrografias em secção transversal das soldas produzidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s, sendo indicada a presença de defeitos na fronteira entre ZM e ZTMA no LA para a velocidade de 4 mm/s. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

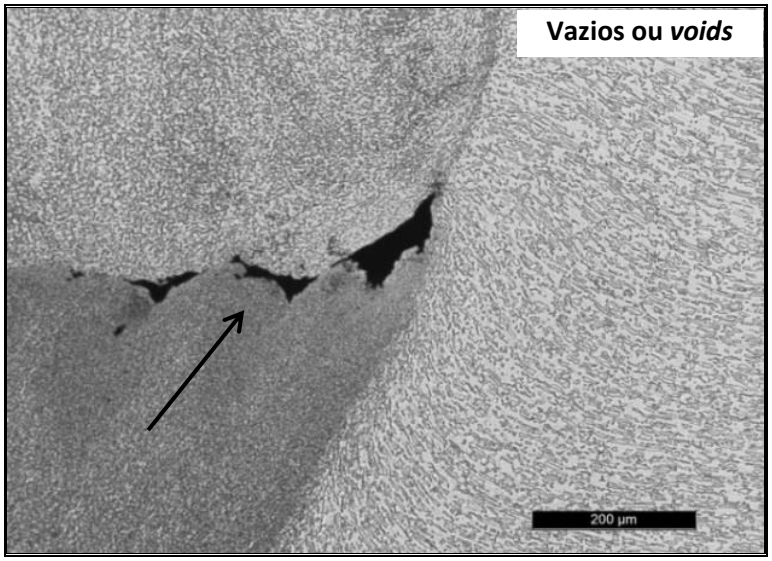

Figura 5.7 Micrografia da fronteira entre ZM e ZTMA no LA da solda obtida com 4 mm/s, sendo indicados defeitos do tipo vazios ou *voids*. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

As imagens apresentadas na Figura 5.6 mostram soldas com mistura homogênea do material para velocidades de avanço entre 1 e 3 mm/s (ver Figuras 5.6.a-c). Os aportes térmicos relacionados a estas velocidades de soldagem se mostraram adequados para a consolidação das soldas. A junta soldada com velocidade de 4 mm/s apresentou defeitos volumétricos do tipo vazios, também conhecidos como *voids*, na fronteira de ligação entre a ZM e a ZTMA do LA, observados após um corte transversal. A Figura 5.6.d ressalta a região dos defeitos, apresentada em detalhe na micrografia da Figura 5.7.

Arbegast (2008) explica que condições frias durante a soldagem, ou seja, parâmetros de soldagem que resultem em aportes térmicos muito baixos geram um fluxo de material insuficiente para a consolidação da solda. O resultado são defeitos como os observados neste trabalho para a velocidade de soldagem de 4 mm/s, em que há falta de preenchimento no lado de avanço.

A rotação da ferramenta gera uma distribuição de calor não uniforme, de tal forma que a porção de material que está logo a sua frente atinge maior temperatura. Quando este material entra em rotação pela ação da ferramenta, este é movimentado em direção ao LR. Dependendo da geometria e do ângulo de inclinação da ferramenta, uma parte deste material pode ser expulsa como *flash* e outra parte segue o movimento até alcançar o LA. Quando esta porção de material atinge o LA, já se encontra a temperaturas menores do que a porção de material que agora está em contato direto com a ferramenta.

A diferença de temperatura destas duas porções de material determinará se a união será efetiva ou não. Se a diferença de temperatura for baixa, ela poderá resultar em uma união efetiva de material nesta região. Se a diferença de temperatura for alta, podem ocorrer vazios no lado de avanço das soldas, comprometendo a qualidade da junta. A diferença de temperatura se torna mais crítica quando a velocidade de soldagem é elevada, pois essa condição pode gerar um aporte térmico insuficiente para que o material sofra o movimento de rotação e atinja o lado de avanço a uma temperatura adequada, ou seja, próxima à temperatura encontrada nessa região.

Com o aumento da velocidade de soldagem de 1 para 4 mm/s, o aporte térmico decresceu até um limite a partir do qual o calor gerado pela fricção entre a ferramenta e as chapas pode não ter sido suficiente para permitir um fluxo apropriado de material. O tipo de defeito detalhado na Figura 5.7 pode ter sido consequência deste fenômeno, em que o fluxo inadequado de material não permitiu a consolidação da solda.

Uma solução para este tipo de defeito pode ser o aumento da força axial, de modo a compensar a elevada velocidade de soldagem e, dessa forma, gerar maior quantidade de calor por fricção, melhorando o fluxo de material. Além disso, o aumento desta força pode melhorar o contato do ombro da ferramenta com o material e aumentar a pressão exercida, garantindo o seu melhor confinamento na cavidade da solda e prevenindo formação de *flash*.

Na Figura 5.6, pode-se observar a presença de *onion rings* no centro da ZM na secção transversal das juntas soldadas, que são linhas de fluxo de material em forma de anéis tipicamente encontradas em soldas por FSW, cuja formação foi descrita por Kumar *et al.* (2008). O aspecto em forma de anéis pode ser explicado pelo movimento de rotação do material camada por camada ao redor do pino da ferramenta, reproduzindo os relevos do seu perfil. Além disso, o material plastificado logo à frente da ferramenta é rotacionado e atinge o lado de retrocesso. Ao atingir esta região, a presença do material de base mais frio barra a movimentação do material plastificado, tendendo a forçar a sua saída da cavidade da solda. A expulsão é restringida pelo ombro da ferramenta, que impõe ao material o percurso de rotação completo até atingir o lado de avanço. Este material, que conservou as marcas do movimento de rotação em camadas, encontra com o material no lado de avanço ainda devido à restrição do ombro, formando o aspecto em anéis, também denominado de *onion rings*. Kumar *et al.* (2008) propõem que o material governado pelo ombro é movimentado a partir do lado de retrocesso e forjado contra o material no lado de avanço, promovendo a união dos materiais nessa região.

5.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

5.3.1 Micrografias

A avaliação das características microestruturais da solda é fundamental para prever, por exemplo, o desempenho do material soldado quanto a sua resistência mecânica ou resistência à corrosão. A solda obtida por FSW apresenta zonas que sofrem diferentes influências pela fricção entre a ferramenta e o material. Micrografias obtidas por microscopia óptica podem revelar as modificações ocorridas na microestrutura e auxiliar na observação e interpretação destes comportamentos.

No lado de avanço da junta, a variação microestrutural decorrente do processo costuma ser evidente. As regiões destacadas por quadros vermelhos na macrografia da Figura 5.8 estão apresentadas nas micrografias da Figura 5.9, mostrando, respectivamente, a ZM, a ZTMA e o MB no LA da solda FSW-PA-LB-1172 produzida com velocidade de soldagem de 1 mm/s.

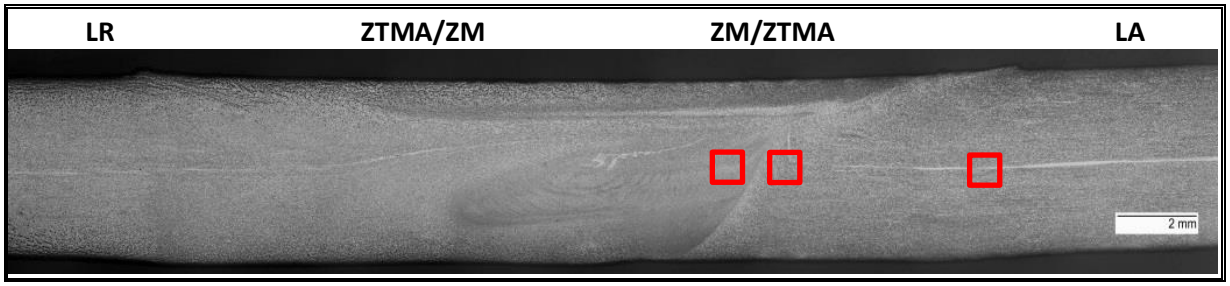

Figura 5.8 Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM, a ZTMA e o MB no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

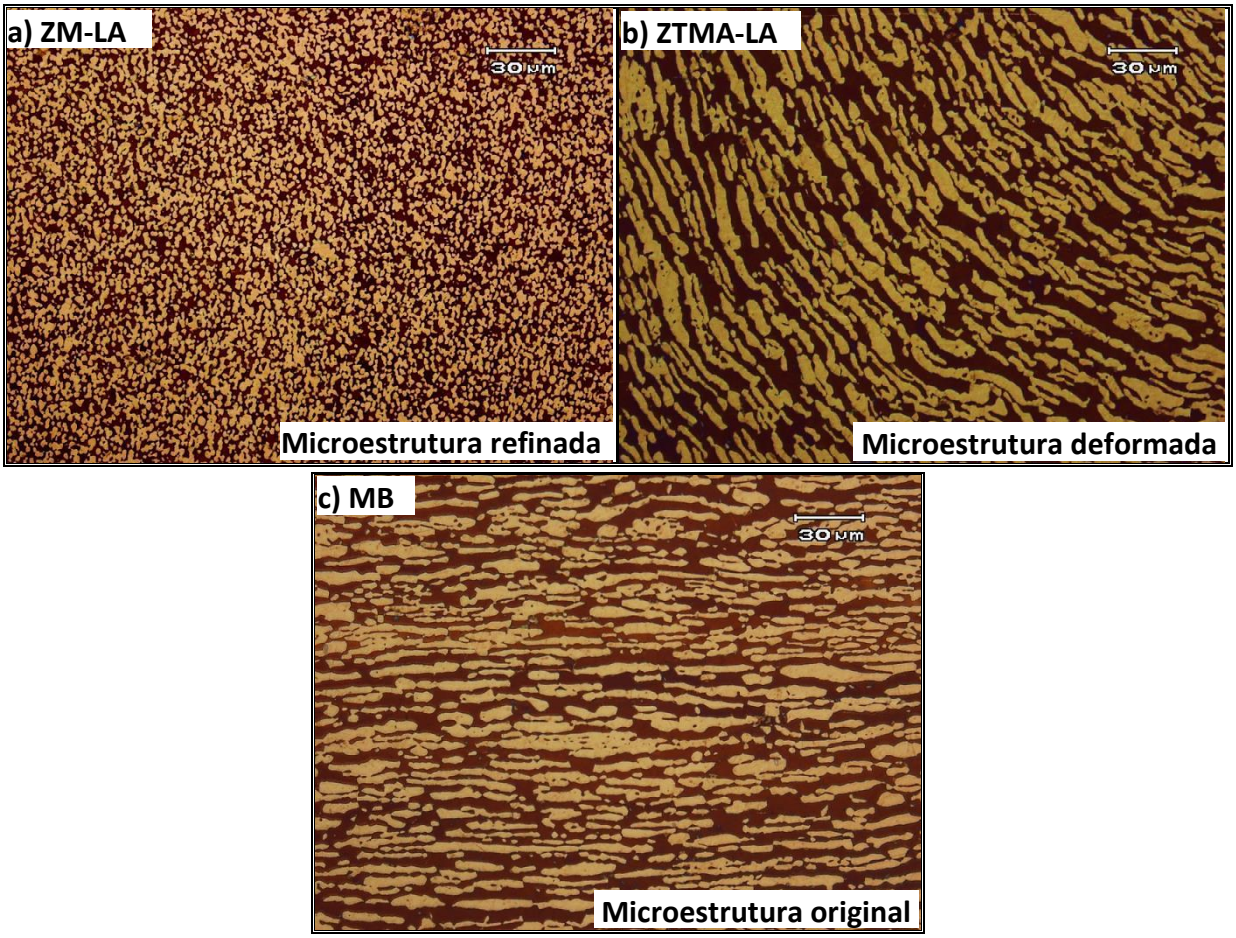

Figura 5.9 Micrografias do LA de uma solda obtida com 1 mm/s, sendo mostradas em a), b), e c), respectivamente, a ZM, a ZTMA e o MB. Ataque químico com *Behara* modificado.

O MB apresenta uma microestrutura típica de um aço inoxidável dúplex laminado, formada por ilhas de austenita, intercaladas com uma matriz ferrítica, de acordo com a Figura 5.9.c. O ataque químico ocorre de forma a deixar a ferrita em tonalidade escura, enquanto a fase austenita aparece em tonalidade clara, com os contornos de grão bem definidos. A Figura 5.9.a mostra a microestrutura refinada e misturada da ZM, resultante dos fenômenos de aquecimento, deformação e mistura mecânica envolvidos na soldagem por FSW.

