

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

**CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DA LIGA DE AÇO NAVAL  
GL E36 OBTIDAS ATRAVÉS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR  
FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA**

**Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha**

Tese para obtenção do Título de  
Doutor em Engenharia

Porto Alegre, Dezembro de 2014

Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha

**CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DA LIGA DE AÇO NAVAL  
GL E36 OBTIDAS ATRAVÉS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR  
FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA**

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Escola de Engenharia da UFRGS, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly  
Co-orientador: Dr. Jorge Fernandez dos Santos

Porto Alegre  
Dezembro de 2014

CIP - Catalogação na Publicação

Costa Pereira da Cunha, Pedro Henrique  
CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DA LIGA DE AÇO  
NAVAL GL E36 OBTIDAS ATRAVÉS DO PROCESSO DE SOLDAGEM  
POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA / Pedro Henrique  
Costa Pereira da Cunha. -- 2014.  
127 f.

Orientador: Afonso Reguly.

Coorientador: Jorge Fernandez dos Santos.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola  
de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,  
Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2014.

1. Soldagem. 2. Aço. 3. SFMM. 4. FSW. 5. Tenacidade à Fratura. I.  
Reguly, Afonso, orient. II. Fernandez dos Santos, Jorge, coorient. III. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da  
UFRGS com os dados fornecidos pelo autor.

**Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha**

**CARACTERIZAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS DA LIGA DE AÇO NAVAL  
GL E36 OBTIDAS ATRAVÉS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR  
FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA**

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Escola de Engenharia da UFRGS, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly  
Co-orientador: Dr. Jorge Fernandez dos Santos

Aprovado pela Banca Examinadora em Dezembro de 2014.

---

Prof. Dr. Alexandre Pitol Boeira, IFSul - Passo Fundo

---

Prof. Dr<sup>a</sup>. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro, DEMEC/UFRGS

---

Prof. Dr<sup>a</sup>. Liane Roldo, DEMAT/UFRGS

---

Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo, DEMET/LAMEF - UFRGS

Dedico esta Tese  
a meu pai Nelson Pereira da Cunha e minha mãe Carmem Maria

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financeiramente apoiado pelo Helmholtz-Zentrum Geesthacht, pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e pela empresa Petrobras.

Agradeço ao Jorge Fernandez dos Santos pela grande oportunidade profissional e pelo imenso suporte em relação a viabilização desta pesquisa.

Ao colega Luciano Bergmann por toda a ajuda durante a execução das soldas, conhecimento transmitido e todas as demais atividades relacionadas a execução do trabalho.

Ao Professor Telmo Strohaecker pelo gigantesco apoio durante meu mestrado e doutorado. Ao meu orientador Afonso Reguly pelo dinamismo e precisão (mesmo a distância) e pela capacidade de simplificar as dúvidas. Faltam palavras para agradecer para ambos os professores.

Ao CNPq pelo suporte financeiro (Processo: 142443/2011-5), e ao programa Ciência sem Fronteiras (Processo: 236657/2012-7).

Aos colegas e amigos do Helmholtz-Zentrum Geesthacht, em especial a Leandro Medeiros, Guilherme Lemos, Emília Lucena, Cristian Pohl, Lucian Blaga, André Abibe, Henrique Schwendler, Athos Plaine, Sergio Amancio, Jan Carstensen, Alessando Barbini, Menno Peters, Junjun Shen, Dagmar Koschek e Viktoria Fitseva.

Ao apoio técnico dos colegas Falk Dorn, Juergen Knaack e em especial a Kay Erdmann.

Aos amigos e colegas do LAMEF: Márcio Macedo, Jefferson Haag, Bill Paiva e Claudio Almiron pela ajuda. Ao amigo Diego Belato.

A Anna Insfran pela atenção e ajuda em relação nos ensaios de tenacidade a fratura.

À Professora Cintia Mazzaferro pela ajuda na avaliação microestrutural.

Ao amigo Tim Kalka pela amizade e ajuda.

A minha grande amiga Nadine por toda a ajuda e apoio indispensáveis durante a elaboração deste trabalho.

## ACKNOWLEDGMENTS

This work was financially supported by Helmholtz-Zentrum Geesthacht, by Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico (CNPq) and by the company Petrobras.

To Jorge Fernandez dos Santos for the great professional opportunity and the immense support regarding the feasibility of this research.

To the colleague Luciano Bergmann for all the assistance during the production of the welds, shared knowledge and all other activities related to the development of the work.

To the Prof. Telmo Strohaecker by his huge support during my Masters and my PhD. To my supervisor Afonso Reguly for the dynamism and precision (even by distance) and the ability to simplify my doubts. I don't have words to say thanks for both Professors.

To CNPq for the financial support (Process: 142443/2011-5), and the Science Without Borders Program (Process: 236657/2012-7).

For the colleagues and friends at the Helmholtz-Zentrum Geesthacht, especially for Leandro Medeiros, Guilherme Lemos, Emilia Lucena, Cristian Pohl, Lucian Blaga, André Abibe, Henrique Schwendler, Athos Plaine, Sergio Amancio, Jan Carstensen, Alessando Barbini, Menno Peters, Junjun Shen, Dagmar Koschek and Viktoria Fitseva.

For the technical support from the colleagues Falk Dorn, Juergen Knaack and especially Kay Erdmann.

To my friends and colleagues from LAMEF: Márcio Macedo, Jefferson Haag, Bill Paiva and Claudio Almiron for the help. To my friend Diego Belato.

To Anna Insfran for the attention and support concerning the fracture toughness tests.

To Prof. Cinthia Mazzaferro for help on the microstructural evaluation.

To my friend Tim Kalka for the friendship and help.

To my great friend Nadine for all the help and support necessary during the preparation of this work.

“Um país se faz com homens e livros.”

Monteiro Lobato

## RESUMO

O processo de soldagem no estado sólido Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM), tradução do original em inglês "*Friction Stir Welding*" (FSW), já foi estudado extensivamente e obteve resultados muito bem sucedidos em ligas de Alumínio. Especificamente para ligas de aplicação naval existe uma lacuna muito grande de conhecimento. Este trabalho tem por objetivo caracterizar e analisar juntas soldadas da liga de aço naval GL E36 através de SFMM. A espessura das chapas soldadas foi de 6 mm em junta de topo com ferramenta de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (NBcp). A velocidade de rotação da ferramenta foi mantida constante em 500 rpm e foram usadas velocidades lineares de 1, 2 e 3 mm/s objetivando-se diferentes aportes térmicos. Foram obtidas soldas de 1,2 metros de comprimento com características estéticas muito boas e homogêneas na superfície ao longo do comprimento das juntas. Todas as juntas foram produzidas com aquisição dos ciclos térmicos através de termopares colocados próximos a região da face da solda em diferentes posições no início, meio e final da solda. A ferramenta, mesmo após aproximadamente 8,5 metros de soldas, apresentou um bom comportamento ao desgaste sem perdas apreciáveis nas dimensões do pino. Para avaliação das propriedades das juntas foram retirados corpos de prova para análise microestrutural e de microdureza, ensaio de tração e dobramento, no início, meio e final da solda. Adicionalmente, foi usado ensaio radiográfico para detecção de defeitos e possíveis fragmentos da ferramenta proveniente de desgaste. E para a análise do comportamento da tenacidade à fratura foi usado o corpo de prova do tipo "*compact tension*" (CT-50) posicionado com a boca do entalhe na região da zona de mistura da solda. Todas as amostras de tração romperam no material de base. Os perfis de microdureza mostraram picos de até 400 Vickers para todas as juntas. A microestrutura consistiu principalmente de ferrita, martensita e bainita com diferentes níveis de refinamento e diferentes morfologias. Os melhores comportamentos em relação a tenacidade à fratura avaliados por meio da construção das curvas de resistência foram das juntas processadas com 2 mm/s e 3 mm/s.

Palavras-chave: Soldagem. Aço. SFMM. FSW. Tenacidade à fratura. Naval.

## ABSTRACT

The solid state welding process Friction Stir Welding (FSW) has been studied extensively and achieved very successful results on aluminum alloys. Nevertheless, to apply FSW on steel alloys more research is required. Specifically for steel grades for shipbuilding applications there is a wide knowledge gap. Thus, this work aims to evaluate the mechanical and microstructural properties of processed joints for the shipbuilding steel grade GL E36 using FSW. The weld plate thickness used was 6 mm using butt joint configuration with polycrystalline cubic boron nitride (pcBN) tool. The rotational speed of the tool was kept constant at 500 rpm with welding speeds of 1, 2 and 3 mm/s seeking to achieve different heat inputs, i.e., different mechanical and metallurgical properties. Joints of 1.2 meters long with very good aesthetic features and homogenous surface along the length were obtained, proving the stability of the process. Thermal profile of all joints were taken using thermocouples placed near the joint region of the weld face at different positions: beginning, middle and ending of the weld. The tool even after approximately 8.5 meters of welds showed good wear behavior without appreciable loss on the dimensions of the probe. To evaluate the joint behavior, specimens for microstructural analysis and hardness, tensile test and bending were removed at the beginning, middle and ending of the weld. Additionally, radiographic test was used for defects inspection and detection of possible debris from tool wear. For the analysis of the fracture toughness behavior was used Compact Tension (CT-50) specimens positioned with the notch at the stirred zone. All tensile samples failed at the base material, i.e. the produced joints achieved a greater resistance than the base material after processing. The microhardness profiles showed peaks of up to 400 Vickers for all the conditions. The microstructure found consisted mainly of ferrite, martensite and bainite with different levels of refinement and different morphologies. The best behavior concerning the fracture toughness evaluation using the crack resistance curves were for the joints processed with 2 mm/s and 3 mm/s of welding speeds.

Keywords: Welding. Steel. FSW. Fracture Toughness. Shipbuilding.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Ilustração esquemática do processo Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica.....	22
Figura 2.2 Seção transversal esquemática de uma solda mostrando quatro zonas distintas: (A) metal base, (B) zona termicamente afetada, (C) zona termomecanicamente afetada e (D) zona de mistura .....	23
Figura 2.3 (a) Padrões de fluxo de metal e (b) zonas de processamento metalúrgicos desenvolvidas durante SFMM .....	24
Figura 2.4 Relação entre velocidade de rotação e temperatura de pico para soldas com AA 6063 .....	27
Figura 2.5 Variação do torque na ferramenta com o passo de soldagem.....	28
Figura 2.6 Dependência típica entre resistência a quente e temperatura de liga de alumínio ligas e aços .....	34
Figura 2.7 Perfis de microdureza para as soldas obtidas com diferentes velocidades de soldagem e (b) microestrutura da solda processada com 7,6 mm/s.....	36
Figura 2.8 Microestrutura típica de SFMM em aço C-Mn. (a) Metal base, com bandas de ferrita alotriomórfica e perlita; (b) região aquecida intercrítica (ZTA); (c) ZTMA (região de grãos refinados próximo da zona de mistura); (d) zona de mistura.....	36
Figura 2.9 Dureza Vickers da ZTMA como uma função do carbono equivalente do IIW .....	37
Figura 2.10 Microestrutura e valor de dureza de cara região. (a) macrografia, (b) metal base, 199 HV, (c) ZTA, 222 HV, (d) zona de mistura, 316 HV...	39
Figura 2.11 Valores de CTOD para o MB, ZM e ZTA para as condições avaliadas.....	40
Figura 2.12 Microestruturas da zona de mistura. (a) microscópio ótico e (b) MEV da junta processada com 500 rpm. Grande quantidade de carbonetos (cementita) e constituinte MA alongada, apontado. (c) microscópio ótico e (d) MEV da junta processada com 350 rpm. Baixa quantidade de carbonetos (cementita) e MA. A fase mais escura corresponde ao carboneto de ferro (cementita) e a mais clara a matriz ferrítica.....	41

Figura 2.13 Microestrutura do centro da solda para vários aportes térmicos para liga HSLA-65.....	42
Figura 2.14 (a) Variação de tenacidade, LR - lado de retrocesso e LA - lado de avanço. (b) Macrografia com o posicionamento das regiões avaliadas. Microestrutura da zona de mistura correspondente aos ensaios de charpy, (c) - 3mm (d) -1mm (e) 1mm (f) 3mm do centro da junta.....	44
Figura 2.15 Microestrutura da zona de mistura para diferentes velocidades de soldagem, a barra de escala representa 20 $\mu\text{m}$ .....	45
Figura 2.16 Microestruturas das soldas obtidas com (a) 200 rpm e 120 mm/min (b)400 rpm e 375 mm/min (c) 450 rpm e 350 mm/min (d) 700 rpm e 500 mm/min. Magnificação: 1000x. ....	48
Figura 2.17 Corpos de prova usuais usados para o ensaio de tenacidade à fratura, (a) "Compact Tension" (C(T)) e (b) "single edge-notched bend specimen" (SE(B)). ....	54
Figura 2.18 (a) Arranjo básico para medida de $\delta_5$ e (b) dispositivo para acoplar o "clip gage" em corpo de prova C(T). ....	55
Figura 2.19 Comparação do $\delta_5$ com o $\delta_{BS}$ para juntas soldadas, trincas na ZTA, 25 mm de espessura em corpos-de-prova SE(B). ....	56
Figura 3.1 Microestrutura do metal base, ferrita e perlita. Ataque: Nital 3%. ...	58
Figura 3.2 Imagem da ferramenta e dimensões do pino e ombro.....	59
Figura 3.3 Máquina de SFMM e respectivos eixo de coordenadas usados. ....	60
Figura 3.4 Desenho esquemático indicando em seção transversal a distancia dos termopares em relação a linha da junta. ....	62
Figura 3.5. Esquema do posicionamento dos termopares ao longo da solda..	62
Figura 3.6 (a) Desenho esquemático da ferramenta e (b) monitoramento da temperatura da ferramenta durante o processo.....	63
Figura 3.7 Plano de corte da juntas usados para avaliação mecânica e microestrutural. ....	64
Figura 3.8 Plano de corte para retirada dos corpos de prova CT-50 .....	64
Figura 3.9 Equipamento utilizado para os ensaios de dobramento. ....	65
Figura 3.10. Dimensões para ensaios de tração para as soldas (a) e metal base (b).....	66
Figura 3.11 Locais avaliados ao longo da espessura, 1 mm, 2 mm e 5 mm a partir da face da solda em direção a raiz da junta. ....	67

Figura 3.12 Desenho esquemático do perfil horizontal (da esquerda para a direita) e vertical realizado (de cima para baixo).....	67
Figura 3.13 Equipamento de varredura de microdureza usado. ....	68
Figura 3.14 Geometria do corpo de prova CT-50 utilizado. ....	69
Figura 3.15 (a) Amostra lixada e polida para uso na etapa de pré-fadiga e (b) exemplos da lixas e panos usados na preparação da superfície.....	69
Figura 3.16 (a) Amostra durante o ensaio de fadiga para obtenção da trinca (b) detalhe do acompanhamento do surgimento da trinca através do microscópio.....	70
Figura 3.17 (a) Montagem do corpo-de-prova na máquina realização do ensaio CTOD $\delta_5$ e (b) detalhe do acoplamento do sensor $\delta_5$ .....	70
Figura 3.18 Imagem do final do ensaio de pós-fadiga. ....	71
Figura 3.19 (a) Exemplo de fratura para medição de trinca, (b) linhas esquemáticas usadas para medição e (c) diagrama da geometria de uma trinca .....	72
Figura 3.20 Fluxograma das tarefas e etapas para obtenção da curva R. ....	73
Figura 4.1 Imagens da solda processada com 3 mm/s. Nota-se a qualidade superficial e ausência de rebarba. ....	74
Figura 4.2(a) Visão geral da chapa produzida com 2 mm/s, (b) detalhe da desta junta. ....	75
Figura 4.3 (a) Ferramenta nova e visão geral da ferramenta após sucessivas soldas (b)-(d).....	76
Figura 4.4 (a) vista global de topo da ferramenta após 8,5 m e detalhes das trincas observadas (b)-(d).....	77
Figura 4.5 Vista de topo da ferramenta nova (a) e ferramenta usada (b); informações de altura da ferramenta nova (c) e ferramenta usada (d). ....	78
Figura 4.6 Vista de topo da ferramenta nova (a), a ferramenta usada (b), imagem frontal 3D da ferramenta nova (c) e ferramenta usada (d), imagem inclinada 3D da ferramenta nova (e) ferramenta usada (f). ....	79
Figura 4.7 Perfil vertical comparando os perfis da ferramenta nova e usada. .	80
Figura 4.8 Perfil horizontal comparando os perfis da ferramenta nova e usada .....	80
Figura 4.9 Perfil diagonal comparando os perfis da ferramenta nova e usada	81
Figura 4.10 Aparência da face de soldas produzidas com 1 mm/s.....	82

Figura 4.11 Perfis térmicos medidos pelos termopares. (a) LR e (b) LA da condição 1 mm/s; (c) LR e (d) LA da condição 2 mm/s; (e) LR e (f) LA da condição 3 mm/s.....	83
Figura 4.12 Diagrama indicando as temperaturas de pico medidas. (a) 1 mm/s, (b) 2 mm/s, (c) 3 mm/s e (d) posição dos termopares. ....	84
Figura 4.13 Ciclo térmicos experimentados pela ferramenta para a três condições avaliadas.....	85
Figura 4.14 Variação do torque e da força axial ( $F_z$ ) obtidas. ....	87
Figura 4.15 Imagens dos resultados de raio-X do região central da solda, (a) 1 mm/s; (b) 2 mm/s;(c) 3 mm/s. ....	88
Figura 4.16 Corpos de prova dobrados para as três condições, na legenda no canto superior esquerdo contém a velocidade de soldagem e o aporte térmico. ....	89
Figura 4.17 (a) vista de topo do corpo de prova BD2 da condição soldada a 3 mm/s mostrando a raiz da junta e a sua penetração incompleta, (b) aparência do defeito no microscópio ótico, ataque Nital 3%, magnificação de 500x. ....	90
Figura 4.18 Resultados dos ensaios de tração do metal base e das 3 condições processadas. ....	91
Figura 4.19 Corpos de prova das juntas que falharam no metal base.....	92
Figura 4.20 Macrografias da condição soldada com 1 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito. ....	93
Figura 4.21 Macrografias da condição soldada com 2 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito. ....	94
Figura 4.22 Macrografias da condição soldada com 3 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito. A elipse vermelha indica a região da figura 4.12 (b).....	94
Figura 4.23 Comparação das macrografias das amostra M1 entre as condições: (a) 1 mm/s, (b) 1 mm/s,(c) 1 mm/s. Medidas em milímetros...	95
Figura 4.24 Resultados de macrografia obtidos em lupa com 6x de magnificação. Lado esquerdo representa LR lado direito LA. ....	96
Figura 4.25 Resultados microestruturais. Ataque: Nital 3%, magnificação de 500x. As barras das escalas representam 50 $\mu$ m.....	97

Figura 4.26 Microestrutura da amostra M1 da solda processada com 1 mm/s. Ataque Nital 3% com magnificao de 500x. B - bainita; M - martensita e F - ferrita. Posição 3 mm. ....	98
Figura 4.27 Imagens do microscópio laser para a amostra M1 - 1 mm/s (posição 3 mm), Nital 3%. (a) Magnificação de 1.000x; escala 50 µm. (b) Magnificação de 2.000x; escala 10 µm. ....	99
Figura 4.28 Imagens das microestruturas observadas. Magnificação de 3.000x; escala 10 µm. ....	99
Figura 4.29 Imagem da região central da condição 1 mm/s indicando a posição analisadas. ....	101
Figura 4.30 Imagem de MEV da posição P1. ....	101
Figura 4.31 Imagem de MEV da posição P2, microestrutura predominante composta de bainita. ....	102
Figura 4.32 Imagem de MEV da posição P3, microestrutura predominante composta de bainita. ....	102
Figura 4.33 Imagem de MEV da posição P4. ....	103
Figura 4.34 Imagem de MEV da posição P5. ....	103
Figura 4.35 Imagem de MEV da posição P6, microestrutura predominante composta de bainita. ....	104
Figura 4.36 Perfis horizontais medidos na metade da espessura das seções transversais. Lado esquerdo representa LR e lado direito LA. ....	106
Figura 4.37 Perfis verticais medidos na linha da junta nas seções transversais. O sentido medido partiu da região superior (face da solda) em direção a região inferior (raiz da solda). ....	106
Figura 4.38 Mapas coloridos de microdureza, LR no lado esquerdo e LA no lado direito. ....	107
Figura 4.39 Medidas dos 2 sensores delta five obtido durante o ensaio da amostra 1177-3. ....	110
Figura 4.40 Amostra de CT-50 (1178-6) após a etapa de pré-fadiga mostrando desvio do caminho de crescimento da trinca. MO, magnificação de 50x. ....	115
Figura 4.41 Curva R contendo o MB e as juntas soldadas. Os pontos com contorno preto representam ocorrência de “pop in”. ....	116

Figura 4.42 Imagem de MEV da amostra do MB, a esquerda é mostrado o local de observação.....	117
Figura 4.43 Imagem de MEV para amostra (1176-3) soldada com 1 mm/s, a imagem do canto superior esquerdo é mostra a região da trinca .....	117
Figura 4.44 Imagens de MEV para amostra (1177-3) soldada com 2 mm/s, na imagem da esquerda é mostra a região da trinca.....	118
Figura 4.45 Imagens de MEV para amostra (1178-1) soldada com 3 mm/s, na imagem da esquerda é mostra a região da trinca.....	118

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 Vantagens do processo SFMM.....	26
Tabela 2-2 Materiais, geometrias e parâmetros de soldagem utilizados para várias ligas ferrosas *.....	31
Tabela 2-3 Parâmetros de processo e materiais de ferramentas utilizados em diversos aços.....	35
Tabela 2-4 Propriedades mecânicas do aço HSLA-65 em função das variáveis do processo .....	38
Tabela 2-5 Parâmetros de soldagem utilizados .....	39
Tabela 2-6 Lista de Trabalhos acadêmicos de SFMM publicados no Brasil....	49
Tabela 2-7. Composição química e prática de desoxidação da norma GL para qualidades navais .....	52
Tabela 2-8 Propriedades mecânicas da norma GL para qualidades navais ....	52
Tabela 3-1 Composição química da liga GL E36.....	57
Tabela 3-2 Propriedades mecânicas da liga GL E36.....	58
Tabela 3-3 Reagentes utilizados para revelação microestrutural. ....	66
Tabela 4-1 Parâmetros de processo utilizados e aporte térmico calculado. ....	86
Tabela 4-2 Valores dos ensaios de tração e respectivos desvios padrões.....	91
Tabela 4-3 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 1 mm/s.....	109
Tabela 4-4 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 2 mm/s.....	111
Tabela 4-5 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 3 mm/s.....	113

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABS	American Bureau of Shipping
ASTM	American Society for Testing and Materials
B	Bainita
CT	Compact Tension
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
CTOD $\delta_5$	Crack Tip Opening Displacement Delta Five
F	Ferrita
FSW	Friction Stir Welding
FSSW	Friction Stir Spot Welding
GL	Germanischer Lloyd
HSLA	High Strength Low Alloy
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
HV	Hardness Vickers
LA	Lado de Avanço
LR	Lado de Retrocesso
M	Martensita
MB	Material Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MPa	Megapascal ou $10^6$ Pascal
mm	milímetros
NBcp	Nitreto de Boro Cúbico Policristalino
pcBN	Polycrystalline Cubic Boron Nitride
SFMM	Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica
rpm	rotações por minuto
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Afetada Termomecanicamente
$\omega$	Velocidade rotacional da ferramenta
$v$	Velocidade de Soldagem
$\tau$	Torque
$\Delta a$	Extensão da Trinca

## SUMÁRIO

1.0	INTRODUÇÃO .....	20
2.0	REVISÃO DA LITERATURA .....	22
2.1	O Processo.....	22
2.2	Fluxo de material .....	24
2.3	Parâmetros de Soldagem .....	27
2.4	Materiais da Ferramenta para Ligas Ferrosas .....	29
2.5	Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica Aplicado em Aços .....	32
2.6	Trabalhos Sobre SFMM Aplicados em Aços Publicados no Brasil.....	48
2.7	Aços para Aplicação Naval .....	49
2.8	Mecânica da Fratura e Tenacidade à Fratura .....	53
3.0	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	57
3.1.	Nomenclatura Adotada .....	57
3.2.	Material Base e Ferramenta .....	57
3.3.	Máquina e Procedimento de Soldagem .....	59
3.4.	Acompanhamento do Desempenho da Ferramenta.....	61
3.5.	Aquisição Térmica e Aporte Térmico .....	61
3.6.	Plano de Corte das Juntas.....	63
3.7.	Ensaio de Raio-X.....	65
3.8.	Ensaio de Dobramento .....	65
3.9.	Ensaio de Tração .....	65
3.10.	Avaliação Macro e Microestrutural .....	66
3.11.	Avaliação de Microdureza .....	67
3.12.	Ensaio de CTOD $\delta_5$ e Curva-R .....	68
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	74
4.1.	Procedimento de soldagem .....	74
4.2.	Resultados e Discussões do Acompanhamento do Desempenho da Ferramenta .	76
4.3.	Resultados e Discussões das Aquisições Térmicas e Aporte Térmico .....	83
4.4.	Resultados e Discussões dos Ensaios de Raio-X.....	88
4.5.	Resultados e Discussões dos Ensaios de Dobramento .....	89
4.6.	Resultados e Discussões dos Ensaios de Tração.....	91
4.7.	Resultados e Discussão da Avaliação Macro e Microestrutural .....	92
4.8.	Resultados e Discussões da Avaliação de Microdureza .....	105
4.9.	Resultados e Discussão do Ensaio de CTOD $\delta_5$ e Curva R.....	108
5.0	CONCLUSÕES .....	120
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	122
7.0	REFERÊNCIAS.....	123

## 1.0 INTRODUÇÃO

Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM) trata-se de um processo de soldagem por fricção que ocorre no estado sólido em temperaturas abaixo do ponto de fusão do material base. Uma ferramenta não consumível, constituída por um pino e do ombro, é rotacionada e inserida na região da junta, e após a adequada plastificação do material a ferramenta é movida linearmente.

O aquecimento promovido pelo atrito entre a ferramenta e a peça de trabalho é responsável pela produção da união a partir do fluxo do material gerado (mistura em torno do pino), do forjamento (sob o ombro e pino) e da deformação plástica intensa do material na periferia da ferramenta. O processo pode ser aplicado em passe único ou duplo em juntas similares ou dissimilares com diversas configurações de juntas.

Em comparação com soldas que envolvem fusão, a técnica SFMM tem muitas vantagens, tais como: baixo aporte térmico, baixa distorção e tensão residual. Além disso, o processo é considerado ambientalmente limpo devido: a ausência de consumíveis (arames ou eletrodos) e a eliminação da produção de respingos, fagulhas e gases durante o processo.