A ZTMA é a zona termomecanicamente afetada, que apresenta modificações microestruturais resultantes das temperaturas e da ação mecânica da ferramenta. Os níveis de deformação e temperatura são menores que na ZM sendo, portanto, os fenômenos de recuperação e recristalização menos intensos. Como consequência, a microestrutura deformada na Figura 5.9.b não é tão refinada quanto na ZM, sendo mais semelhante ao MB. A ZTMA se difere das demais zonas pela deformação mecânica sofrida na microestrutura em

função do fluxo do material, pois este seguiu um escoamento natural devido à rotação e ao avanço da ferramenta ao longo da junta.

A modificação microestrutural ocorrida nas juntas soldadas no LR e no LA da ferramenta não é a mesma devido à ação assimétrica da ferramenta sobre o material. Esta diferença se torna evidente na observação das regiões de fronteira entre a ZM e a ZTMA em ambos os lados da secção transversal das soldas. Micrografias revelam a assimetria destas regiões, destacadas na macrografia da Figura 5.10, com aumentos das fronteiras do LR na Figura 5.11.a e do LA na Figura 5.11.b.

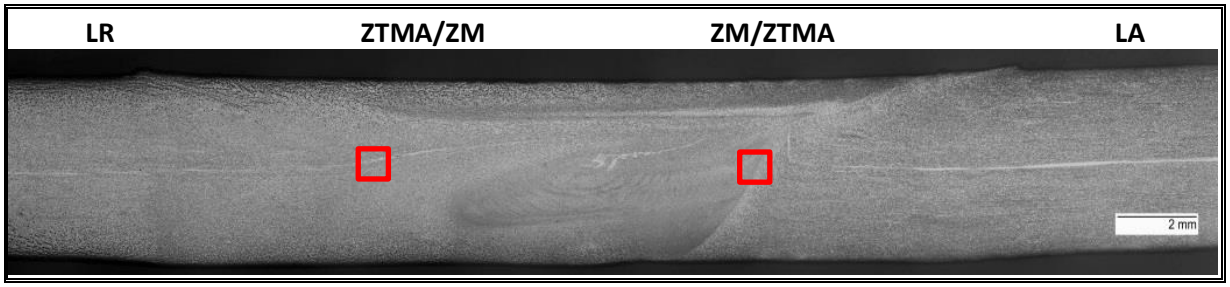

Figura 5.10 Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a fronteira entre a ZM e a ZTMA no LR e no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

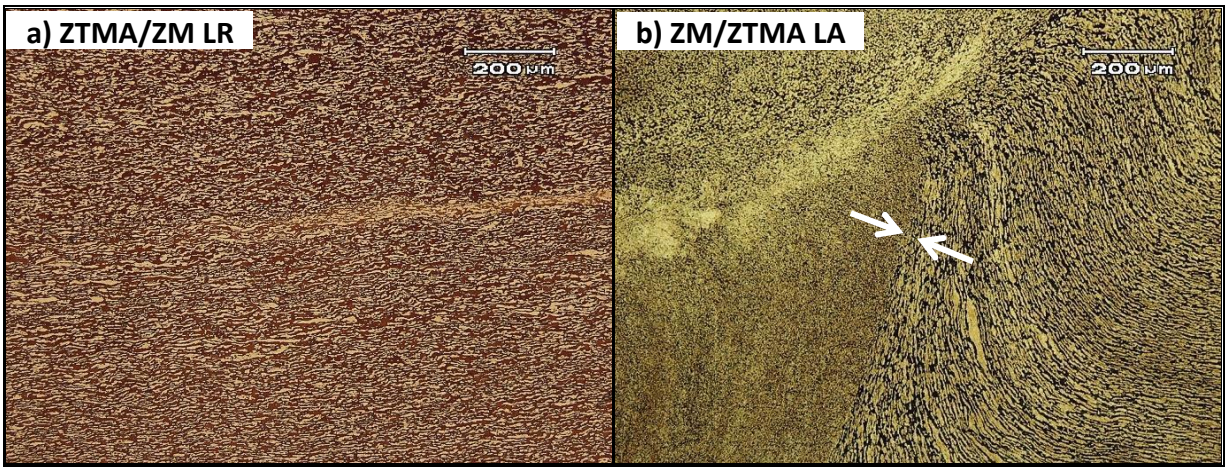

Figura 5.11 Imagens das regiões de interface entre a ZM e a ZTMA no LR e no LA de solda obtida com velocidade de 1 mm/s, respectivamente apresentadas em a) e b). Ataque químico com Behara modificado.

Na macrografia apresentada na Figura 5.10, é possível visualizar a assimetria das zonas em relação à linha central da solda, que pode ser resultado da combinação dos movimentos de rotação e de avanço da ferramenta.

O movimento existente no LR ocorre de modo a não demarcar uma fronteira entre a ZM e a ZTMA, como mostra a Figura 5.11.a. A porção de material visualizada no LR da junta soldada participou da plastificação devido ao aquecimento e à deformação gerados pela passagem da ferramenta, entretanto não seguiu em rotação com a ferramenta até o LA, não sofrendo assim níveis de deformação tão severos. Isso pode explicar a gradual transição da microestrutura com aspecto deformado que ainda se assemelha com o MB.

A micrografia da Figura 5.11.b mostra a microestrutura no lado de avanço (LA) que resultou do movimento completo sofrido pelo material desde a frente da ferramenta, onde a sua plastificação começou a ocorrer, até atingir o LA. Os elevados níveis de deformação e as elevadas temperaturas ocasionaram um refinamento acentuado deste material que, ao se unir ao material vizinho na ZTMA composto por grãos alongados, deixou a interface entre as zonas bem delimitada, conforme salientado na Figura 5.11.b.

Em todas as velocidades de soldagem empregadas, observou-se uma interface bem demarcada entre ZM e ZTMA no LA, diferente da mesma região no LR, onde é difícil a identificação da fronteira entre as zonas.

É importante caracterizar as variações na ZM desde o LR até o LA, nas regiões demarcadas na Figura 5.12, sendo as micrografias da solda FSW-PA-LB-1089, produzidas com uma velocidade de avanço de 4 mm/s, apresentadas na Figura 5.13. As regiões de topo, centro e raiz da ZM da solda FSW-PA-LB-1171, produzida com 3 mm/s, cujas posições na secção transversal da amostra são indicadas na Figura 5.14, podem ser observadas nas micrografias da Figura 5.15.

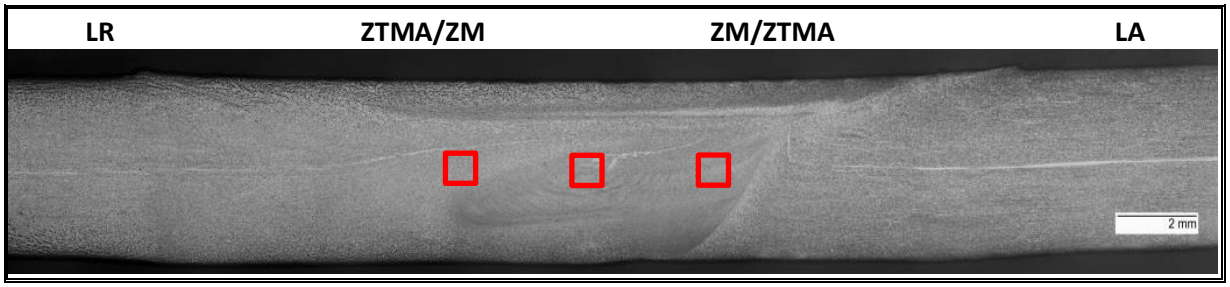

Figura 5.12 Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM no LR, no centro e no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

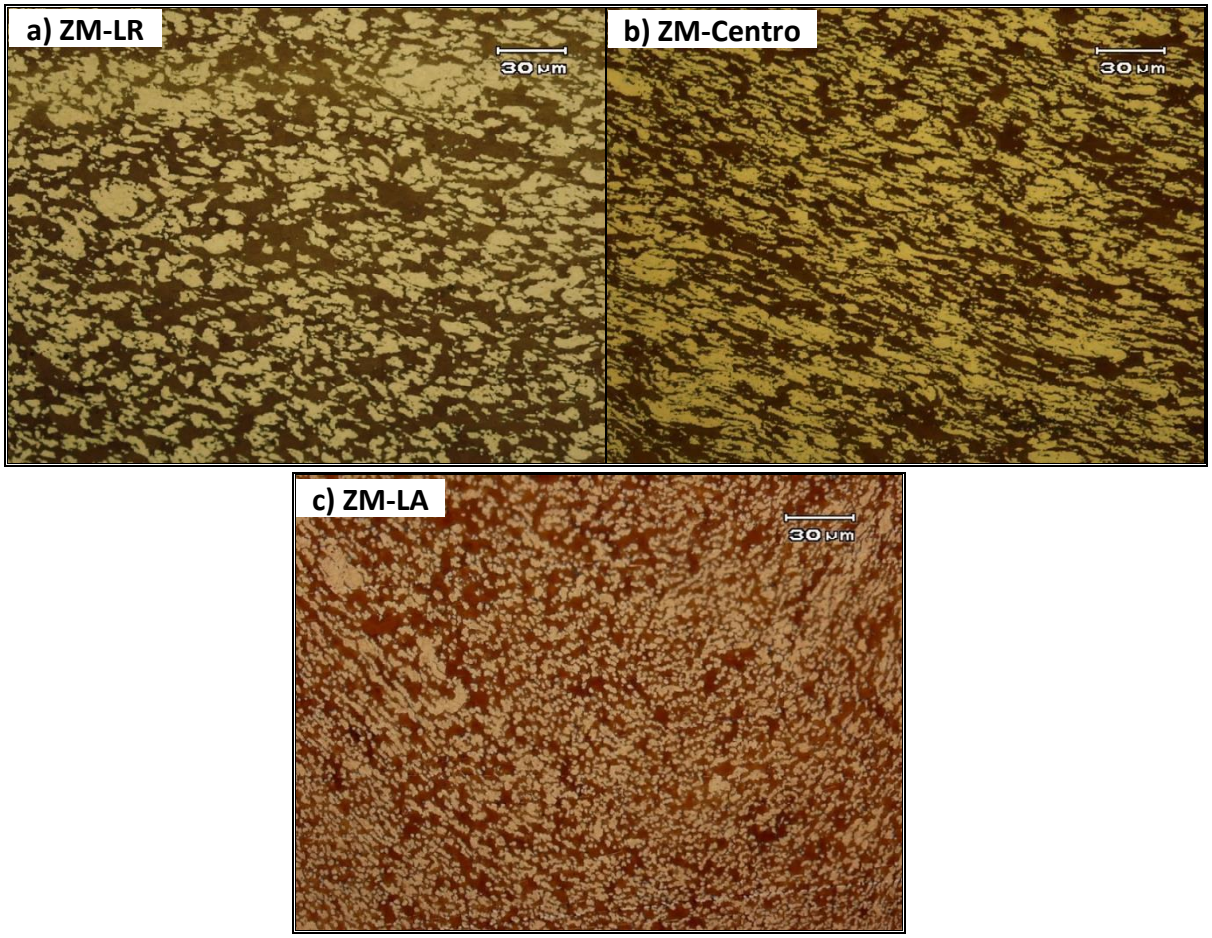

Figura 5.13 Micrografias da ZM no LR, centro e LA de uma solda obtida com 4 mm/s, apresentadas em a), b) e c), respectivamente. Ataque químico com Behara modificado.

De modo geral, as micrografias no LR, centro e LA da ZM indicam um refino de grão da estrutura bifásica, que pode ser consequência da recristalização dinâmica que ocorre nesta zona durante o processo de soldagem por FSW. Segundo Theodoro (2013), a recristalização é considerada dinâmica neste caso, porque o material é exposto a temperaturas elevadas e, ao mesmo tempo, sofre deformação plástica pela ação da ferramenta. A energia proveniente da deformação é somada à energia térmica, o que contribui para que a recristalização ocorra mais rapidamente. Dessa forma, são necessárias temperaturas menores para que se inicie o processo de substituição dos grãos deformados por novos grãos não deformados, resultando nessa microestrutura refinada característica da ZM de juntas soldadas por FSW.