O processo expandiu-se rapidamente desde o seu desenvolvimento em 1991 e tem encontrado aplicações em uma ampla variedade de indústrias, incluindo aeroespacial, automotiva, ferroviária e marítima. A técnica teve um grande sucesso quando aplicada a ligas de alumínio, e este fato foi uma força motriz para sua aplicação em outros materiais, como em ligas de maior ponto de fusão. Especificamente no caso dos aços, suas ligas representam, de longe, a maior oportunidade para qualquer novo processo. Este fato é explicado dada a importância indiscutível dos aços em aplicações estruturais pois o material é resistente, versátil (i.e. disponível em uma imensa faixa de composições químicas e propriedades mecânicas) e comercialmente competitivo.

Existem diversos estudos disponíveis abordando a utilização de SFMM em ligas de aços, porém especificamente em ligas de aplicação naval isto ainda é escasso. Com poucas exceções, apenas propriedades mecânicas elementares têm sido caracterizadas na pesquisa da técnica aplicada em aços; a maioria dos estudos são limitados a dobramento, tração e testes de dureza. Para aplicações estruturais

críticas, seria necessário avaliar a tenacidade à fratura e outras propriedades complexas com muito mais profundidade.

Desta forma o Objetivo Geral desta pesquisa é fornecer informações técnicas e resultados referentes ao comportamento mecânico e metalúrgico sobre a aplicação de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica na liga de aço GL E36. Essa liga é usada em aplicação naval, especificamente na fabricação de cascos de navios. Os Objetivos Específicos deste trabalho são: avaliar a tenacidade à fratura das soldas produzidas e examinar o desempenho da ferramenta relacionado a seu desgaste.

Para tanto foram produzidas juntas soldadas mantendo a velocidade rotacional constante e variando a velocidade linear obtendo-se diferentes aportes térmicos e conseqüentemente diferentes propriedades mecânicas e metalúrgicas. Tais características foram avaliadas a partir de ensaios e análises, como: raio-X, macrografia e micrografia, microdureza, tração e dobramento. E, para a avaliação em relação ao comportamento da tenacidade à fratura das uniões, foi usado o corpo de prova "*compact tension*" (CT) posicionado com a boca do entalhe na região de mistura da solda. Todas as soldas foram produzidas com aquisição de temperaturas através de termopares inseridos próximo a face da solda.

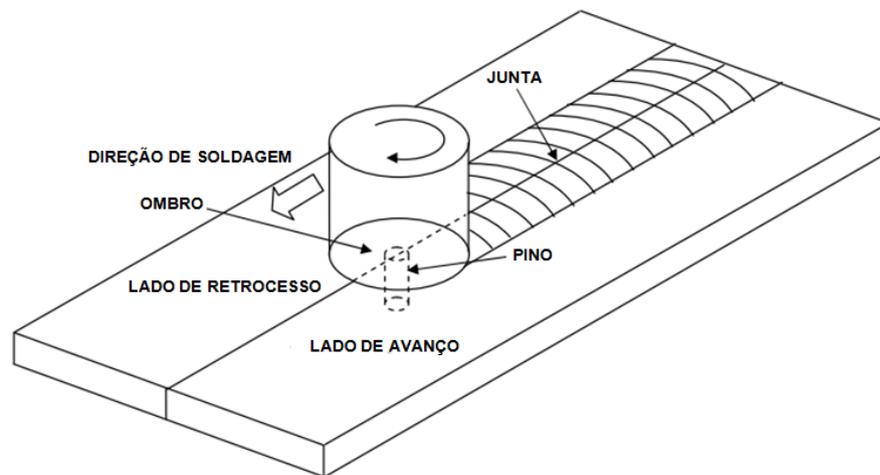
No Capítulo 2 é apresentada a Revisão da Literatura utilizada para a compreensão do tema estudado. No Capítulo 3 é descrita a Metodologia Experimental aplicada. Os Resultados e Discussões são apresentados conjuntamente no Capítulo 4. As Conclusões da Tese são apresentadas no Capítulo 5. As Referências e Trabalhos Futuros estão contidos nos Capítulos 6 e 7, respectivamente.

## 2.0 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 O Processo

O Processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM) é um processo de união no estado sólido que envolve cisalhamento a quente em que uma ferramenta rotativa, com um ombro e um pino roscado, move-se ao longo das superfícies de uma junta entre duas placas rigidamente apertadas e colocadas sobre uma placa de apoio, como mostrado na Figura 2.1 (NANDAN et al., 2008).

Figura 2.1 Ilustração esquemática do processo Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica



Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

O ombro fica em contato firme com a superfície superior da peça de trabalho. O calor gerado pela fricção entre ombro e a superfície superior das chapas e entre a extensão do comprimento do pino e a superfícies das duas chapas que formam a junta aquece o material a ser soldado. Uma deformação plástica severa e fluxo deste metal plastificado ocorre à medida que a ferramenta é deslocada ao longo da direção da soldagem. Embora a Figura 2.1 mostra uma junta de topo, outros tipos de configurações, como juntas sobrepostas e juntas de filete também podem ser fabricadas por SFMM. A placa que compõe a junta em que a direção de rotação é a mesma que a da soldagem é chamada o lado avanço, e o outro lado é designado como sendo o lado a retrocesso. Essa diferença pode levar à assimetria na transferência de calor, o fluxo de material e das propriedades entre os dois lados da solda.

O processo envolve interações complexas entre uma variedade simultânea de processos termomecânicos. As interações afetam as taxas de aquecimento e resfriamento, de deformação plástica e de fluxo de material, fenômenos de recristalização dinâmica e a consolidação mecânica da união.

Uma seção transversal típica de SFMM (Figura 2.2) consiste de um certo número de zonas. O metal base (MB) aonde não ocorre nenhum tipo de alteração do material em função da aplicação da SFMM. A zona termicamente afetada (ZTA) que é semelhante as observadas em soldas convencionais, embora a temperatura máxima de pico seja significativamente menor do que a temperatura de "solidus" e a fonte de calor seja bastante difusa. Isto pode levar a microestruturas um tanto diferentes quando comparado com os processos de soldagem por fusão. A zona de mistura (ZM) central é aquela que experimenta a deformação mais severa, e é uma consequência da maneira pela qual a ferramenta roscada deposita material da parte frontal para a parte traseira da solda. A zona afetada termomecanicamente (ZTMA) fica entre a ZTA e ZM; os grãos da microestrutura original são retidos nesta região, mas frequentemente em um estado deformado (NANDAN et al., 2008).

Figura 3.2 Seção transversal esquemática de uma solda mostrando quatro zonas distintas: (A) metal base - MB, (B) zona termicamente afetada - ZTA, (C) zona termomecanicamente afetada - ZTMA e (D) zona de mistura - ZM



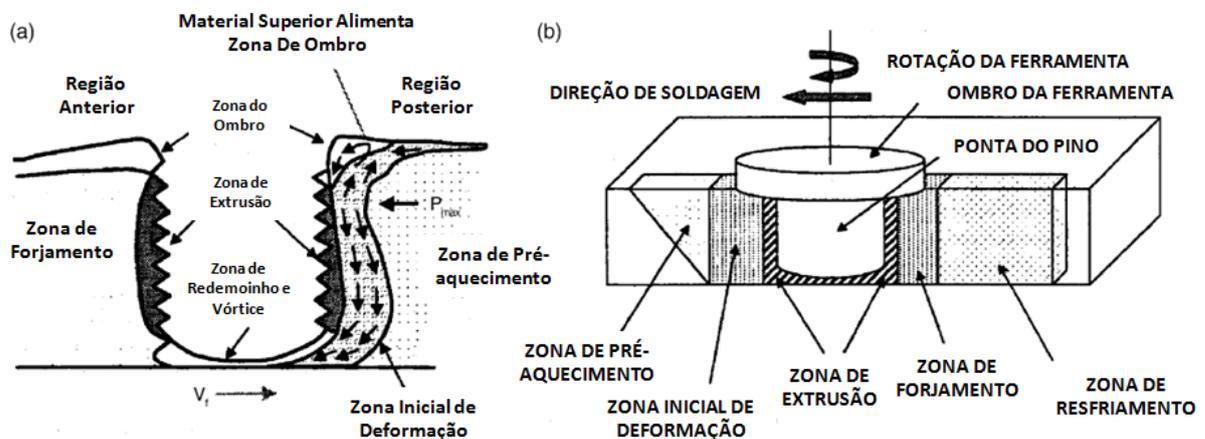
Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

Uma característica única do processo é que o transporte de calor é auxiliado pelo fluxo plástico do substrato perto da ferramenta. A transferência de calor e de massa depende das propriedades do material, bem como das variáveis do processo, incluindo as velocidades de rotação e de soldagem da ferramenta e a sua geometria. Em SFMM, a união ocorre por extrusão e forjamento do metal em altas taxas de deformação (NANDAN et al, 2008).

## 2.2 Fluxo de material

Foi sugerido (ARBEGAST, 2003) que a microestrutura e as características de fluxo de um metal processado por SFMM se assemelham a microestrutura típica de alumínio trabalhado a quente por extrusão e forjamento. Portanto, para a criação de um modelo para o processo SFMM pode ser usada uma analogia com um processo de conformação de metais em termos de cinco zonas de conformação convencional: (a) pré-aquecimento, (b) a deformação inicial, (c) extrusão, (d) forjamento e (e) pós-aquecimento/resfriamento (Figura 2.3).

Figura 3.3 (a) Padrões de fluxo de metal e (b) zonas de processamento metalúrgicos desenvolvidas durante SFMM



Fonte: Adaptado de (MISHRA e MA, 2005)

Na zona de pré-aquecimento na frente do pino, a temperatura sobe devido ao aquecimento por fricção da ferramenta em rotação e o aquecimento adiabático devido à deformação do material. As propriedades térmicas do material da ferramenta e sua velocidade de deslocamento governam a extensão e a taxa de aquecimento desta zona. À medida que a ferramenta se move para frente, uma zona inicial de deformação forma-se quando o material é aquecido acima de uma temperatura crítica e a magnitude de tensão excede a tensão crítica de fluxo do material resultando num fluxo de material. O material nesta zona é forçado simultaneamente para cima e para dentro da zona do ombro e para baixo para dentro da zona de extrusão. Uma pequena quantidade de material é capturado na zona redemoinho abaixo da ponta do pino onde existe um padrão de fluxo de vórtice. Na zona de extrusão com um número finito de largura, o material flui em

torno do pino da região anterior para a região posterior. Uma isotérmica crítica em cada lado da ferramenta define a largura da zona de extrusão em que as magnitudes de tensão e de temperatura são insuficientes para permitir o fluxo de metal. Após a zona de extrusão e a zona de forjamento são forçadas para dentro da cavidade deixada pelo movimento de deslocamento do pino sob condições hidrostáticas de pressão. O ombro da ferramenta ajuda a restringir o material nesta cavidade e também aplica uma força descendente de forjamento. Material da zona de ombro é arrastado através da junta do lado de retrocesso para o lado de avanço. Atrás da zona de forjamento ocorre a zona de pós-aquecimento/resfriamento aonde o material resfria em condições de resfriamento lento ou forçado (ARBEGAST, 2003).

Arbegast desenvolveu uma abordagem simples para modelamento de fluxo de metal da zona de extrusão utilizando considerações de balanço de massa que revela uma relação entre a geometria da ferramenta, os parâmetros operacionais, e o fluxo de tensão dos materiais sendo unidos. Foi indicado que a temperatura calculada, a largura da zona de extrusão, a taxa de deformação, e pressão de extrusão são consistentes com as observações experimentais.

Em resumo, o fluxo de material durante SFMM é complicado e o entendimento do processo de deformação é limitado. É importante salientar que existem muitos fatores que podem influenciar o fluxo de material durante SFMM. Esses fatores incluem a geometria da ferramenta (projeto do pino e do ombro, e dimensões relativas entre eles), parâmetros de soldagem (rotação da ferramenta e direção, ou seja, no sentido horário ou anti-horário, velocidade de soldagem, profundidade de inserção e ângulo da ferramenta), tipos de materiais, temperatura da peça de trabalho, etc. É muito provável que o fluxo de material dentro da zona de mistura durante SFMM consista em vários processos de deformação independentes (ARBEGAST, 2003).

O processo SFMM é considerado como sendo o desenvolvimento mais significativo na união de metais dos últimos anos e é uma tecnologia “verde” devido a sua eficiência energética, adequabilidade ambiental e versatilidade. Quando comparado a métodos convencionais de soldagem, consome consideravelmente menos energia. Para a maioria das ligas metálicas, nenhum fluxo ou gás de proteção é utilizado, tornando o processo ambientalmente amigável. A junção não envolve qualquer utilização de metal de adição e, portanto, qualquer liga de alumínio pode

ser soldada, sem preocupação com a compatibilidade da composição, que é um problema na soldagem com fusão. Quando desejável, ligas de alumínio dissimilares e compósitos podem ser unidas com a mesma facilidade. Em contraste com a tradicional soldagem por fricção, que é geralmente realizada em peças com pequena assimetria que podem ser rotacionadas e empurradas uma contra a outra para formar a união, a técnica pode ser aplicada em diferentes tipos de juntas como juntas de topo, juntas sobrepostas, juntas de topo T e juntas de filete. Os principais benefícios do processo são resumidos na Tabela 2.1 (MISHRA e MA, 2005).

Tabela 2-1 Vantagens do processo SFMM.

Benefícios Metalúrgicos	Benefícios Ambientais	Benefícios Energéticos
Processo no estado sólido	Não é necessário gás de proteção (maioria dos casos)	Utilização melhorada de materiais (i.e. união de diferentes espessuras) permitindo redução de peso
Baixa distorção da peça de trabalho	Não é necessária a limpeza da superfície	Somente 2,5% da energia necessária em comparação a soldagem a laser
Boa estabilidade dimensional e repetibilidade	Elimina resíduo de esmerilhamento	Diminuição de consumo de combustível em aplicações leves aeronáuticas, automotivas e navais
Sem perdas de elementos de liga	Elimina solventes utilizados como desengordurante	
Excelentes propriedades metalúrgicas na área da união	Redução de materiais consumíveis (gases, fluxantes e eletrodos)	
Microestrutura refinada		
Ausência de trincas		
Substitui parafusos ou rebites		

Fonte: (MISHRA e MA, 2005)

Cada um desses benefícios (justificativas técnicas) devem ser considerados em relação com os requisitos técnicos do processo, tais como:

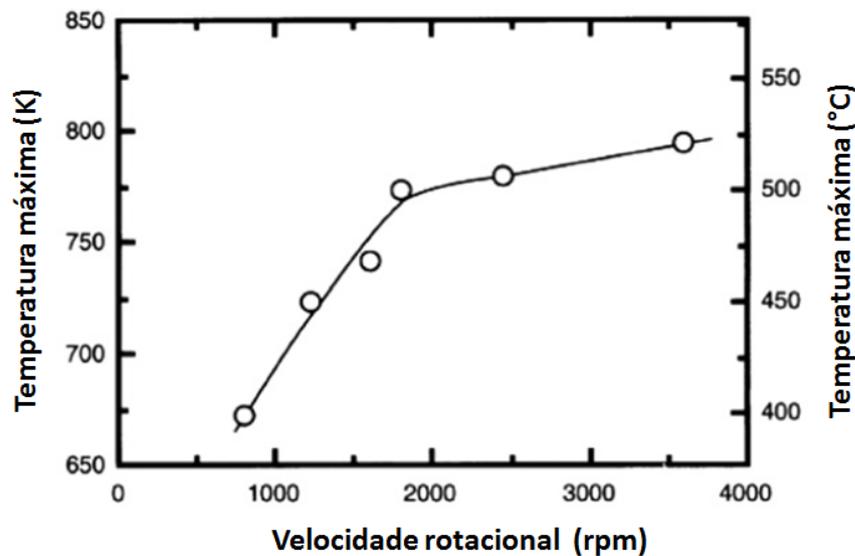
- Processo mecanizado
- Requisitos especiais de fixação
- Limitações de projeto das juntas
- Buraco (*"keyhole"*) no final da solda
- Custo da ferramenta (especificamente para materiais de alto ponto de fusão, e.g. aço, níquel e titânio) (LOHWASSER e CHEN, 2009)

Tais requisitos representam limitações do processo de SFMM.

### 2.3 Parâmetros de Soldagem

A velocidade de soldagem, a velocidade de rotação da ferramenta, a força axial sobre a ferramenta, o ângulo de inclinação da ferramenta e a sua geometria são as principais variáveis independentes que são usados para controlar o processo SFMM. A taxa de geração de calor, campo de temperatura, taxa de resfriamento, força na direção x, torque, e o aporte térmico dependem dessas variáveis. A temperatura de pico aumenta com o aumento da velocidade de rotação e diminui ligeiramente com a velocidade de soldagem. A temperatura de pico também aumenta com o aumento da força axial. A Figura 2.4 mostra aumento significativo na temperatura de pico com um aumento da velocidade de rotação observado para uma liga de alumínio (NANDAN et al., 2008).

Figura 2.4 Relação entre velocidade de rotação e temperatura de pico para soldas com Al AA 6063



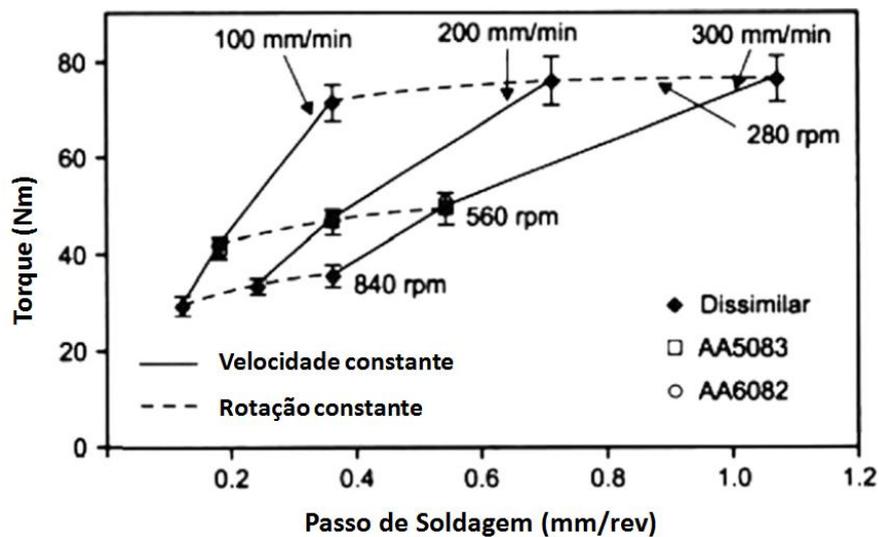
Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

O torque depende de diversas variáveis, tais como a força vertical aplicada, a geometria da ferramenta, o ângulo de inclinação, a tensão de cisalhamento local na interface do material da ferramenta, o coeficiente de atrito e a extensão de deslizamento entre a ferramenta e o material. Valores de torque medidos podem fornecer alguma ideia sobre a tensão média de fluxo perto da ferramenta e a

extensão do deslizamento entre a ferramenta e a peça de trabalho para certas condições de soldagem, quando outras variáveis são mantidas constantes.

O torque diminui com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta devido ao aumento da taxa de geração de calor e de temperatura quando as outras variáveis se mantêm constantes. Isso torna mais fácil o fluxo de material em elevadas temperaturas e taxas de deformação. No entanto, o torque não é significativamente afetado pela mudança em velocidade de soldagem como mostrado na Figura 2.5 (NANDAN et al., 2008).

Figura 2.5 Variação do torque na ferramenta com o passo de soldagem



Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

A velocidade relativa entre a ferramenta e o material é influenciada principalmente pela velocidade de rotação. Portanto, a taxa de geração de calor não é afetada significativamente pela velocidade de soldagem. Altas velocidades transversais tendem a reduzir o aporte térmico e as temperaturas atingidas. O torque aumenta apenas ligeiramente com o aumento na velocidade de avanço porque o fluxo de material se torna um pouco mais difícil a temperaturas ligeiramente mais baixas. O torque na ferramenta pode ser usado para calcular a energia ( $P$ ) necessária usando a equação:  $P = \omega.M$ , onde  $M$  é o torque total na ferramenta e  $\omega$  é a velocidade rotacional da ferramenta.

A força excessiva na direção  $x$  pode ser um importante indicador de potencial erosão da ferramenta e, em casos extremos, a quebra da ferramenta. Assim, a força axial também afeta a qualidade da solda. Forças muito elevadas podem levar ao

superaquecimento e a diminuição de espessura da junta enquanto forças muito baixas levam a aquecimento insuficiente e vazios (NANDAN et al., 2008).

Além da rotação da ferramenta e sua velocidade de avanço (velocidade de soldagem), um outro parâmetro importante do processo é ângulo de inclinação do eixo ou da ferramenta em relação à superfície da peça de trabalho. Uma inclinação apropriada assegura que o ombro da ferramenta mantenha o material misturado pelo pino roscado e move o material de forma eficiente a partir da parte frontal para a parte posterior do pino. Além disso, a profundidade de inserção do pino na peça de trabalho (também chamado de profundidade alvo) é importante para a produção de soldas isentas de defeitos. A profundidade de inserção de pino está relacionada com a altura do pino. Quando a profundidade de inserção não é suficiente, o ombro da ferramenta não entra em contato com a superfície da peça original. Deste modo, o ombro em rotação não pode mover o material misturado eficientemente a partir da frente para a parte de trás do pino, resultando na geração de soldas com uma superfície com ranhuras (sulcos). Quando a profundidade de inserção é muito profunda, o ombro da ferramenta penetra na peça criando excessiva rebarba. Neste caso, uma solda significativamente côncava é produzida, levando ao desbaste local da região da junta das chapas soldadas (MISHRA e MA, 2005).

#### 2.4 Materiais da Ferramenta para Ligas Ferrosas

A viabilidade comercial do processo SFMM para as ligas de maior dureza, tais como aços e as ligas de titânio, aguarda o desenvolvimento de ferramentas rentáveis (com adequada relação custo/benefício) e duráveis que conduzam às soldas estruturalmente consistentes e sem defeitos.

Devido à resistência e dureza elevadas em altas temperaturas, juntamente com a estabilidade em altas temperaturas, o NBcp é um material de ferramenta preferido para a SFMM para ligas duras, tais como aços e ligas de titânio. Além disso, o seu baixo coeficiente de atrito resulta em uma superfície suave na face da solda. No entanto, devido às altas temperaturas e pressões necessárias na fabricação de NBcp, os custos da ferramentas são muito elevados. Devido a sua baixa tenacidade à fratura, este material tem tendência de falhar durante o estágio inicial de penetração (inserção da ferramenta na junta) (RAI et al., 2011). A pesquisa sobre as propriedades de desgaste de NBcp como um material de ferramenta de

cutting for steels and superalloys hardened steels have shown that abrasion and diffusion are the wear mechanisms present (HOOPER et al, 1988).

Nelson (NELSON et al. 2009) reported a useful life of the tool of NBcp sufficient for the welding of 45 m of length of a steel of high strength and low alloy, although the thickness of the steel has not been reported, a track can be obtained from a subsequent work where the alloy HSLA-65 of 6 mm thickness was welded using tools of NBcp (MAHONEY et al., 2010).

Sorensen (SORENSEN, 2009) investigated the wear and fracture sensitivity of three types of NBcp tools and obtained a useful life of approximately 60 m for the welding of a structural steel. Although the thickness of the steel has not been indicated, it is known that the maximum depth of weldable joint in the era was 10 mm (SORENSEN e NELSON, 2007).

Commercially pure Tungsten is resistant at elevated temperatures, but has low toughness at ambient temperature, and wears rapidly when used as tool material for SFMM of steels and titanium alloys. It is known that its exposure at temperatures higher than 1200°C makes it recrystallize and embrittle on cooling to ambient temperature. The addition of Rhenium (Re) reduces the ductile-brittle transition temperature (RAI et al., 2011). This led to the development of tungsten and Rhenium alloys (25% by weight of Re) as a candidate for SFMM tools, and more recently, a variant of it reinforced with 2% of HfC (hafnium carbide). Steels and titanium alloys are welded successfully with tool of W-25% by weight of Re. One time that NBcp is brittle and the Boron of NBcp can dissolve in the base material to form an undesirable phase, the tungsten alloy with 25% by weight of Re was recommended by authors. Their work did not consider the influence of bending and torsion on the tool, or the erosion of the tool material. It should be noted that Re is a very expensive element, and its processing is also expensive. As a consequence, these tools are not susceptible to have their exploration diffused, despite their elevated thermal properties and reasonable ductility.

Tools based on tungsten carbide (WC) were also explored in investigations of the viability of SFMM in steels and titanium alloys. Its toughness is excellent and its hardness is approximately 1650 HV. The material is apparently also insensitive to sudden temperature changes and

carga durante soldas experimentais. Mesmo tendo dados disponíveis sobre as propriedades da ferramenta, há pouca informação disponível sobre a inércia química desse material com relação ao metal a ser unido. Reynolds e seus colegas reportaram resultados (REYNOLDS et al., 2003) com o aço naval DH 36 com uma ferramenta composta de liga de Tungstênio (composição não relatada) e foi capaz de obter as propriedades de tração da solda muito semelhantes ou melhores do que o metal base.

A alta dureza, o baixo coeficiente de expansão térmica e a alta condutividade térmica do  $\text{Si}_3\text{N}_4$  tornaram este composto um material útil para ferramenta de corte material. Revestimento com um material inerte como diamante ou TiC pode resultar em melhoria em sua resistência ao desgaste em temperaturas elevadas. Mesmo embora os requisitos de propriedade para o corte e SFMM são semelhantes, o uso de ferramentas de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  no SFMM não é muito comum. Ohashi e seus colegas (OHASHI et al., 2009) estudaram a soldagem do aço DP 590 com ferramentas de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  e descobriram contaminação de Si e N. Foi reportado que essa contaminação pode ser suprimida com revestimento de TiC/TiN e gás protetor.

A Tabela 2.2 lista os materiais para ferramentas, geometrias de ferramentas e variáveis de soldagem utilizados para soldar alguns dos materiais mais comuns de engenharia (RAI et al., 2011).