De acordo com a Figura 5.13.c, observa-se uma morfologia equiaxial de ferrita e austenita, que está associada ao refino microestrutural mais intenso no LA da ZM. Esse comportamento é decorrência do movimento assimétrico de material durante a soldagem que causa gradientes de deformação e temperatura nesta zona. A fricção pela passagem da

ferramenta gerou um arraste do material que se encontra logo a sua frente, ocasionando a plastificação e forçando a entrada deste material no movimento rotacional. A porção de material que acompanhou o percurso completo da rotação, passando pelo LR e alcançando o LA, experimentou os maiores níveis de deformação no processo. Portanto, esta condição de deformação pode justificar o refino microestrutural mais evidente no LA.

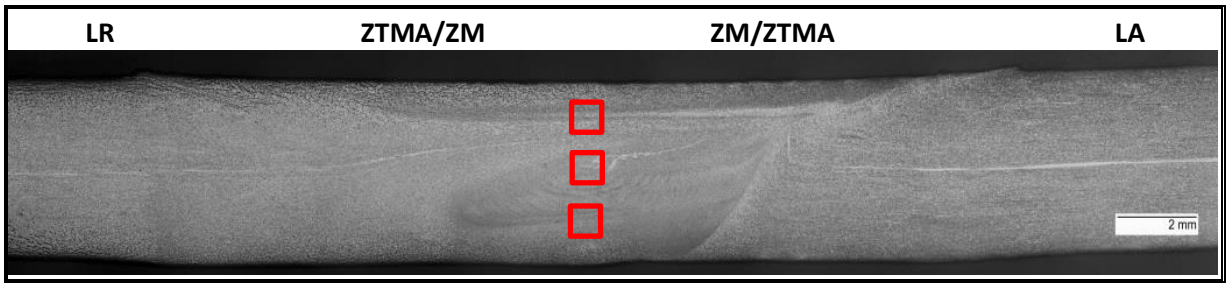

Figura 5.14 Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacadas a ZM no topo, centro e raiz. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

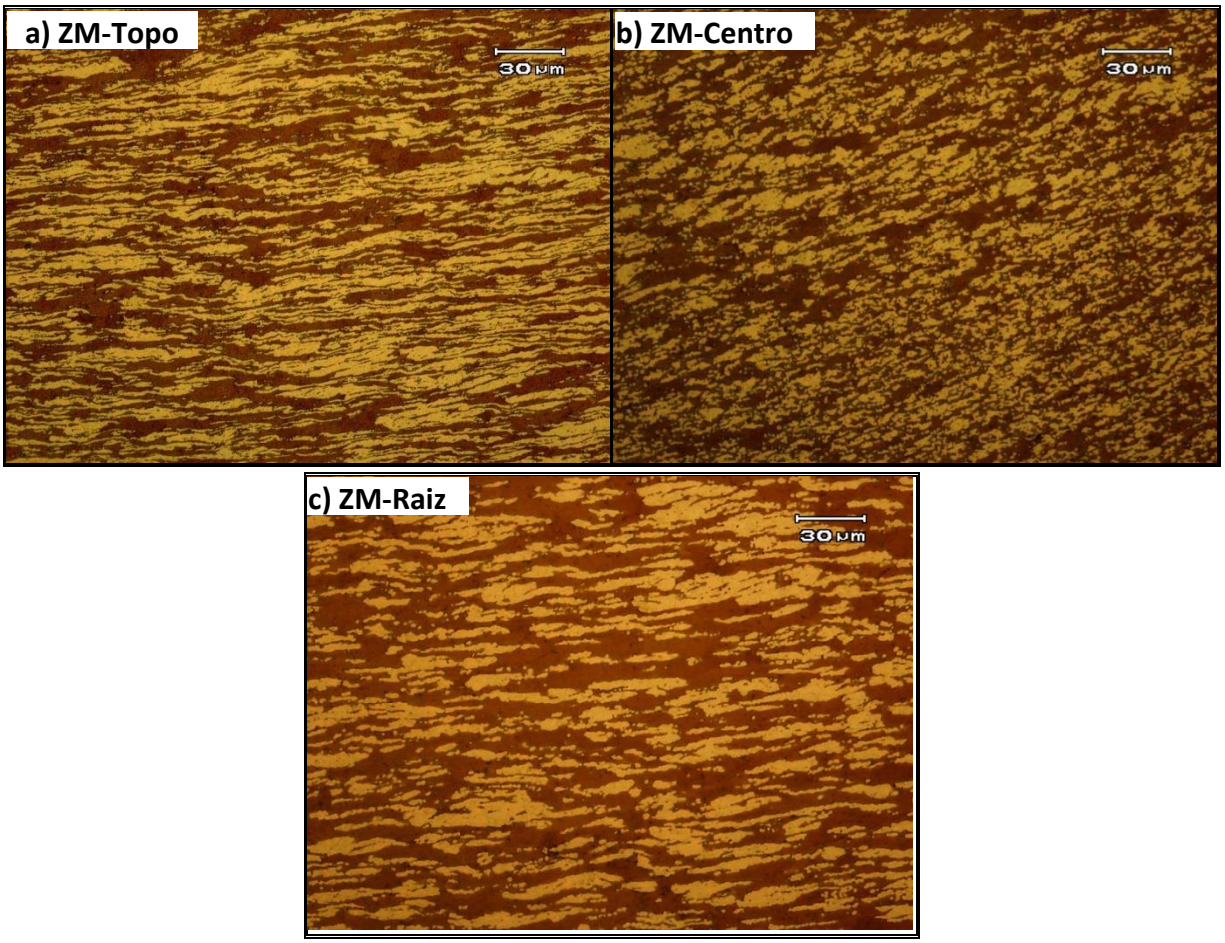

Figura 5.15 Micrografias da ZM no topo, centro e raiz de uma solda obtida com 3 mm/s, sendo mostradas, respectivamente, em a), b) e c). Ataque químico com Behara modificado.

A Figura 5.15 mostra a modificação microestrutural ocorrida na ZM no topo, no centro e na raiz, indicando uma microestrutura refinada, porém mantendo o aspecto das ilhas de austenita alinhadas na matriz ferrítica. Esse resultado pode ser explicado pelo fato de que a porção de material adjacente à ferramenta percorreu um caminho menor durante o movimento de rotação causado pela ferramenta, sofrendo menor deformação durante a mistura do que, por exemplo, o material da ZM no LA.

O comportamento observado nas micrografias das Figuras 5.9, 5.11, 5.13 e 5.15 é representativo para as soldas obtidas com as diferentes velocidades de soldagem empregadas.

Face ao grande refino de grão já observado na ZM no LA, é importante compreender a influência das velocidades de avanço da ferramenta nesta modificação microestrutural. As micrografias da Figura 5.17 mostram a ZM no LA das soldas produzidas com velocidades de avanço de 1, 2, 3 e 4 mm/s, cuja localidade na secção transversal das amostras é destacada na Figura 5.16.

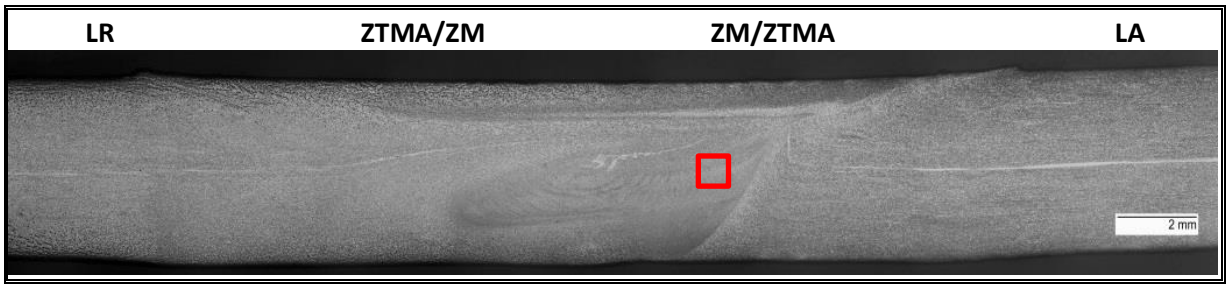

Figura 5.16 Macrografia da secção transversal de uma solda obtida por FSW, sendo destacada a ZM no LA. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

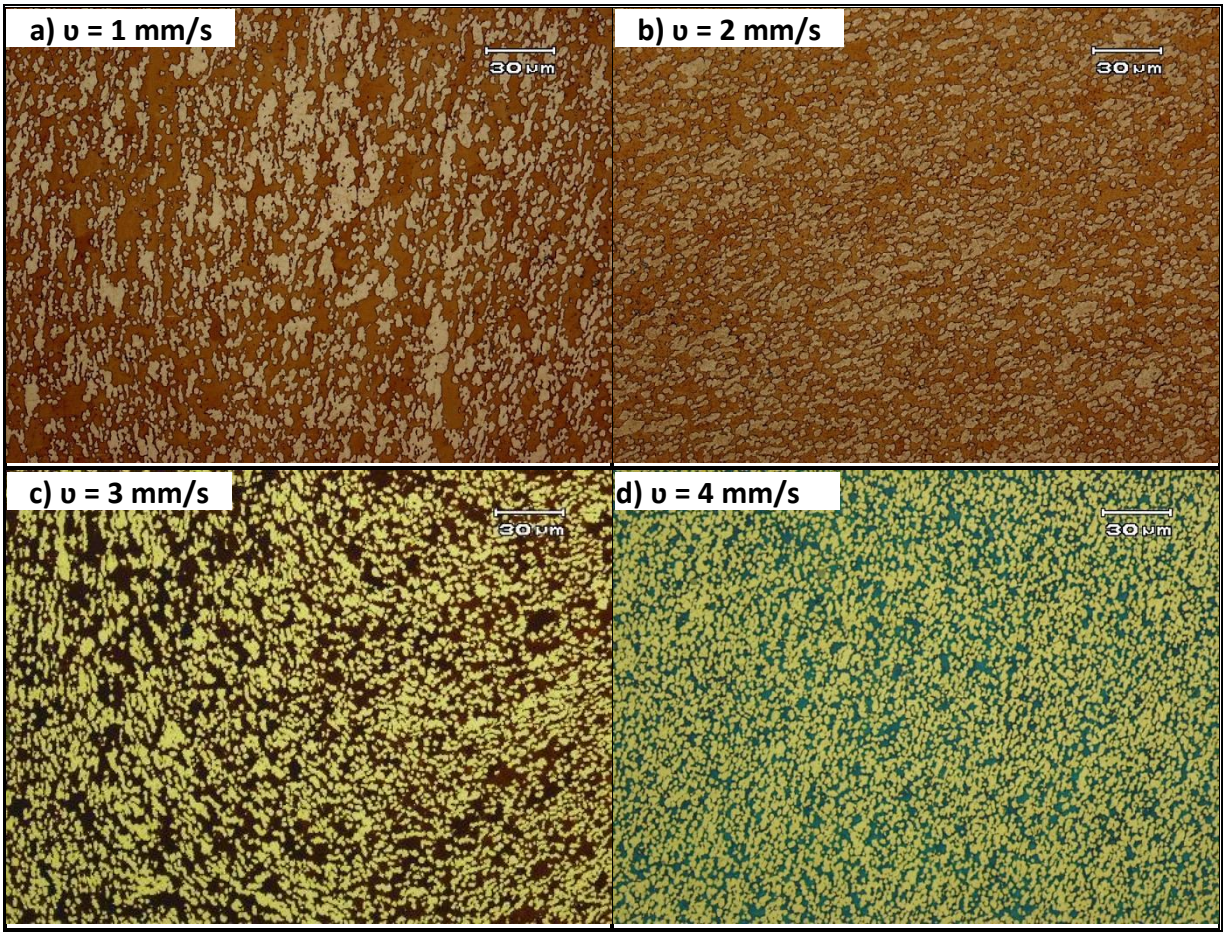

Figura 5.17 Micrografias da ZM no LA de soldas obtidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s. Ataque químico com Behara modificado.