Tabela 2-2 Materiais, geometrias e parâmetros de soldagem utilizados para várias ligas ferrosas \*

Material Base e espessura	Material da Ferramenta	Geometria e tamanho	Parâmetros de Soldagem	Comentários
Fe-1,02C-0,24Si-0,37Mn-1,42Cr 2,3 mm	NBcp	DO: 14 mm DP: 2 mm DP <sub>T</sub> : 5,8 mm DP <sub>B</sub> : 4 mm	400-800 rpm 76 mm/min	Soldas isentas de defeitos produzidas com todos os parâmetros  Resistência e ductilidade comparáveis com o metal de base em 400 rpm; mais fases intermetálica em 800 rpm produzindo juntas fracas
NSSC 270 aço inox superaustenítico 6 mm	NBcp	Pino convexo em espiral (CS4)	400 e 800 rpm 30-60 mm/min	Resistência da junta similar ao material base Tensão de cisalhamento maiores que SRP alcançada por um tempo de mistura de 8 s ou maior
SAF 2507 aço inox super duplex, 4 mm	NBcp	DO: 25 mm CP: 3,8 mm	450 rpm 60 mm/min; angulo da ferramenta: 3,5°	
Aço carbono DP 780, 1,5mm	NBcp	GO: côncava GP: cônico CP: 2 mm	800-1600 rpm tempo de mistura: 1-10 s; FSSW	
Aço inox ferrítico 430, duplex 329 J4L, 304, 316L and 310, 6 mm	NBcp	CP: 4,29 mm	550 rpm 80 mm/min; angulo da ferramenta: 3,5° Argônio	Desgaste significativo da ferramenta

Aço ao Boro para estampagem a quente; 1,4 mm	NBcp	GO: côncava DO: 10,2 mm CP: 2,3 mm CC	Juntas sobrepostas 35 mm; 800-2000 rpm; tempo de soldagem 1,9-10,5 s	"centenas" de soldas feitas sem desgaste significativo
Aço inox 304L 3,2 mm	Liga de W	DO: 19 mm	300 e 500 rpm 102 mm/min; Argônio	RT da solda maior que RT do metal base
15-5 PH, 2,6 mm	W-25% Re	GO: côncava DO: 16 mm DP: 6 mm CP: 2,1 mm	300-450 rpm 60-350 mm/min ângulo da ferramenta: 3° Argônio	Eficiência da junta: 80-98%; desgaste da ferramenta na ponta do pino e na borda do ombro
DP 600, 1,22 mm	W-25% Re	DO: 10 mm GP: CC CP: 1,7 mm DP: 4-5,1 mm	3000 rpm Taxa de penetração: 30-60 mm/min (FSSW)	Propriedades similares a SRP
Aço de baixo carbono, 0,6 mm	WC-13% Co; WC-13% Co + 6%Ni, 1,5% Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	GP: CR	1600 rpm Taxa de penetração: 15 mm/min (FSSW)	Resistência aceitável para todas as 500 soldas; durante as soldas redução na taxa de desgaste da ferramenta e produzindo uma ferramenta mais durável.
Aço carbono 1,6 mm	Liga de WC	DO: 12 mm DP: 4 mm GP: CR CP: 1,4-1,5 mm	100-800 rpm 25-400 mm/min ângulo da ferramenta: 3°	Juntas mais resistentes e mais dúcteis que o material base
Aço SK5 1,5 mm	Liga de WC	DO: 12 mm DP: 4 mm CP: 1,5 mm	100-400 rpm 100-200 mm/min ângulo da ferramenta: 3° Argônio	Resistência das juntas similar ou maior que o material base
AISI 1018 6,3 mm	Liga de Mo e W		25,4-102 mm/min	Soldas livre de defeito foram obtidas e a falha ocorreu no material base, maior desgaste da ferramenta ocorreu durante a penetração
Aço DP 590 1,2 mm	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , com e sem revestimento de TiC/TiN	GO: côncava DO: 10 mm CP: 1,3 mm DP: 4 mm	3000 rpm Argônio (FFSW, junta sobreposta)	Contaminação com Si e N da ferramenta causando redução na resistência

\* DO: diâmetro de ombro; DP: diâmetro do pino; CP: comprimento pino; DP<sub>t</sub>: diâmetro do pino na parte superior (maior diâmetro) para pino côncavo; DP<sub>b</sub>: diâmetro do pino na parte inferior (menor diâmetro) para pino côncavo; GP: geometria do pino; GO: geometria do ombro; CR: circular reto; CC: circular côncavo; FSSW: friction stir spot welding; SRP: soldagem por resistência a ponto; RT: resistência à tração.

Fonte: Adaptado de (RAI et al., 2011)

## 2.5 Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica Aplicado em Aços

O aço é muitas vezes a referência mais importante contra a qual materiais estruturais emergentes são comparados. O que muitas vezes não é percebido é que esta referência está em movimento, com descobertas notoriamente frequentes e inovadoras sendo feitas no contexto do aço e sua ligas. É por isso que aço continua a ser o material mais bem sucedido de todos os de baixo custo, com mais de um bilhão de toneladas sendo consumidas anualmente. Uma das razões para o predomínio esmagador dos aços é a infinita variedade de microestruturas e

propriedades que podem ser gerados pela transformação de estado sólido e processos de fabricação possíveis de serem aplicados. Eles também fornecem uma ampla gama de propriedades mecânicas a partir de níveis de resistência moderada (200-300 MPa) com excelente ductilidade e tenacidade, resistência alta (500 MPa) com ductilidade adequada. E assim não é surpreendente que aços e suas ligas compreendem mais de 80%, em peso, das ligas de uso industrial em geral (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

No entanto, no presente momento, não há perspectiva razoável de que processos de soldagem tradicionais a arco elétrico serão substituídos das atividades tradicionais de fabricação em aço por soldagem por SFMM. Não deve ser esquecido que o aço é a liga mais amplamente soldada; provavelmente mais de 90% em peso de todas as estruturas soldadas são feitas de aço. A evolução ao longo dos últimos cinquenta ou sessenta anos em pesquisas levaram a consumíveis de alta qualidade e equipamentos para o processo a preços aceitáveis. Processos a arco elétrico não podem ser superados devido a flexibilidade do projeto da junta, a capacidade manual e automática, abundância de profissionais qualificados em nível de operação e supervisão, custos relativamente baixo em um nível de experiência que não pode ser contestada. Entretanto, o potencial para a soldagem por fricção de aços é alto, mas para um nicho de aplicações. O processo está sendo ativamente desenvolvido para várias atividades de construção naval (muito destas é militar), e para outras aplicações críticas, tais como a soldagem de dutos de muita alta resistência, onde consumíveis de soldagem a arco elétrico convencional não são adequadamente desenvolvidos. O potencial para a menor distorção também tem atraído o interesse de estaleiros, e há agora muito pesquisa ativa (e alguns resultados muito animadores) sobre o uso de FSSW na soldagem de aços automotivos de ultra resistência. O maior problema em todas estas aplicações potenciais é a falta de um adequado material para a ferramenta .

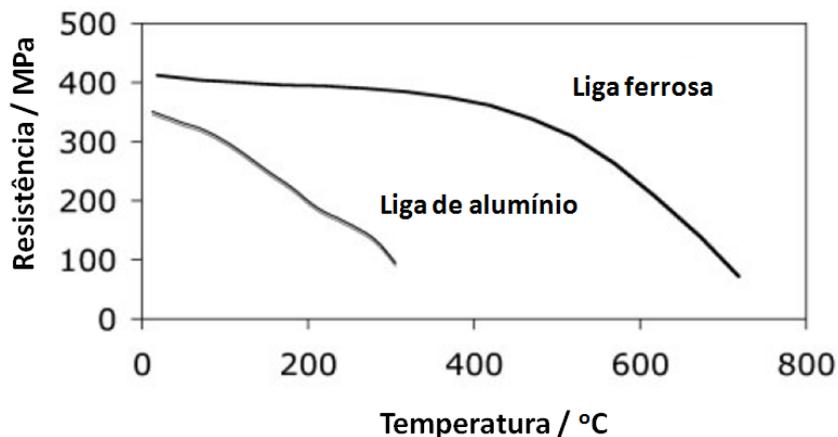
Deve-se notar que os aços de praticamente de todos os tipos têm sido unidos com sucesso por SFMM e por isso as oportunidades futuras para a tecnologia são claramente muito grandes (LOHWASSER e CHEN, 2009).

Na maioria dos estudos, o aço soldado via SFMM torna-se localmente avermelhado, a temperatura máxima alcançada é inferior a 1200°C e o tempo  $\Delta t_{8-5}$  para resfriar entre a faixa de 800-500°C, é aproximadamente de 11 segundos. A austenita irá, portanto, formar-se durante o ciclo de aquecimento e

subsequentemente transformar durante o ciclo de resfriamento. Certamente, o otimismo recente que o processo SFMM tornasse um método comercialmente atrativo para a fabricação de navios, tubulações, caminhões, vagões ferroviários pode não vir a ser concretizada até que seus desafios sejam superados. As transformações metalúrgicas esperadas com base apenas nas taxas de resfriamento não são significativamente diferentes de soldagens comuns. No entanto, devido às temperaturas de pico atingidas serem menores do que na soldagem por fusão, a estrutura de grão da austenita da zona termicamente afetada (ZTA) é esperada ser mais fina. Isto seria benéfico para evitar transformação para fases duras e deletérias. Tem sido argumentado que isso tornaria mais fácil a soldagem de aços com carbono equivalente alto (BHADESHIA e DEBROY, 2009).

A Figura 2.6 mostra a dependência típica da resistência com a temperatura de uma liga de alumínio em comparação com do aço.

Figura 2.6 Dependência típica entre resistência a quente e temperatura de liga de alumínio ligas e aços



Fonte: Adaptado de (BHADESHIA e DEBROY, 2009)

A Figura 2.6 demonstra que o material da ferramenta deve ter propriedades adequadas para suportar as condições de serviço e ao mesmo tempo ter uma relação custo/benefício adequada à soldagem através de SFMM dos aços (BHADESHIA e DEBROY, 2009).

A microestrutura e transformação de fase de aços em SFMM ainda não foram detalhadamente estudadas, além disso, a textura, tenacidade à fratura, resistência à fadiga precisam caracterização mais profunda (PRADEEP, 2012).

A Tabela 2.3 apresenta um sumário dos parâmetros e materiais de ferramenta para SFMM de aços de estudos publicados.

Tabela 2-3 Parâmetros de processo e materiais de ferramentas utilizados em diversos aços

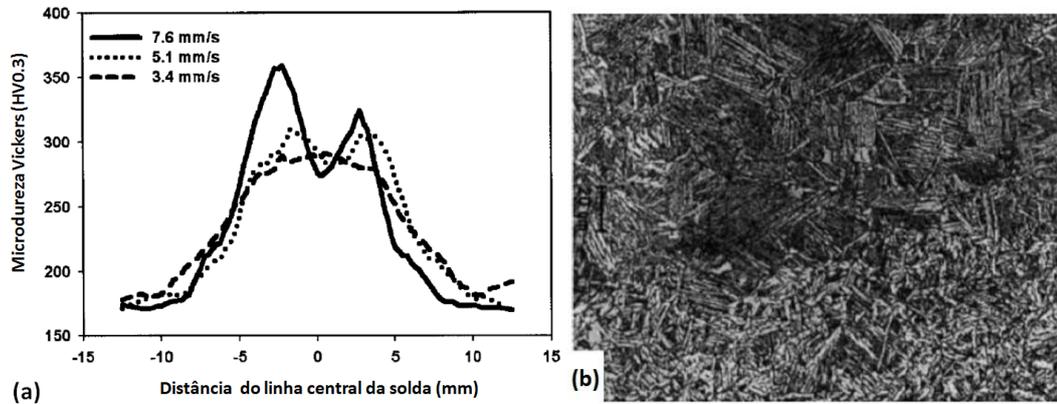
Material base e espessura	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Material da Ferramenta
SK5, 4 mm	700	80	WC-Co
IF, S12C, S35C 1,6mm	400	100-400	WC
AISI 1018, 5 mm	1000	50	Liga de W
AISI 409M, 4 mm	800-1200	30-110	Liga de W
M190, 1 mm	1000	12,6-101.4	Densimet-180 e CY-16
ASTM 945, 9,5 mm	300-600	51-203	NBcp
304L, 316L 5 mm e 10 mm	300-700	150,180	W
HSLA-65 6,4 mm e 12,7 mm	400-450	99-120	W
DH-36, 6,4 mm	-	102-457	Liga de W
C-Mn, 6,4 mm	-	-	NBcp
12% Cr, 12 mm	-	240	-
AISI 1010, 6,4 mm	450-650	25-102	Mo e ligas de W
304L	300, 500	102	Liga de W
304	550	78	NBcp

Fonte: Adaptado de (PRADEEP, 2012)

Reynolds et al. reportaram soldagem utilizando SFMM para o aço de aplicação naval DH36 em chapas de 6,4mm de espessura usando as seguintes velocidades de soldagem: 3,4 mm/s, 5,1 mm/s e 7,6 mm/s. As velocidades de rotação foram variadas para cada condição, porém mantendo a mesma razão entre rotação e velocidade linear (passo de soldagem) de 1,72 revoluções por milímetro (rev/mm). Neste estudo foi usada ferramenta composta de um liga de tungstênio e foram produzidas soldas em passe único, livre de defeitos. Foram feitos ensaios de tração, microdureza e avaliação microestrutural. Os corpos de prova de tração romperam no material base comprovando juntas mais resistentes que o material base ("overmatching"). A máxima dureza foi observada na zona de mistura, diminuindo gradualmente a partir desta região através da zona termicamente afetada até o material base, como ilustra a Figura 2.7 (a), onde bainita e martensita foram

encontradas na zona de mistura, como demonstra a Figura 2.7 (b) (REYNOLDS et al., 2003).