A zona de mistura no LA é caracterizada pelo refino microestrutural mais expressivo da junta soldada. A comparação entre as micrografias na Figura 5.17 indica um maior refino de grão com o aumento da velocidade de soldagem entre 1 e 4 mm/s. Velocidades maiores geram menores aportes térmicos, como mostra a Tabela 5.2, resultando em temperaturas menores (ver Figura 5.3). A relação observada de aumento do refino microestrutural com a redução de temperaturas do processo pode ser explicada pelo fenômeno de recristalização, que de acordo com Theodoro (2013) ocorre em duas etapas dependendo da temperatura e do tempo de exposição do material.

A primeira etapa é a recristalização primária, que envolve a nucleação de novos grãos, principalmente nos contornos dos grãos deformados. A segunda etapa é a recristalização secundária, que resulta no crescimento dos grãos já nucleados. No caso das juntas soldadas, a recristalização é ativada pela temperatura de soldagem e pela deformação plástica que o material sofreu. Dessa forma, a redução de temperaturas com o aumento da velocidade de

soldagem pode ter minimizado a ocorrência de recristalização secundária e o crescimento de grão, explicando a microestrutura tão refinada observada na Figura 5.17.d.

5.3.2 Mapas de Fases por EBSD

A técnica de difração por elétrons retroespalhados (EBSD) permite identificar de forma precisa as fases presentes no material e seus percentuais, sendo assim uma excelente técnica na determinação do percentual de ferrita (α) e austenita (γ) nas diferentes zonas das soldas. A Figura 5.18 indica as regiões ao longo da linha horizontal mediana na secção transversal das amostras de soldas que foram analisadas por EBSD.

A Figura 5.19 apresenta os mapas de fases obtidos por EBSD para uma junta soldada com velocidade de 1 mm/s, nas respectivas regiões marcadas na Figura 5.18, sendo visualizado em “a” a ZM no LR, em “b” a ZM no centro, em “c” a ZM no LA, em “d” a ZTMA no LA, e em “e” o MB. Nos mapas de fases, a ferrita é visualizada em cor verde, enquanto a austenita apresenta cor vermelha. O gráfico da Figura 5.20 apresenta os percentuais em volume de ferrita medidos pela técnica de EBSD para as diferentes zonas e velocidades de soldagem, sendo o restante dos 100% calculados como fase austenita.

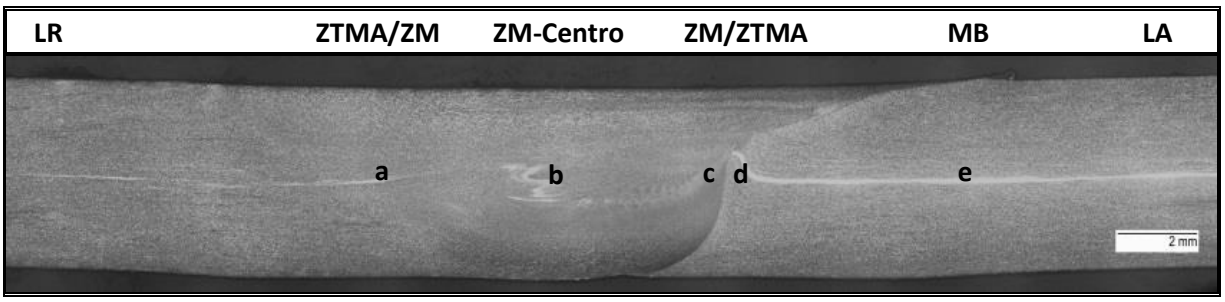

Figura 5.18 Macrografia da secção transversal de uma solda, salientando as regiões analisadas por EBSD. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

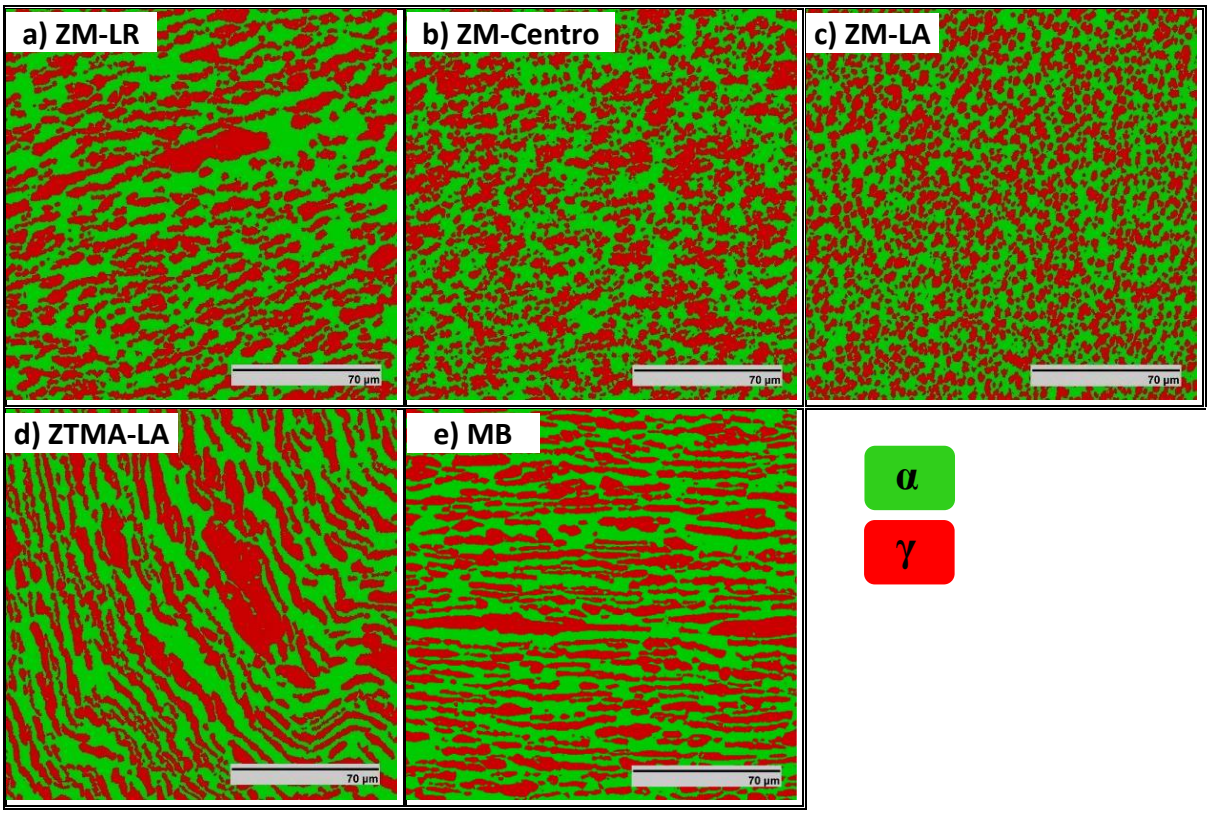

Figura 5.19 Mapas de fases obtidos por EBSD para as diferentes regiões de uma junta obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, sendo em a) ZM no LR, b) ZM no centro, c) ZM no LA, d) ZTMA no LA, e e) MB.

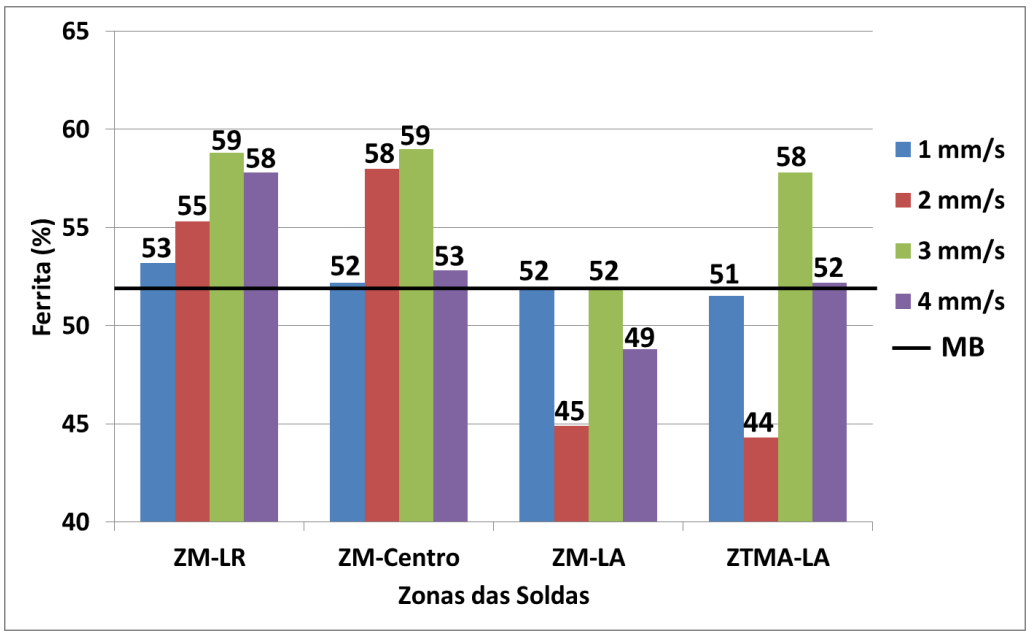

Figura 5.20 Percentuais de ferrita obtidos por EBSD para as diferentes zonas e velocidades de soldagem.

Os mapas de fases destacam por diferença de cor as fases presentes nas zonas, sendo visualizadas as ilhas de austenita em matriz ferrítica. As porcentagens das fases ferrita e austenita na ZM, ZTMA e no MB foram calculadas com auxílio do software OIM®, com os resultados apresentados na Figura 5.20, sendo a linha do gráfico o percentual de α no material de base. Nesta análise, mostrou-se que, nas diferentes regiões das soldas para as velocidades de soldagem entre 1 e 4 mm/s empregadas, foram mantidos percentuais de ferrita entre 44 e 59%. Embora seja observado um aumento geral da fração de ferrita, este valor ainda está dentro do aceitável em procedimentos que orientam boas práticas de soldagem, como, por exemplo, na soldagem a arco conforme reportado por Karlsson (2011).

A distribuição da fração de ferrita para as várias regiões das juntas soldadas apresentada na Figura 5.20 não foi homogênea, podendo ser justificada pela assimetria de fluxo de material gerada pelo processo de FSW, com gradientes de deformação e taxas de deformação heterogêneas no material da junta soldada.

5.3.3 Espaçamento Interaustenítico

Os valores de espaçamento interaustenítico foram calculados para as soldas obtidas com as diferentes velocidades de soldagem, para a ZM no LR e no LA, e para o MB. Neste cálculo, utilizou-se análise de imagens para combinar a micrografia em preto e banco de cada região de interesse com uma imagem contendo linhas pretas, conforme exemplificado na Figura 5.21. Estas linhas, no caso do material de base, foram desenhadas perpendiculares à direção de laminação. Já para a zona de mistura, que sofreu um processamento devido à soldagem e não apresenta direção preferencial na sua microestrutura, foram empregadas linhas em direções variadas. Essa combinação entre as micrografias e as imagens com linhas permitiu obter o comprimento médio dos trechos destas linhas que cortam as lamelas de ferrita em cada imagem, ou seja, o espaçamento médio entre as ilhas de austenita. Os valores encontrados para cada região podem ser vistos na Tabela 5.3.

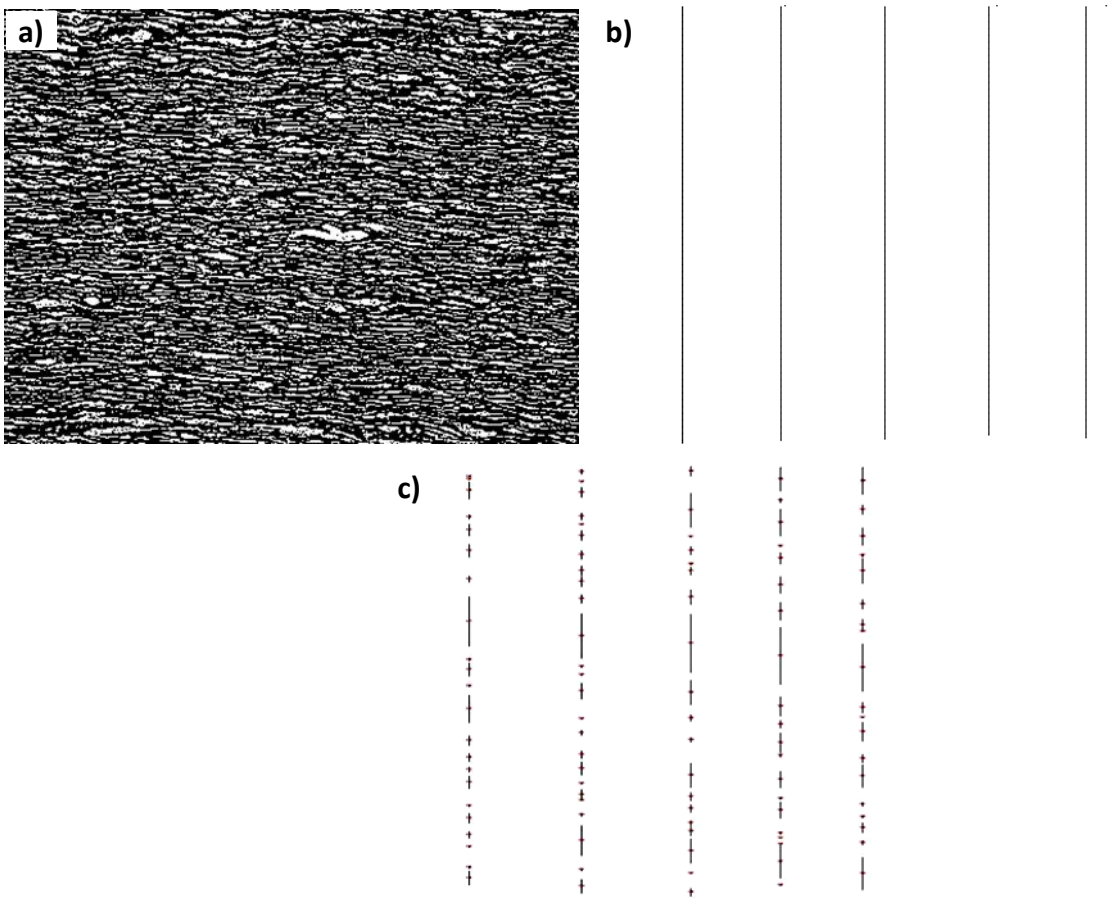

Figura 5.21 Exemplo de imagens utilizadas durante o cálculo do espaçamento interaustenítico, sendo apresentadas em a) micrografia em preto e branco do MB; b) imagem com linhas pretas perpendiculares à direção de laminação vista no MB; e c) trechos das linhas pretas que cortam as lamelas de ferrita, cujos comprimentos fornecem o espaçamento médio interaustenítico na micrografia.

Tabela 5.3 Espaçamento interaustenítico da ZM no LR e no LA de soldas obtidas com as velocidades de soldagem entre 1 e 4 mm/s, e do MB.

Velocidade de Soldagem (mm/s)	**Espaçamento Interaustenítico (µm)**	
	ZM-LR	**ZM-LA**
1	3,61	2,18
2	4,13	2,17
3	3,31	2,85
4	2,65	2,08
MB	**2,88**	

O material de base e as soldas produzidas com as velocidades entre 1 e 4 mm/s apresentaram valores de espaçamento interaustenítico entre 2,08 e 4,13 µm, estando abaixo do limite máximo de 30 µm estabelecido pela recomendação prática DNV-RP-F112. Os valores baixos de espaçamento interaustenítico na junta soldada, são considerados benéficos, pois essa condição pode dificultar a propagação de trincas no material durante a sua aplicação.

De acordo com a explicação na recomendação da DNV, as trincas geralmente se propagam em linha reta através de clivagem na fase ferrita. A propagação pode ser restringida ao atingir a fase austenita pelo efeito de cegamento da ponta da trinca, dependendo do seu tamanho e do nível de tensão imposto ao material em serviço. Dessa forma, uma técnica de fabricação que diminua ou mantenha o espaçamento interaustenítico num valor baixo pode melhorar a resistência do material à propagação de trincas, pois assim é reduzido o caminho livre para que a propagação ocorra pela ferrita.

5.3.4 Caracterização de Fases Intermetálicas

Os ciclos térmicos sofridos pelo material durante o processo de FSW podem propiciar a nucleação de fases intermetálicas. A identificação dos locais onde as fases nucleiam e crescem pode auxiliar no entendimento do processo e da influência de parâmetros de soldagem nessa precipitação.

Micrografias da ZTMA no LA de uma solda obtida com velocidade de avanço de 1 mm/s são apresentadas na Figura 5.22, com estrutura bifásica de ferrita (α) e austenita (γ), sendo indicados nas imagens os locais de nucleação e os percentuais calculados para as possíveis fases intermetálicas observadas. Imagens de MEV com detalhamento desta zona da solda podem ser observadas na Figura 5.23.

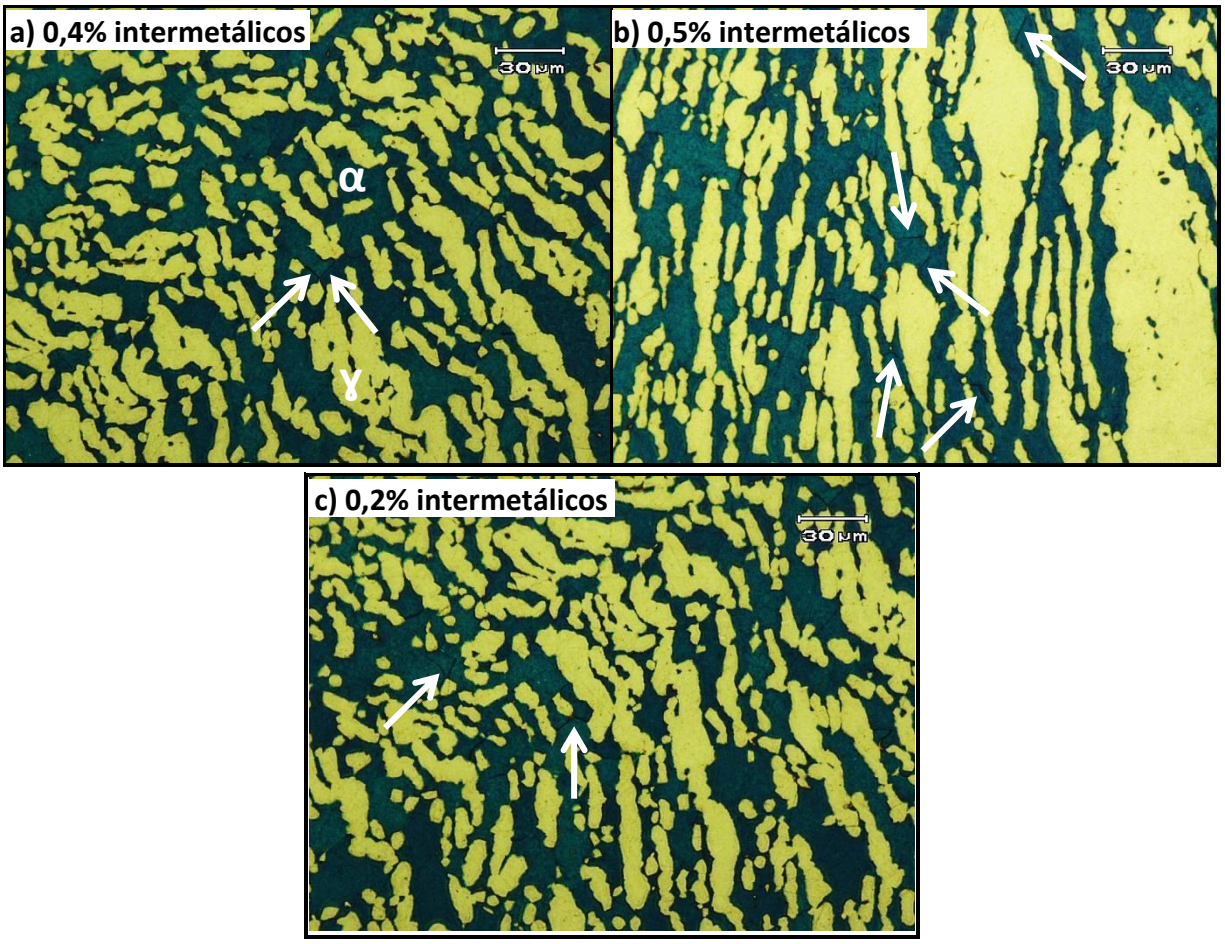

Figura 5.22 Micrografias da ZTMA no LA de solda obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, com os respectivos percentuais das possíveis fases intermetálicas. Ataque químico com Behara modificado.

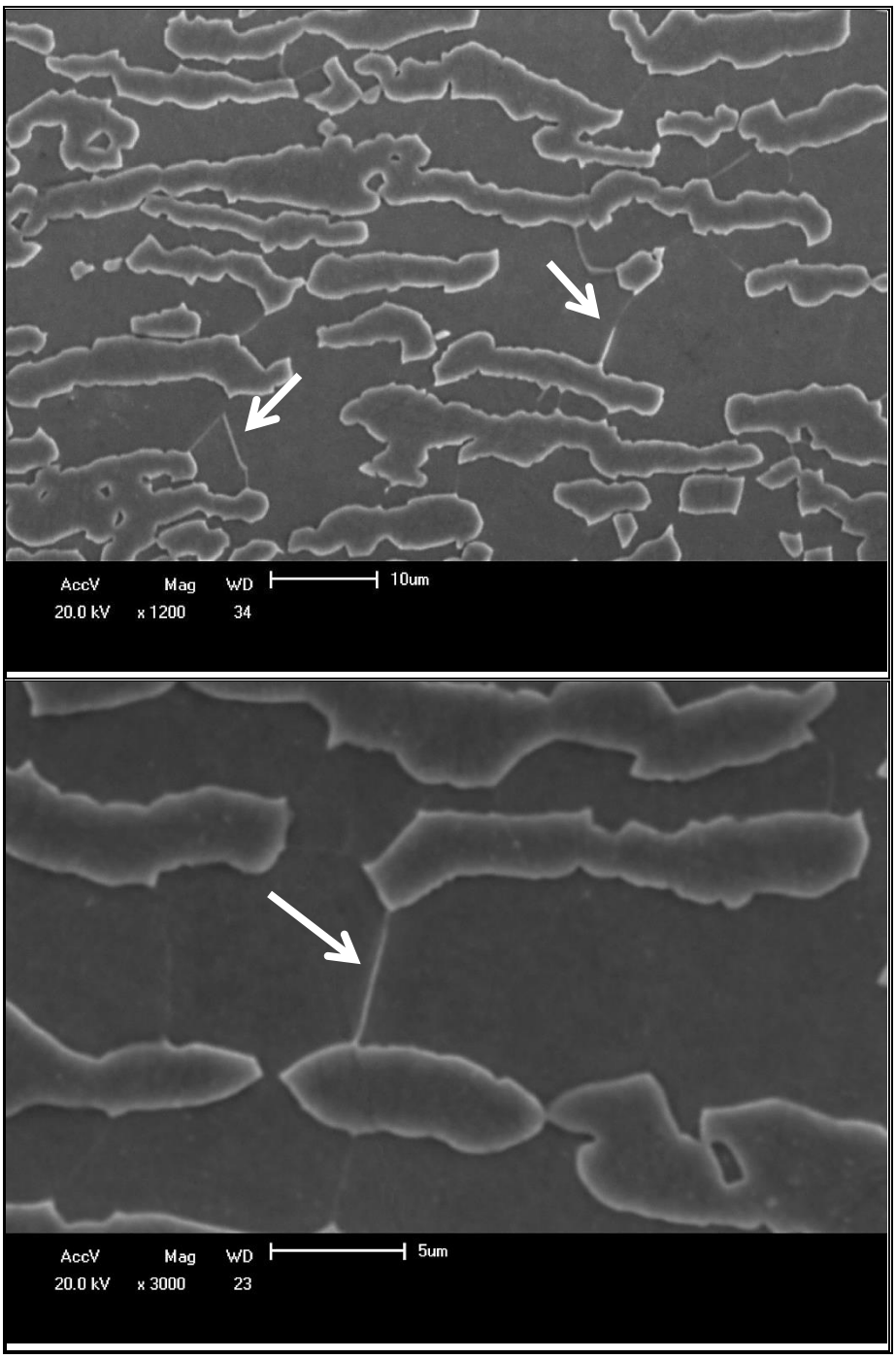

Figura 5.23 Micrografias em MEV da ZTMA no LA de solda obtida com velocidade de soldagem de 1 mm/s, com aumento de a) 1200X e b) 3000X.