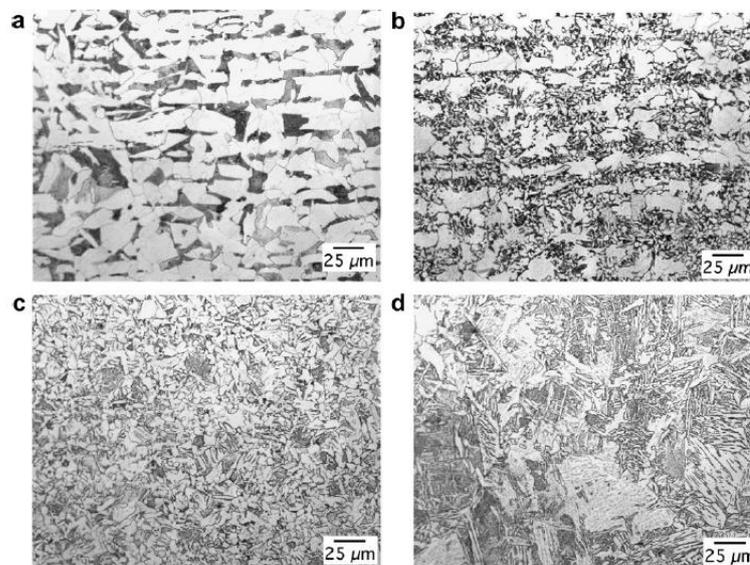
Figura 2.7 Perfis de microdureza para as soldas obtidas com diferentes velocidades de soldagem e (b) microestrutura da solda processada com 7,6 mm/s



Fonte: Adaptado de (REYNOLDS et al., 2003)

Nandan et al. apresentaram micrografias de microestrutura de aço carbono manganês, em seu artigo sobre avanços recentes em Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica - Processo, estrutura de soldagem e propriedades, contidas no relatório técnico 815/2004 do "The Welding Institute" (TWI). No entanto, apenas as imagens e respectivos constituintes são expostos (Figura 2.8) sem mencionar os detalhes dos parâmetros de soldagem utilizados (NANDAN et al., 2008).

Figura 2.8 Microestrutura típica de SFMM em aço C-Mn. (a) Metal base, com bandas de ferrita alotriomórfica e perlita; (b) região aquecida intercrítica (ZTA); (c) ZTMA (região de grãos refinados próximo da zona de mistura); (d) zona de mistura



Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

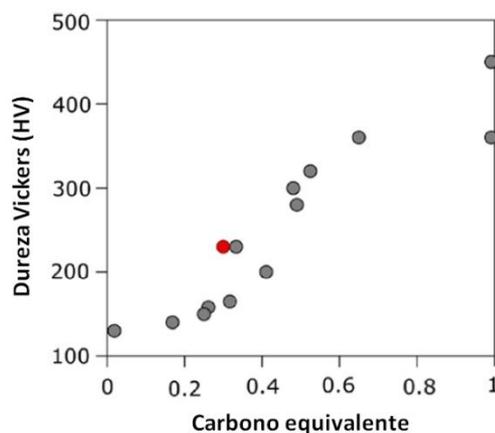
Em relação ao fenômeno de corrosão, Nandan reporta que considerando que a ZTMA de soldas de aço não contém uma microestrutura muito deformada, não deve haver propriedade de corrosão prejudicial associada com soldas SFMM. Pode até ser uma vantagem uma vez que a composição química da região da solda é idêntica a das chapas, isto é, o potencial eletroquímico homogêneo. Por exemplo, testes de corrosão em névoa salina não mostraram significantes diferenças na perda de peso ou a tendência de "pit" entre a solda da liga HSLA 65 processada através de SFMM.

Em relação a dureza das soldas de aço produzidas através de SFMM, estudos de diferentes autores (em diferentes ligas) foram analisados e relacionados em função do carbono equivalente do "International Institute of Welding" (IIW) segundo a equação (1):

$$CE = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (1)$$

Nesta fórmula os símbolos se referem a elementos suas concentrações em percentagem em peso. A Figura 2.9 mostra que há uma forte correlação entre a dureza e o carbono equivalente calculado. O ponto vermelho é um aço inoxidável, mas com a concentração de Cr considerada como igual a zero, porque a equação do IIW não é apropriada para aços inoxidáveis; é notável que quando o Cr é negligenciado, a dureza cai sobre a mesma tendência que os aços de baixo e médio carbono (NANDAN et al., 2008).

Figura 2.9 Dureza Vickers da ZTMA como uma função do carbono equivalente do IIW



Fonte: Adaptado de (NANDAN et al., 2008)

Mahoney et al. reportaram resultados (Tabela 2.4) para a liga HSLA-65 com espessura de 6 mm e demonstrou a habilidade do processo na obtenção de soldas sem defeitos internos e com boa ductilidade e resistência. A ferramenta utilizada foi NBcp com os seguintes parâmetros: 200 rpm com velocidade de soldagem de 1,27 mm/s e 600 rpm com velocidades de soldagem de 0,42 mm/s, 1,27 mm/s e 2,54 mm/s.

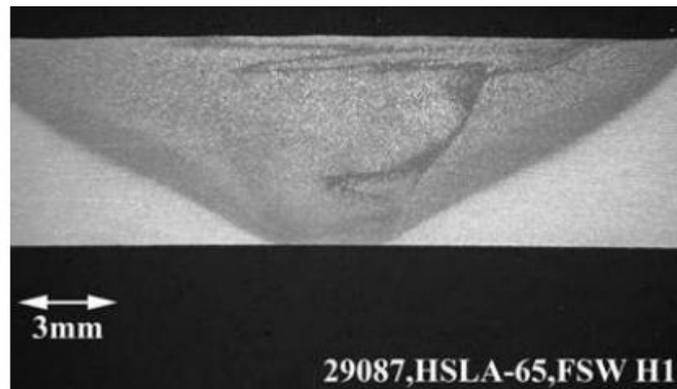
A Figura 2.10 ilustra uma solda livre de defeitos para o aço HSLA-65 e as microestruturas em maior ampliação das diferentes zonas da junta. Dureza típica para o metal base, ZTA e microestruturas da zona de mistura também é mostrada. Além disso, foram observadas diferenças consideráveis em resistência para os diferentes parâmetros. Por exemplo, o limite de escoamento das juntas processadas com 600 rpm e 0,42 mm/s foi de 543 MPa e em 2,54 mm/s o limite de escoamento foi de 662 MPa. Uma possível explicação para isso são as diferentes microestruturas para as diferentes velocidades de soldagem utilizadas. Baixas temperaturas de pico resultam em um tamanho de grão mais refinado da ferrita e isso está associado com a maior velocidade de soldagem, e, conseqüentemente, maior resistência de solda. Além disso, a velocidade de rotação da ferramenta superior (600 contra 200 rpm) com uma velocidade de soldagem constante resultou num aumento significativo do limite de escoamento (648 contra 490 MPa) (MAHONEY et al., 2010).

Tabela 2-4 Propriedades mecânicas do aço HSLA-65 em função das variáveis do processo

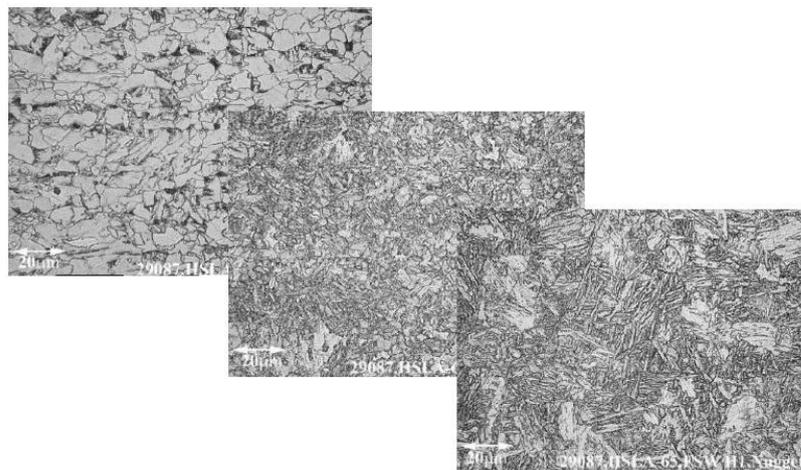
Velocidade rotacional (rpm)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Temperatura de pico da ferramenta(°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
200	1,27	750	490	765	26
600	0,42	935	543	707	25,2
600	1,27	870	648	826	23,7
600	2,54	840	662	852	22,3

\* material base: limite de escoamento: 448 MPa, limite de resistência: 538-690 MPa e Alongamento: 18 % (mínimo)

Figura 2.10 Microestrutura e valor de dureza de cara região. (a) macrografia, (b) metal base, 199 HV, (c) ZTA, 222 HV, (d) zona de mistura, 316 HV



(a)



(b)

Fonte: Adaptado de (MAHONEY et al., 2010)

Santos et al. avaliaram a tenacidade à fratura da liga ISO 3183 X80M (API 5L X80) usando dois passes em chapas de 12 mm. Foi mantida constante a velocidade de soldagem e variada a velocidade rotacional usando uma ferramenta de NBcp, conforme resume os parâmetros utilizados contidos na Tabela 2.5.

Tabela 2-5 Parâmetros de soldagem utilizados

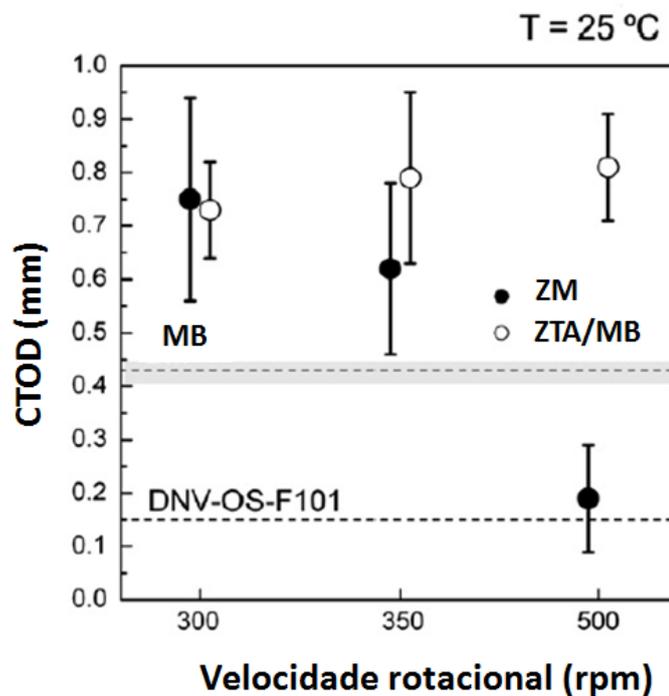
Velocidade rotacional (rpm)	Velocidade de soldagem (mm/min)	Razão mm/rotação	Força axial (kN)
300	100	0,33	28
350		0,29	32
500		0,20	33

Fonte: (SANTOS et al., 2010)

A avaliação da tenacidade à fratura foi feita usando ensaio de dobramento por três pontos através do parâmetro CTOD (*crack tip opening displacement*). Os

entalhes foram posicionados na ZTA e na ZM e todos os ensaios foram realizados a temperatura ambiente. Os resultados das juntas produzidas com velocidades rotacionais menores apresentaram maior tenacidade na ZTA e na ZM, que podem ser comparados com os resultados do material base (MB). Por outro lado, juntas produzidas usando maiores velocidades rotacionais apresentaram baixa tenacidade a fratura na zona de mistura e alto valor de CTOD na ZTA. A Figura 2.11 mostra os resultados de CTOD obtidos. Os resultados foram comparados com os requisitos da norma DNV-OS-F101.

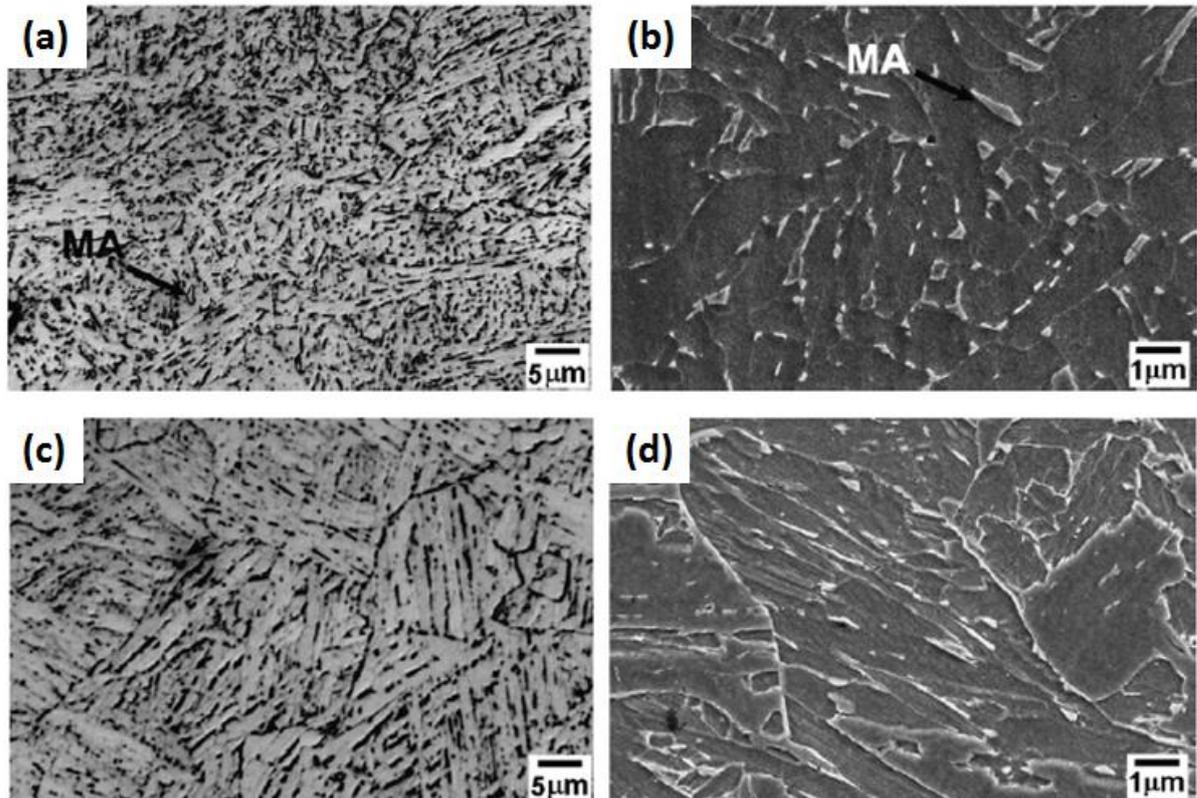
Figura 2.11 Valores de CTOD para o MB, ZM e ZTA para as condições avaliadas



Fonte: (SANTOS et al., 2010)

A microestrutura dentro da zona de mistura, com a junta processada com 500 rpm, resultou em bainita superior degenerada associada com microconstituente de martensita/austenita (MA) alongado e alto conteúdo de carboneto (cementita) que foi prejudicial para a tenacidade a fratura. Por outro lado, as juntas processadas com 300 e 350 rpm apresentaram constituinte de MA massivo associado com ferrita acicular (bainita granular) e menor conteúdo de carboneto, o qual foi benéfico para a tenacidade à fratura. A Figura 2.12 demonstra as microestruturas (SANTOS et al., 2010).