As micrografias em MO e MEV apresentaram com destaque indícios de precipitação de fases intermetálicas na forma de contornos de grão revelados pelo ataque químico aplicado. De acordo com os registros de temperaturas na soldagem com velocidade de 1 mm/s, os tempos de permanência em temperaturas acima de 300ºC, ou seja, na faixa de precipitação de intermetálicos, foram menores do que 60 s. O diagrama de resfriamento contínuo para o aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205) prevê que tempos maiores de

exposição a temperaturas elevadas sejam necessários para nuclear qualquer um dos intermetálicos possíveis neste aço. Entretanto, os severos níveis de deformação sofridos pelo material na soldagem por FSW podem ter contribuído para a nucleação destas fases. A deformação fornece energia que, ao ser somada ao efeito das temperaturas elevadas, pode ter propiciado condições para ativar e acelerar a cinética das reações de precipitação destas fases.

É importante salientar que as temperaturas, apresentadas na Figura 5.3, foram medidas por termopares acoplados a uma distância entre 15 e 25 mm da linha central de união das chapas soldadas. Logo, os valores registrados podem ser menores que as temperaturas atingidas na ZTMA, região onde houve indícios de fases intermetálicas. Mesmo fazendo essa consideração, as elevadas taxas de aquecimento e de resfriamento do material decorrentes do processo de FSW tornam pouco provável a formação de intermetálicos apenas pelo efeito das temperaturas.

Os indícios de fases intermetálicas foram observados para a velocidade de soldagem de 1 mm/s, que resultou em aporte térmico de 2,8 kJ/mm. Isto pode ser explicado pela condição energética mais elevada empregada, assim gerando uma velocidade de resfriamento menor e, portanto, ocasionando um tempo de permanência maior na faixa de temperaturas onde pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas.

Os percentuais calculados de fases intermetálicas para esta zona da solda variaram entre 0,2 e 0,5%. Segundo a recomendação em DNV-OS-F101, um teor máximo de 0,5% é considerado aceitável nos AIDs para aplicações em tubulações submarinas, o que estaria dentro dos limites estabelecidos e não desqualificaria as soldas analisadas.

5.4 AVALIAÇÃO MECÂNICA

5.4.1 Ensaio de Dobramento

Com a finalidade de observar a ductilidade da região soldada e verificar se houve penetração total nas juntas, foram realizados ensaios de dobramento de raiz em amostras das soldas, cortadas de acordo com o desenho da Figura 4.7. Foram avaliadas soldas produzidas com velocidades de soldagem de 1 a 4 mm/s, sendo apresentadas na Figura 5.24 as amostras dobradas que apresentaram comportamento representativo, e na Tabela 5.4 os ângulos atingidos durante o ensaio.

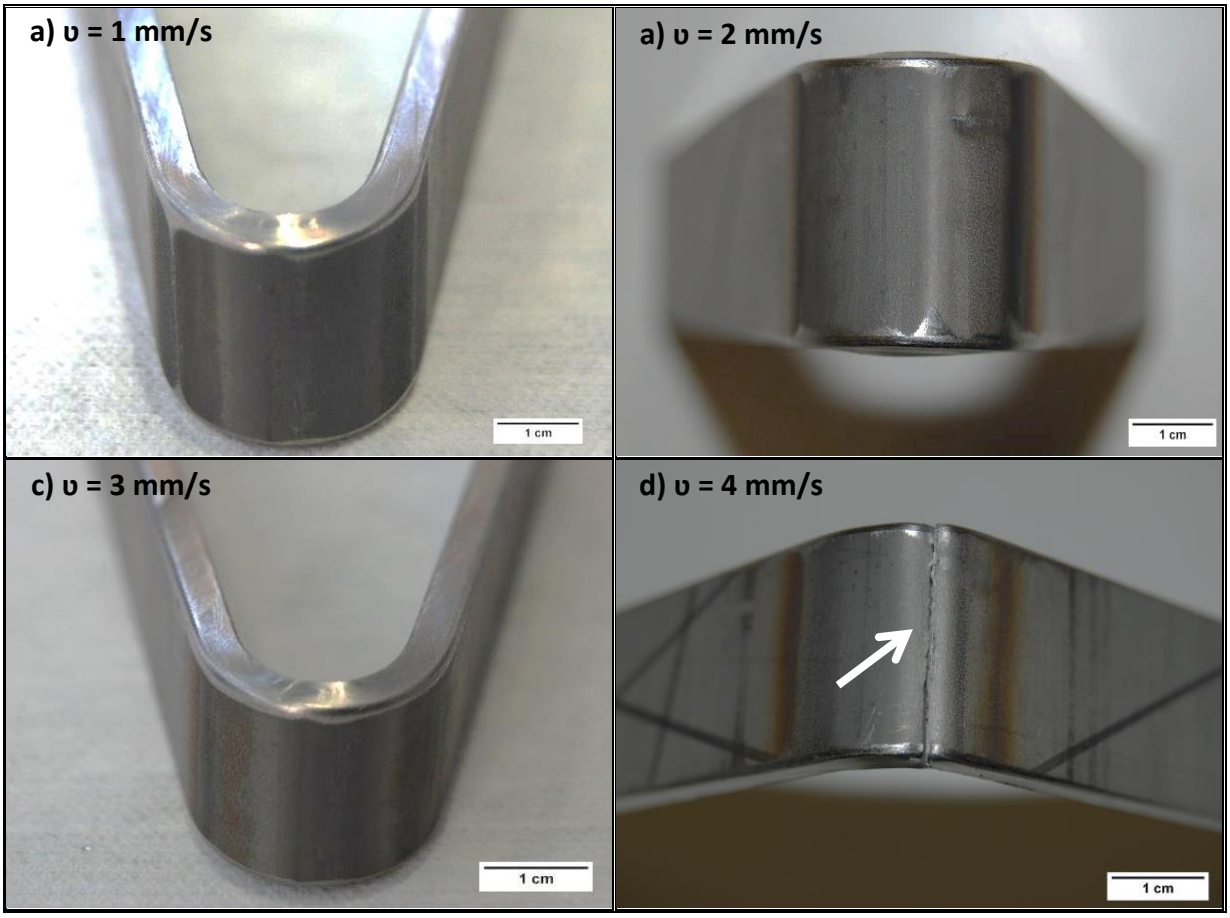

Figura 5.24 Fotografias obtidas após dobramento de raiz em amostras produzidas com velocidades de soldagem de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s.

Tabela 5.4 Ângulos de dobramento das amostras durante ensaio para cada velocidade de soldagem.

Velocidade de Soldagem (mm/s)	**Ângulo de Dobramento (º)**
1	157
2	157
3	157
4	25

Amostras soldadas com velocidades de soldagem entre 1 e 3 mm/s foram dobradas até um ângulo de 157º, sem apresentarem abertura de raiz ou fissuras durante o ensaio e, assim, indicando penetração completa nestas soldas. Juntas soldadas com velocidade de 4 mm/s apresentaram rompimento no lado de avanço da região soldada em um ângulo de dobramento de 25º. Esta fissura pode estar relacionada com a presença de defeitos volumétricos do tipo

vazios, conforme foi observado na Figura 5.7, que atuam como concentradores de tensões e comprometem a qualidade da solda obtida com a velocidade mais elevada empregada.

5.4.2 Ensaio de Microdureza

É interessante para esse trabalho avaliar a microdureza e indiretamente a resistência do material nas diferentes zonas das juntas soldadas, indicando possíveis alterações microestruturais decorrentes do processo de FSW.

Alguns fatores podem influenciar a dureza da junta soldada; tais como a composição química e o grau de encruamento do material de base, os efeitos metalúrgicos intrínsecos do processo de FSW e os parâmetros empregados. A comparação entre os valores de dureza da região soldada e do MB é importante, pois pode indicar uma perda de ductilidade, eventualmente comprometendo a junta soldada. Perfis de dureza Vickers foram realizados ao longo de uma linha horizontal mediana na secção transversal das soldas, conforme o modelo visualizado na Figura 4.10. Os valores de dureza em função da distância do centro das soldas produzidas com velocidades de 1 a 4 mm/s são apresentados nos gráficos da Figura 5.25, com as larguras da ZM e da ZTMA no LA também indicadas.

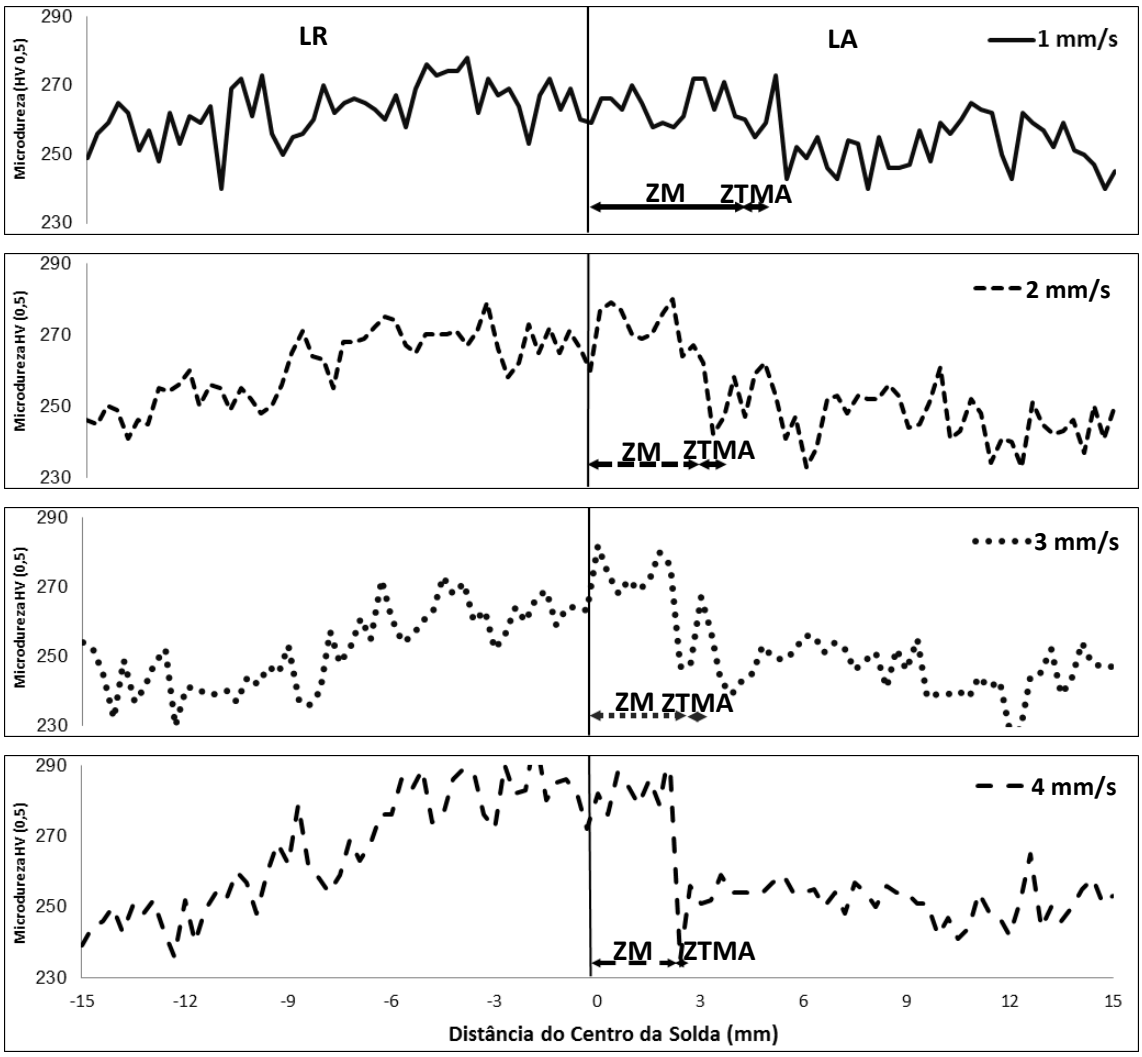

Figura 5.25 Perfis de dureza Vickers em amostras produzidas com velocidades de avanço de a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4 mm/s, sendo indicadas as larguras da ZM e da ZTMA no LA para cada condição de soldagem.