Figura 2.12 Microestruturas da zona de mistura. (a) microscópio ótico e (b) MEV da junta processada com 500 rpm. Grande quantidade de carbonetos (cementita) e constituinte MA alongada, apontado. (c) microscópio ótico e (d) MEV da junta processada com 350 rpm. Baixa quantidade de carbonetos (cementita) e MA. A fase mais escura corresponde ao carboneto de ferro (cementita) e a mais clara a matriz ferrítica.

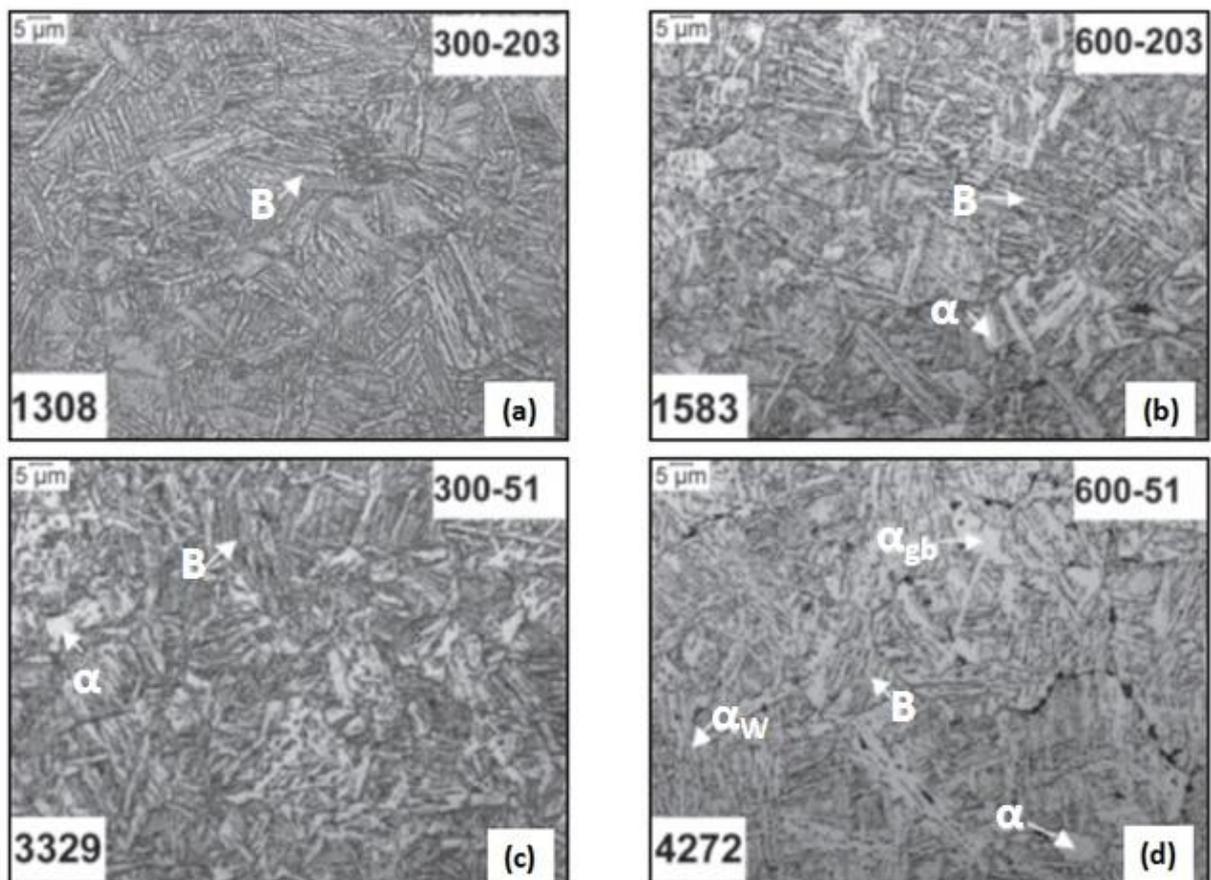


Fonte: Adaptado de (SANTOS et al., 2010)

Wei e Nelson publicaram um estudo para correlacionar a microestrutura com as variáveis do processo usando a liga HSLA-65, e entre os índices utilizados, o aporte térmico forneceu a melhor correlação. A ferramenta utilizada era composta de NBcp e as chapas tinham espessura de 9 mm. No entanto, como o pino da ferramenta tinha comprimento aproximado de 6 mm, as soldas obtidas tiveram penetração parcial. As velocidades rotacionais usadas foram de 300, 450 e 600 rpm e as velocidades de soldagem foram de 51, 127 e 203 mm/min. As microestruturas foram avaliadas na zona de mistura e foram constituídas por bainita em ripa e com alguma porção de ferrita de contorno poligonais/alotriomórficos, que são altamente dependentes do aporte de calor. Foi observado que o aumento do aporte de calor, diminui o volume de bainita e aumenta o grão de ferrita e o tamanho da ripa da bainita.

A Figura 2.13 compara as características microestruturais dentro da zona de mistura de soldas com vários aportes térmicos. A rotação da ferramenta (rpm) e a velocidade de soldagem (mm/min) estão indicadas no canto superior direito de cada imagem. E o aporte térmico no canto inferior esquerdo. Os símbolos utilizados para identificação das microestruturas são:  $\alpha$  - ferrita poligonal,  $\alpha_{gb}$  - ferrita alotriomórfica de contorno de grão, B - bainita, e  $\alpha_w$  - ferrita Widmanstätten. Os grãos equiaxiais do material base foram completamente transformados em bainita em ripa com alguma ferrita poligonal de contorno de grão. Isso indicou que o centro da solda alcançou uma temperatura de pico maior que  $A_3$ , mesmo no menor aporte térmico de 1,31 kJ/mm (WEI e NELSON 2011).

Figura 2.13 Microestrutura do centro da solda para vários aportes térmicos para liga HSLA-65.



Fonte: Adaptado de (WEI e NELSON, 2011)

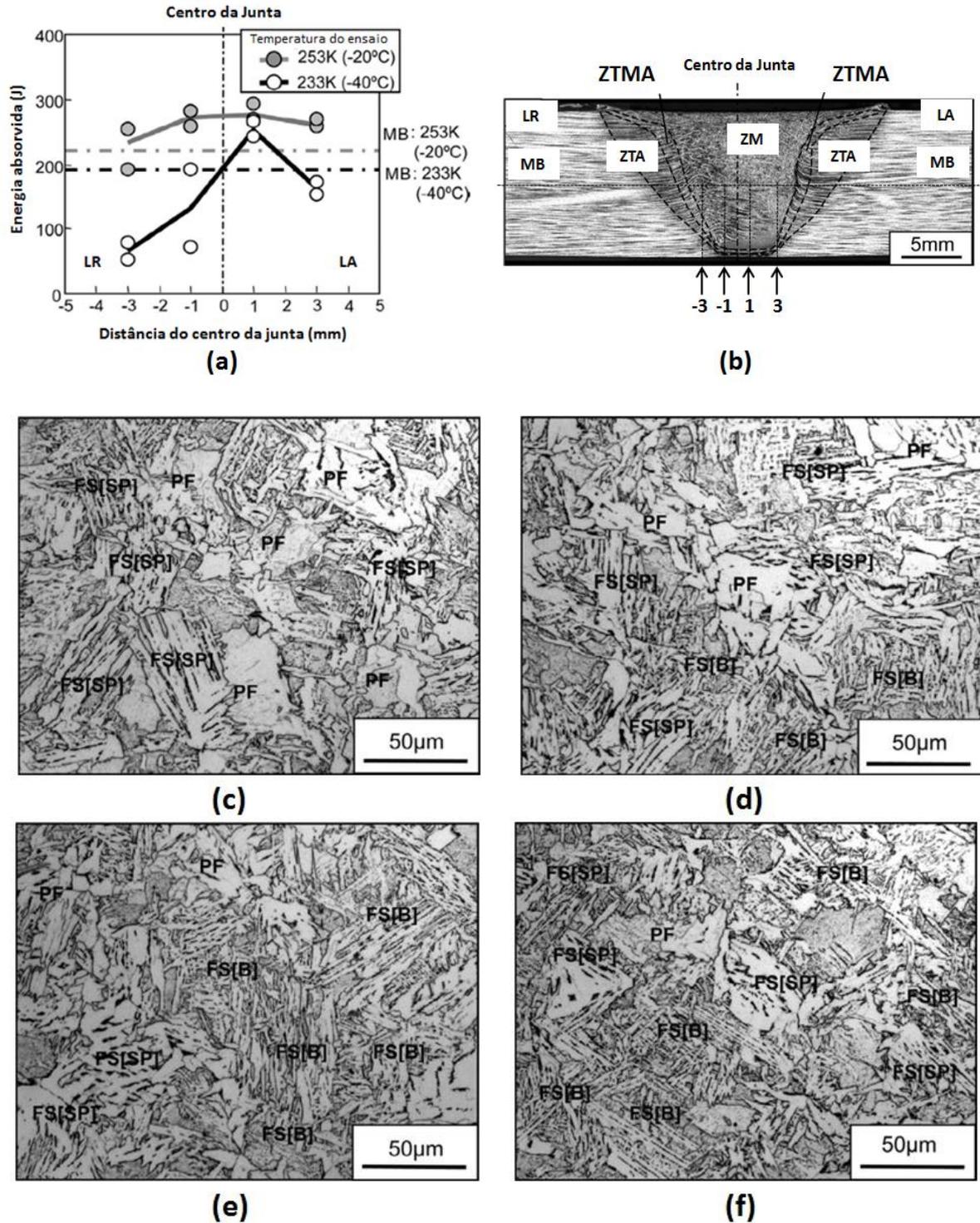
Com o aumento do aporte térmico, dois tipos de microestruturas foram formadas (Figura 2.13 (b) e (c)): ferrita poligonal e bainita superior. Maiores aportes térmicos produzem menores taxas de resfriamento, e ferrita poligonal começa a nuclear nos contornos de ferrita/austenita. Na Figura 2.13, o maior aporte térmico de

4,3 kJ/mm, as microestruturas primárias são compostas de bainita em ripa junto com partículas dispersas nos contornos de grão de austenita prévia coexistindo com alguma ferrita de contorno de grão alotriomórfica e poligonal. Ferrita alotriomórfica forma-se na junção tripla nos contornos de grão de austenita prévia.

Resumindo, ferrita de contorno de grão poligonal/alotriomórfica adicional forma-se com o aumento do aporte térmico. Embora, produtos de transformação de alta temperatura (ferrita de contorno de grão poligonal/alotriomórfica) são formados com maior aporte térmico, bainita em ripa ainda foi a microestrutura dominante na zona de mistura. Isso é devido ao resfriamento relativamente rápido do SFMM comparado com soldagem a arco elétrico. Taxas de resfriamento rápidas, são resultado de: menores aportes térmicos e do grande efeito de dissipação de calor produzido pela "*backing bar*" (barra de metal utilizada como apoio das chapas a serem soldadas que é inserida na mesa de soldagem da máquina SFMM com objetivo de suportar os esforços termomecânicos do processo) (WEI e NELSON 2011).

Matsushita et al. estudaram as microestruturas e tenacidade das juntas soldadas em uma liga aço carbono manganês com 400 MPa de resistência à tração. Foi usada ferramenta de NBcp (usando ângulo de 3,5°) em chapas de 12 mm de espessura, velocidade rotacional de 450 rpm e velocidade de soldagem de 0,85 mm/s. Foram verificadas características não homogêneas em relação a microestrutura e a propriedade de tenacidade dentro da zona de mistura. Foram avaliadas diferentes posições em relação ao centro da junta. Na Figura 2.14 (a) e (b) são mostrados os resultados de ensaio Charpy e suas respectivas posições na macrografia. As respectivas microestruturas para as posições de -3, -1, 1 e 3 mm são apresentadas na Figura 2.14 (c) até (d).

Figura 2.14 (a) Variação de tenacidade, LR - lado de retrocesso e LA - lado de avanço. (b) Macrografia com o posicionamento das regiões avaliadas. Microestrutura da zona de mistura correspondente aos ensaios de charpy, (c) - 3mm (d) -1mm (e) 1mm (f) 3mm do centro da junta.