Os gráficos da Figura 5.25 apontam maiores valores de dureza na ZM da solda. No LA, observa-se um aumento abrupto de dureza, indicando uma transição microestrutural mais acentuada na interface entre ZM e ZTMA neste lado. Nos perfis de dureza, foram destacadas a ZM e a ZTMA do lado de avanço da junta soldada, que apresenta uma fronteira bem demarcada entre essas zonas, quando comparado ao lado de retrocesso. O LR nas soldas apresentou um aumento gradual de dureza, que pode ser explicado pela interface da microestrutura não demarcada nesta região.

Saeid *et al*. (2008) propõem que o aumento da dureza na ZM pode ser resultado do refino de grão nas fases ferrita e austenita ocasionado pela soldagem por FSW. Este aumento

é ainda maior no LA da ZM, sendo atribuído ao refino microestrutural expressivo nessa região.

A redução da velocidade de avanço gera um aumento do aporte térmico durante a soldagem, resultando em maior porção de material afetada pelo calor envolvido no processo. Esse fenômeno contribui para o alargamento da ZM e da ZTMA. Os perfis de dureza mostram um possível aumento no tamanho da região soldada no LA, enquanto o comportamento da microestrutura no LR não permite visualizar um alargamento neste lado.

O ganho de dureza na ZM foi mais expressivo à medida que a velocidade de soldagem aumentou entre 1 e 4 mm/s, confirmando o mesmo comportamento observado por Saeid *et al.* (2008). Isso pode ser atribuído à redução do aporte térmico, que ocorre pela redução do tempo de exposição do material às temperaturas elevadas do processo. Desta forma, pode acontecer a interrupção de processos de recristalização secundária, comprometendo o crescimento dos grãos e mantendo os grãos refinados.

5.4.3 Ensaio de Tração

O ensaio de tração permitiu determinar a resistência mecânica das juntas soldadas e do material de base. O gráfico da Figura 5.26 apresenta as curvas tensão-deformação obtidas a partir dos dados do ensaio de tração de um corpo de prova representativo para cada velocidade de soldagem e para o material de base. O local de ruptura dos corpos de prova durante o ensaio e os valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento calculados a partir das curvas para as diferentes velocidades de soldagem e para o MB podem ser encontrados na Tabela 5.5, sendo cada valor a média de amostras em triplicata.

As fotografias da Figura 5.27 mostram, respectivamente, os corpos de prova perpendiculares à direção de laminação do material de base e de soldas realizadas com velocidades de soldagem de 2 e 4 mm/s rompidos após o ensaio de tração.

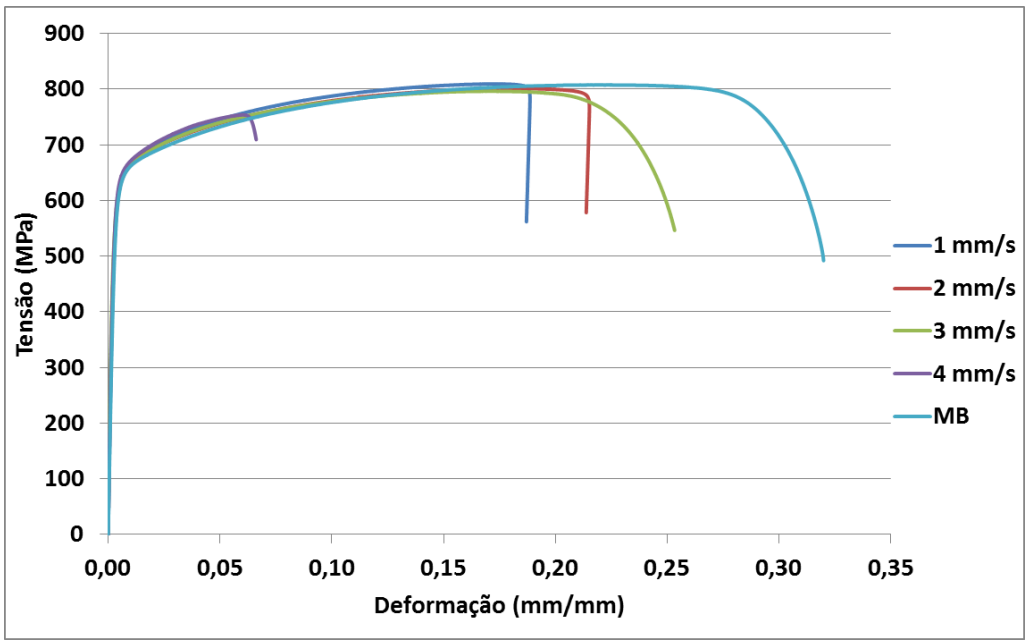

Figura 5.26 Curvas tensão-deformação obtidas a partir de um corpo de prova representativo para cada velocidade de soldagem.

Tabela 5.5 Médias e desvios padrões dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento, e local de ruptura dos corpos de prova de soldas obtidas com velocidades de 1, 2, 3 e 4 mm/s e de material de base.

Velocidade de Soldagem (mm/s)	**Limite de Escoamento (MPa)**	**Limite de Resistência à Tração (MPa)**	**Alongamento (%)**	**Local de Ruptura**
1	611 ± 4	804 ± 4	19 ± 0,6	MB
2	611 ± 3	801 ± 3	21 ± 0,5	MB
3	610 ± 2	797 ± 2	25 ± 0,6	MB
4	616 ± 6	722 ± 28	5 ± 2	Solda
MB	**610 ± 8**	**801 ± 9**	**32 ± 0,2**	-

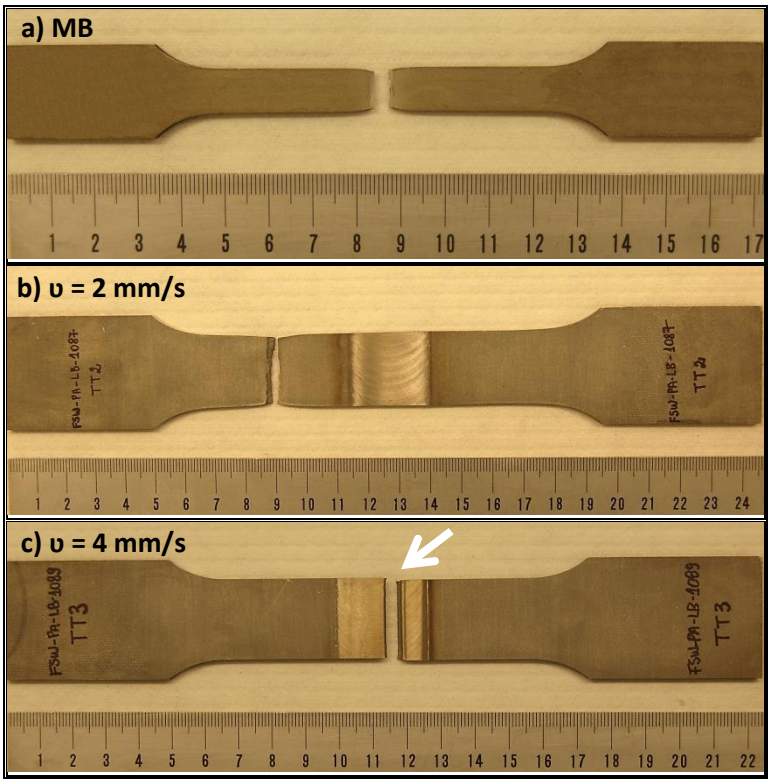

Figura 5.27 Fotografias obtidas após ensaio de tração em amostra de a) MB, e em amostras de soldas produzidas com velocidades de soldagem de b) 2, e c) 4 mm/s.

Os corpos de prova produzidos para as soldas com velocidades de 1 a 3 mm/s mostraram rompimento no material de base durante ensaio de tração, da mesma forma apresentada para a velocidade de 2 mm/s na fotografia da Figura 5.27.b, indicando que não houve redução na resistência mecânica das juntas soldadas quando comparadas aos corpos de prova de material de base. No caso da velocidade de soldagem de 4 mm/s, os corpos de prova apresentaram ruptura no lado de avanço da região soldada, conforme indicado na Figura 5.27.c. A ruptura coincidiu com o local onde foram observados defeitos do tipo vazios, sendo essa a mesma região de falha no ensaio de dobramento.

Para todas as velocidades de soldagem, os valores de limite de escoamento foram mantidos próximos aos valores observados em amostras de MB. Os valores de limite de resistência à tração foram semelhantes ao MB para velocidades de soldagem entre 1 e 3 mm/s, ocorrendo uma redução nessa propriedade para a velocidade de 4 mm/s devido à presença de defeitos nas juntas para essa velocidade de soldagem.

O alongamento foi reduzido para todas as velocidades de soldagem em comparação ao material de base, o que pode ser resultado do refino microestrutural na região soldada. Por

mais que uma redução no alongamento expresse uma redução de ductilidade, o ensaio de dobramento indicou que o nível de ductilidade das soldas foi adequado, pois as amostras apresentaram ângulo de dobramento de 157º sem a ocorrência de fissuras ou de rompimento.

Os resultados anteriores obtidos por MO e MEV mostraram indícios de fases intermetálicas em grãos ferríticos na ZTMA das soldas produzidas com velocidade de avanço de 1 mm/s.

As velocidades de soldagem de 1 a 3 mm/s permitiram a obtenção de soldas de qualidade, com mistura homogênea e ausência de defeitos. Este intervalo de velocidades resultou em modificações microestruturais que permitiram manter valores de espaçamento interaustenítico e percentuais de ferrita adequados para aplicações em equipamentos submarinos. Ainda que tenha ocorrido a observação de possível precipitação de fases intermetálicas para a velocidade de 1 mm/s, os percentuais calculados em até 0,5% respeitam o teor máximo recomendado para aplicações submarinas. Além disso, as alterações na microestrutura para estas condições de soldagem não comprometeram a ductilidade do material na região soldada, conforme verificado em ensaio de dobramento, e resultaram em ganhos de dureza devido ao refino de grão. O rompimento dos corpos de prova no material de base durante ensaio de tração indicou a boa resistência mecânica resultante nas juntas soldadas, inclusive para a velocidade de 1 mm/s que apresentou indícios de fases intermetálicas.

6 CONCLUSÕES

No processo de soldagem por FSW de chapas de aço inoxidável dúplex UNS S31803 com 4 mm de espessura, empregando-se uma ferramenta de PCBN inclinada em 1,5º, com força axial de 45 kN, velocidade rotacional de 500 rpm, e diferentes velocidades de avanço, foi concluído que:

- Soldas com mistura homogênea e livres de defeitos foram produzidas para velocidades de avanço entre 1 e 3 mm/s, sendo que soldas com defeitos do tipo vazio na fronteira entre ZM e ZTMA no LA foram obtidas para a velocidade de 4 mm/s;

- A microestrutura formada por ilhas de austenita em matriz ferrítica no material de base foi substituída após soldagem por uma microestrutura refinada na ZM, e deformada na direção de fluxo do material na ZTMA. Houve uma distribuição microestrutural assimétrica entre LR e LA, com refino de grão acentuado no LA da ZM, o que demarcou a sua fronteira com a ZTMA neste lado da junta soldada;

- Os espaçamentos interaustenítico calculados foram similares nas juntas soldadas e no material de base, sendo mantidos entre 2,08 e 4,13 µm. Os valores para todas as velocidades respeitam o limite máximo recomendado para aplicações em equipamentos submarinos;

- Os percentuais de ferrita foram mantidos entre 40 e 60% nas juntas soldadas com velocidades entre 1 e 4 mm/s, respeitando proporções com a fase austenita consideradas aceitáveis de acordo com o recomendado em boas práticas de soldagem;

- Foram observados indícios de fases intermetálicas no LA da ZTMA em soldas com velocidade de 1 mm/s, apresentando conteúdos calculados entre 0,2 e 0,5%. Estes percentuais atendem o limite máximo recomendado para aplicações em equipamentos submarinos;

- As juntas soldadas com velocidades de soldagem entre 1 e 3 mm/s não apresentaram abertura de raiz ou fissuras no ensaio de dobramento até um ângulo de 157º, e romperam no material de base em ensaio de tração. As soldas obtidas com velocidade de 4 mm/s apresentaram rompimento no LA da região soldada tanto no ensaio de dobramento em ângulo de 25º, quanto no ensaio de tração;

- Ocorreu um aumento da dureza na ZM em relação ao material de base devido ao refino de grão, com gradiente maior de dureza na interface entre ZM e ZTMA do LA. Houve também o aumento de dureza relacionado com o aumento da velocidade de avanço de 1 para 4 mm/s;

- Os valores dos limites de escoamento e de resistência à tração das juntas soldadas foram próximos aos apresentados pelo material de base, com uma redução dos valores de alongamento na condição soldada.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o efeito da soldagem por FSW na tenacidade à fratura do aço inoxidável dúplex UNS S31803 em meio contendo cloretos com e sem proteção catódica;

- Avaliar a vida em fadiga do AID soldado por FSW nestas mesmas condições.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALSARRAF, J. **Hydrogen embrittlement susceptibility of super duplex stainless steels**. 2010. Tese (Doutorado) - Cranfield University. School of Applied Sciences, Cranfield, 2010.

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112 – 13**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2014.

ASM HANDBOOK VOLUME 1: Properties and Selection. Irons, Steels and High Performance Alloys. ASM International, 1993.

ASM HANDBOOK VOLUME 6: Welding, Brazing, and Soldering. ASM International, 1993.

ASM HANDBOOK VOLUME 13: Corrosion. ASM International, 2005.

ASM SPECIALTY HANDBOOK: Stainless Steels. 1. ed. Ohio: ASM International, 1994.

ARBEGAST, W. J. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 58, p. 372–376, 2008.

BRIGHAM, R. J. *et al*. Effect of alloying additions on the pitting resistance of 18% Cr austenitic stainless steel. **Corrosion**, v. 30, n. 5, p. 161-166, maio 1974.

BUFFA, G. et al. Friction Stir Welding of Steels: Process Design Through Continuum Based FEM Model. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 3, p. 239-246, 2009.

CAPELARI, T. V. *et al.* Avaliação da Geometria de Ferramenta e Parâmetros do Processo FSW na Soldagem da Liga de Alumínio AA 5052. **Soldagem e Inspeção**, v. 14, n. 3, p.215-227, 2009.

ÇAM, G. Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys. **International Materials Reviews**, v. 56, n. 1, 2011.

CHARLES, J. Super duplex stainless steel structure and properties. In: DUPLEX STAINLESS STEELS CONFERENCE. **Proceedings**, 1991, Les Ulis, França.

CHAVES, P. N. **Influência do nitrogênio e do hidrogênio no gás de proteção argônio na soldagem TIG autógena de aço inoxidável dúplex**. 2004. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Rio de Janeiro, 2004.

CHEN, T. H. *et al.* The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science & Engineering**, v. 338, p. 259-270, 2002.

CHO, J.H. *et al.* Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel. **Materials Science and Engineering**, v. 398, p. 146-163, 2005.

COLEGROVE, P.A. *et al.* Experimental and numerical analysis of aluminium alloy 7075-T7351 friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 8, p. 360-368, 2003.

COLLIER, M. *et al.* Development of polycrystalline cubic boron nitride for friction stir processing of ferrous alloys. **Material Science Forum**, v. 426-432, n. 4, p. 3011-3016, 2003.

COLLIGAN, K. Material flow behavior during friction stir welding of aluminium. **Supplement to the Welding Journal**, 1999.

CUNHA, J. A. R. *et al.* Aços inoxidáveis dúplex: considerações sobre sua soldagem e processos empregados. **Núcleo Inox**, ano IV, n. 7, p. 6-8, 1996.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-OS-F101**: Submarine Pipeline Systems. 2012.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-RP-F112**: Design of duplex stainless steel subsea equipment. exposed to cathodic protection. 2008.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 895**: Destructive tests on welds in metallic materials – Transverse tensile test. 1999.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 1043-2**: Destructive tests on welds in metallic materials – Hardness test – Part 2: Micro hardness testing on welded joints. 1996.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 10002**: Tensile testing of metallic materials – Method of test at ambient temperature. 1990.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 5173**: Destructive tests on welds in metallic materials - Bend tests. 2010.

DOLLING, R. *et al.* The corrosion behavior of super duplex steel cast alloys with a PREN>41. In: DUPLEX STAINLESS STEELS CONFERENCE, 2. **Procedings**, 1991, Beaune, França.

ESMAILZADEH, M. *et al*. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel. **Materials Science & Engineering**, p. 486-491, 2013.

FEDELE, R. *et al.* Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 25. **Anais**, 1999, Belo Horizonte.

GARZÓN, C. M. *et al.* Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel. **Acta Materialia**, v. 54, p. 3321-3331, 2006.

GIBSON, B. T. *et al.* Friction stir welding: Process, automation, and control. **Journal of Manufacturing Processes**, 2013.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis dúplex**. 2001. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

GUNN, R. N. (Ed.). **Duplex Stainless Steels**: Microstructure, properties and applications. Abington Publishing, 1997.

HERMENEGILDO, T. F. C. **Soldagem por atrito com pino não consumível de aço de alta resistência ISSO 3183 X80M**. 2012. 183f. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas. Departamento de Engenharia de Materiais, Campinas, 2012.

LEITE, R. A. **Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável super duplex com a utilização de proteção catódica**. 2009. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2009.

International Molybdenum Association (IMOA). Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. 2. ed. 2009.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. **ISO 25239**: Friction stir welding – Aluminium. 2011.

JACKSON, E. M. L. E. M. *et al.* Distinguishing between chi and sigma phase in duplex stainless steels using potentiostatic etching. **Materials Characterization**, v. 31, p. 185-190, 1993.

KARLSSON, L. *et al.* Welding of duplex stainless steels - properties of SMAW, FCAW and SAW welded joints. In: CONFERENCE OF DUPLEX STAINLESS STEEL. **Proceedings**, 1991, Beaune, França.

KARLSSON, L. *et al*. Precipitation of intermetallic phase in 22% Cr duplex stainless steels weld metals. **Welding Journal**, v. 74, n. 1, p. 28-40, 1995.

KONKOL, P. J. *et al.* Characterization of friction stir weld in 500 Brinell hardness quenched and tempered steel. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FSW, 4. **Proceedings**, 2003, Park City, EUA.

KRAUSS, G. **Steels**: Processing, Structure, and Performance. Ohio: ASM International, 2005.

KUMAR, K. *et al.* The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. **Materials Science and Engineering**, A 485, p. 367–374, 2008.

LAKSHMINARAYANAN, A. K. *et al.* An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints. **Materials and Design**, v. 31 p. 4592–4600, 2010.

LANGLEY ALLOYS. <http://www.langleyalloys.com/brazil/ALLOY2205.php>. Acesso em: 26 outubro 2014.

LARSSON, B. *et al*. Fabricating ferritic-austenitic stainless steels. **Sandvik Steel Trade Literature**, p. 51-33, out. 1987.

LEE, W.B.,et al. Joint properties of Cu by FSW. **Materials Letters**, v.58, p.1041-1046, 2004.

LEITE, R. A. **Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável super duplex com a utilização de proteção catódica**. 2009. 121 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2009.

LIPPOLD, J.C. *et al*. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005.

LO, K.H. *et al.* Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 65, p. 39-104, 2009.

LOHWASSER, D. *et al*. (Ed.). **Friction Stir Welding** - From basics to applications. Woodhead Publishing Limited, 2010.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. 181 f. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2001.

MICHALSKA, J. *et al*. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 56, p. 355–362, 2006.

MISHRA, R. S. *et al*. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering**, p. 1-78, ago. 2005.

MISHRA, R. S. *et al*. **Friction Stir Welding and Processing**. ASM International, 2007.

MURR, L. E. **A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems**. ASM International, v. 19, p. 1071-1089, 2010.
2010)

MAGNANI M. *et al.* Microstructural and electrochemical characterization of friction stir welded duplex stainless steels. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 9, p. 2966-2977, 2014.

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

NILSSON, J. –O. *et al*. Structural stability of super duplex stainless steel weld metals and its dependence on tungsten and copper. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 27A, n.8, p. 2196-2208, ago. 1996.

OGAWA, T. *et al.* Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals. **Welding Journal**, v. 68, n. 5, p. 181-191, 1989.

PADILHA, A. F. *et al.* Precipitation in AISI 316L(N) during creep tests at 550 and 600 ºC up to 10 years. **Journal of Nuclear Materials**, v. 362, p. 132-138, 2007.

PEREIRA, G. B. H. **Influência do grau de deformação na cinética de precipitação de fases intermetálicas dos aços inoxidáveis dúplex UNS S31801 e lean dúplex UNS S32304**. 2014. 75 f. Trabalho de conclusão (Graduação) – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Escola Politécnica. Curso de Engenharia Metalúrgica, Rio de Janeiro, 2014.

POHL, M. *et al*. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v.58, p. 65-71, 2006.

RAMIREZ, A. J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis dúplex**. 2001. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

REVIE, R. W. *et al*. **Corrosion and Corrosion Control**: An Introduction to Corrosion Science and Engineering. 4. ed. Wiley-Interscience, 2008.

REYNOLDS, A. P. *et al*. Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds. **Scripta Materialia**, v. 48, p. 1289-1294, 2003.

SAEID, T. *et al.* Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering**, A 496, p. 262–268, 2008.

SAEID, T. *et al.* On the formation of grain structure during friction stir welding of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering,** A 527 p. 6484–6488, 2010.

SANDVIK. Duplex stainless steel. Disponível em: <http://www.smt.sandvik.com/en/products/tube-pipe-fittings-and-flanges/high-performance-materials/duplex-stainless-steel/>. Acesso em: 26 out. 2014.

SANTOS, T. F. A. *et al.* Correlating Microstructure and Performance of UNS S32750 and S32760 Superduplex Stainless Steels Friction Stir Welds. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 21. **Proceedings**, 2011, Maui, EUA.

SANTOS, T. F. A. **Avaliação microestrutural e de desempenho de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex por atrito com pino não consumível**. 2012. 217 f. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Campinas, 2012.

SANTOS, T. F. A. *et al*. Microstructure evaluation of UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. **Revista Escola de Minas**, v. 66, n. 2, p. 187-191, 2013.

SATO, Y. S. *et al.* Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering**, A 397, p. 376–384, 2005.

SENATORE, M. *et al.* Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL, 7. **Anais**, 2007, São Paulo.

SIEURIN, H. *et al*. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering**, A 418, p. 250-256, 2006.

SIEURIN, H. *et al*. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering**, A 444, p. 271-276, 2007.

SORENSEN, C. D. *et al*. Tool material testing for FSW of high temperature alloys. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 3. **Proceedings**, 2001, Kobe, Japão.

SUUTALA, N. *et al*. Localized corrosion resistance of high alloy austenitic stainless steels and welds. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STAINLESS STEELS. **Proceedings**, 1984, Gotemburgo, Suécia.

THEODORO, M. C. **Soldagem por atrito com pino não-consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750**. 2013. s.n. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica, 2013.

THOMAS, W. M. *et al.* Friction stir welding, an introduction to innovative variant techniques for the aluminium industry. In: INTERNATIONAL ALUMINIUM CONGRESS AND EXPOSITION, 2. **Proceedings**, 2010, Queretaro, México.

VAN NASSAU, L. *et al*. Welding duplex and super-duplex stainless steels – A Guide for Industry. 1992.

VORONENKO, B. I. Austenitic-ferritic stainless steels: a state-of-the-art review. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 39, p. 428-437, 1997.

WEI, L. Y. *et al.* Correlation of microstructures and process variables in FSW HSLA-65 steel. **Welding Journal**. v.90, p. 95-101, 2011.

WESTIN, E. M. **Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101**. 2010. Tese (Doutorado) - Royal Institute of Technology. Departament of Materials Science and Engineering, Estocolmo, Suécia, 2010.