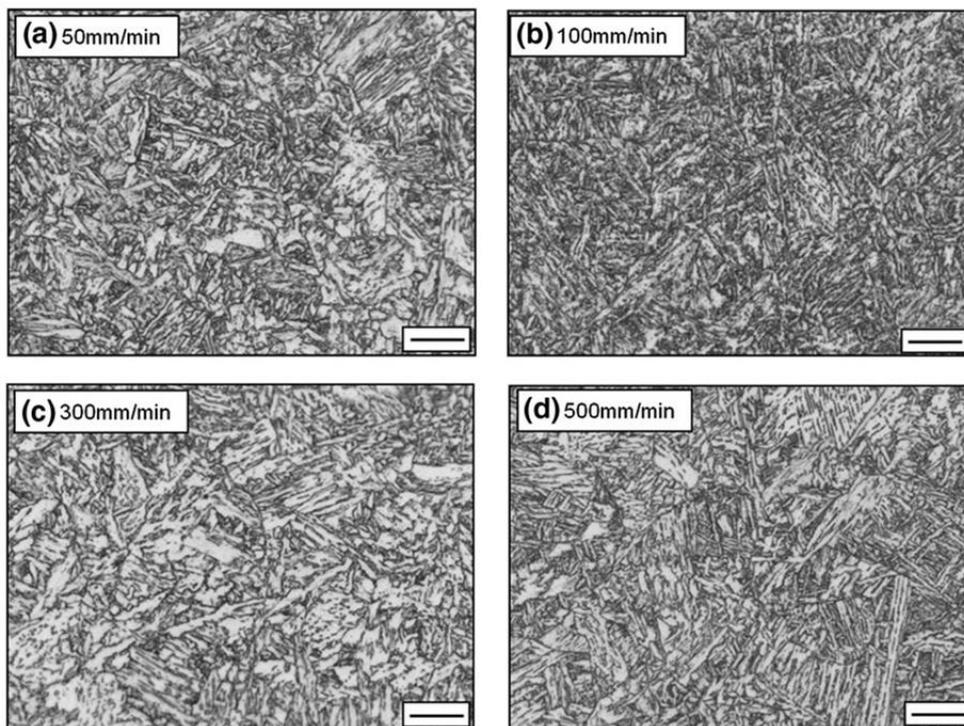
Fonte: Adaptado de (MATSUSHITA et al., 2012).

Para a identificação microestrutural foi usado a nomenclatura utilizada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW), PF - ferrita primária, FS[SP] - placa lateral

de ferrita, FS[B] - bainita. A tenacidade maior do lado de avanço (LA) em relação ao lado de retrocesso (LR) foi atribuída ao fato do lado de avanço possuir uma maior quantidade de estrutura refinada. (MATSUSHITA et al., 2012).

Barnes et al. reportaram a influência da velocidade de soldagem no desenvolvimento microestrutural da liga HSLA-65 em chapas de 6,35 mm de espessura com ferramenta de Tungstênio-Rênio (W-25%Re). A velocidade de rotação utilizada foi de 600 rpm com velocidades de soldagem variando de 50-500 mm/min. Na Figura 2.15 são mostradas as microestruturas da zona de mistura para diferentes velocidades de soldagem. Para todas as condições analisadas a microestrutura foi constituída de uma mistura de martensita, bainita e ferrita.

Figura 2.15 Microestrutura da zona de mistura para diferentes velocidades de soldagem, a barra de escala representa 20  $\mu\text{m}$



Fonte: Adaptado de (BARNES et al., 2012)

Os autores reportam que quando se considera o efeito da velocidade de soldagem na microestrutura, é necessário considerar o pico de temperatura e a taxa de resfriamento atingidos. Por exemplo, na menor velocidade de soldagem (50 mm/min) o maior pico de temperatura é esperado, porém a menor taxa de resfriamento ocorre devido ao menor gradiente térmico entre o centro da junta e o restante do material base. No caso da maior velocidade de soldagem (500 mm/min)

o contrário é esperado - um menor pico de temperatura porém uma maior taxa de resfriamento.

No caso do centro da junta, o material foi aquecido até o campo austenítico (acima de  $A_3$ ) para todas as velocidades avaliadas, no entanto ambos os graus de superaquecimento e tempo em determinada temperatura dependem da velocidade de soldagem. Os picos maiores de temperaturas são esperados nas velocidades de soldagem mais baixas e resultarão em grãos de austenita maiores. Este tamanho de grão então influencia a temperabilidade e portanto na microestrutura e morfologia que será transformada no resfriamento. O aumento no tamanho de grão austenítico conduz a formação de ferrita acicular devido a diminuição da temperatura de início da formação da ferrita poligonal acompanhado de um pequeno aumento da temperatura de início da formação de ferrita acicular.

Adicionalmente, com o aumento do tamanho de grão austenítico, mais produtos de transformação displaciva (i.e., martensita e bainita) podem se formar em determinada taxa de resfriamento. O aumento na taxa de resfriamento, por outro lado, vai levar ao aumento da probabilidade de transformação de maiores produtos de transformação displaciva. As mudanças na microestruturais com o aumento da velocidade de soldagem foram explicadas em função destes fenômenos. Aumentando a velocidade de 50 para 100 mm/min, houve um significativo aumento da quantidade de martensita, bainita e ferrita acicular devido ao aumento da taxa de resfriamento. Aumentando de 100 para 300 mm/min a influência do pico de temperatura começou a ultrapassar o efeito da taxa de resfriamento.

Embora a taxa de resfriamento deva aumentar com o aumento da velocidade de soldagem, a microestrutura obtida em 300mm/min demonstrou mais ferrita poligonal e menos produtos de transformação displaciva que a microestrutura obtida em 100 mm/min. Isso é devido ao pico menor de temperatura e conseqüentemente ao tamanho de grão austenítico menor. Isso aumenta o intervalo de temperatura para o crescimento de ferrita poligonal e fornece menores regiões na microestrutura para formação de produtos de transformação displaciva. Aumentando de 300 para 500 mm/min, o efeito da taxa de resfriamento começa a tornar-se mais dominante novamente com mais ferrita acicular sendo formada. (BARNES et al., 2012).

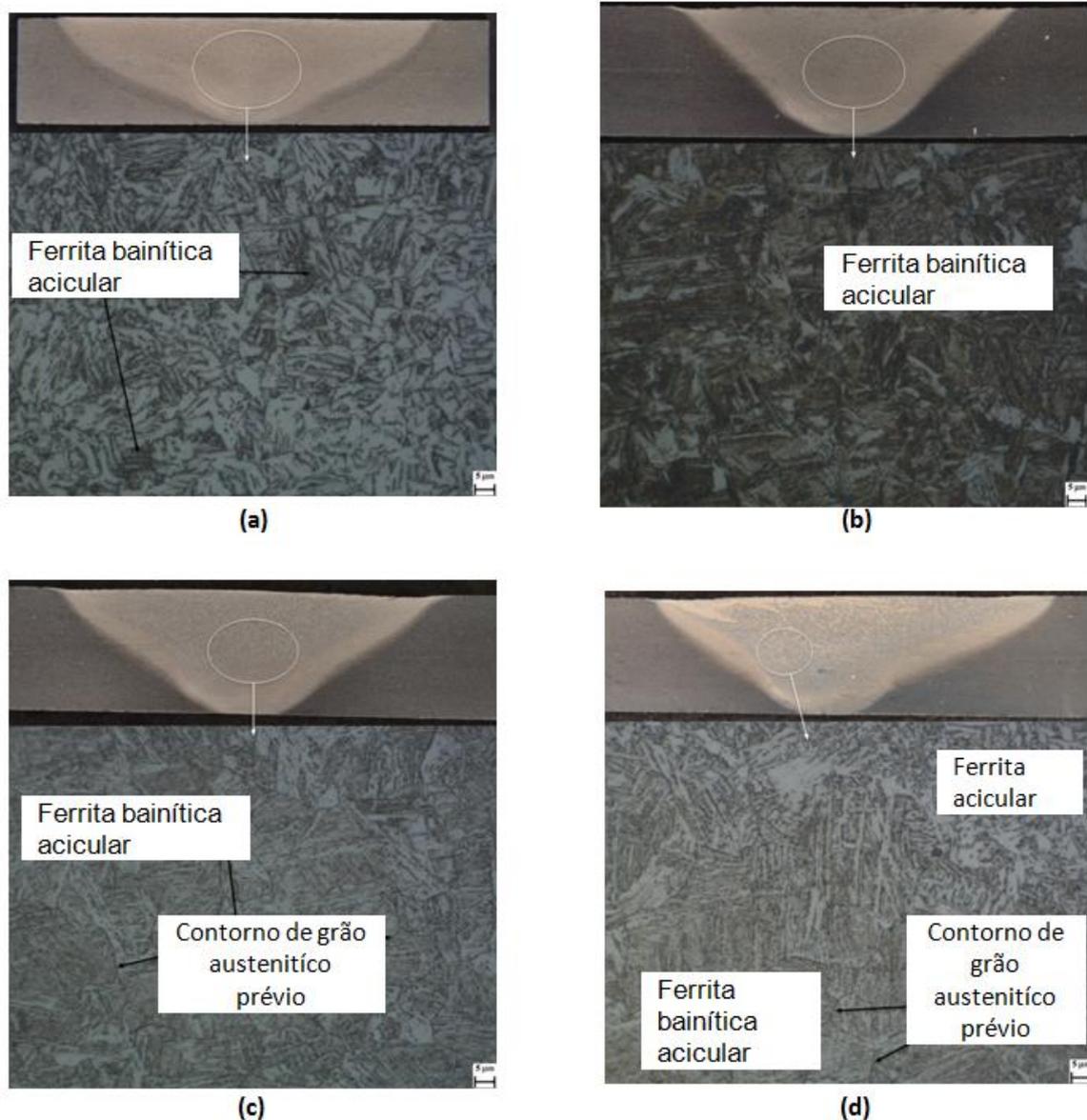
Toumpis et al. propuseram um intervalo de parâmetros de processo para a liga de aplicação naval DH36 aplicado na espessura de 6mm usando ferramenta de NBcp. Neste estudo foi realizada avaliação microestrutural, ensaio de tração,

microdureza e ensaio charpy. O intervalo de velocidade rotação utilizado ficou compreendido entre 200 e 700 rpm e para a velocidade de soldagem entre 100 e 500 mm/min. As soldas fabricadas neste estudo foram obtidas por controle de posição.

Todas as soldas processadas com velocidade de soldagem de até 400 mm/min fraturaram no metal base durante o ensaio de tração. Porém, todas as soldas que foram fabricadas com maiores velocidades de soldagem, ou seja, com 500mm/min, fraturaram na região da junta, com exceção da condição processada com 700 rpm que rompeu no metal base. A grande maioria das soldas apresentou valores de tenacidade ao impacto menores que o material base.

Em relação a microestrutura observada, o processo SFMM provoca um sistema metalúrgico muito complexo no qual velocidades de soldagem baixas resultam microestrutura refinada e rica em ferrita, velocidades intermediárias produzem predominantemente microestruturas ferrita-bainítica acicular e velocidades rápidas resultam em em uma microestrutura heterogênea com regiões distintas de ferrita acicular e ferrita-bainítica acicular. A Figura 2.16 mostra um exemplo de velocidade baixa (a), dois exemplos de velocidades intermediária (b) e (c) e um exemplo de velocidade rápida (d) (TOUMPIS et al., 2014).

Figura 2.16 Microestruturas das soldas obtidas com (a) 200 rpm e 120 mm/min (b) 400 rpm e 375 mm/min (c) 450 rpm e 350 mm/min (d) 700 rpm e 500 mm/min. Magnificação: 1000x. Escalas representam 5  $\mu$ m.



Fonte: Adaptado de (TOUMPIS et al., 2014)

## 2.6. Trabalhos Sobre SFMM Aplicados em Aços Publicados no Brasil

Até o momento presente (novembro de 2014), a publicação de trabalhos acadêmicos, especificamente no que diz respeito a Dissertações de Mestrado e Teses de Doutorado, em território nacional ainda é bastante escassa. A Tabela 2.6 apresenta uma lista destes trabalhos.

Tabela 2-6 Lista de Trabalhos acadêmicos de SFMM publicados no Brasil

Data	Autor	Espessura	Modalidade	Instituição
2012	Santos, T. F.A.	6 mm	Tese	UNICAMP
Título: Avaliação microestrutural e de desempenho de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex por atrito com pino não consumível				
2012	Hermenegildo, T. F. C.	12 mm	Tese	UNICAMP
Título: Soldagem por atrito com pino não consumível do aço de alta resistência ISO 3183 X80M				
2013	Fernandez, J. R.	6,6 mm	Tese	UNICAMP
Título: Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível				
2013	Fonseca, E. B.	-	Mestrado	UNICAMP
Título: Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205				
2013	Theodoro, M.C.	6 mm	Mestrado	UNICAMP
Título: Soldagem por atrito com pino não-consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750				
2013	Plaine, A. H.	2,4 mm	Mestrado	UFSCar
Título: Soldagem por Fricção e Mistura (FSW) no aço inoxidável austenítico AISI 304				

## 2.7 Aços para Aplicação Naval

Os materiais para aplicação naval seguem as normas das Sociedades de Classificação que são agentes que fornecem classificação, serviços e assistência para a indústria marítima e servem como entidades reguladoras a respeito de questões como a segurança marítima e prevenção da poluição, com base em um conjunto contínuo de tecnologias de informação e conhecimento marítimo. O objetivo de uma destas classificações de navios é assegurar a integridade estrutural e confiabilidade de todo o sistema de alguma forma presente na construção ou reparo de um navio e para os seus sistemas de propulsão e direção.

A Associação Internacional das Sociedades de Classificação (IACS), que se dedica para garantir navios seguros e mares limpos, traz uma contribuição única para a segurança e regulamentação marítima através de apoio técnico, a verificação de conformidade e pesquisa e desenvolvimento. Mais de 90% da tonelagem de

transporte de carga do mundo é coberto pela classificação, desde a concepção, construção e até a definição de regras de conformidade e padrões estabelecidos, pelas treze Sociedades que compõem a IACS. A Associação é composta por 13 membros: ABS (American Bureau of Shipping), BV (Bureau Veritas), CCS (China Classification Society), CRS (Croatian Register of Shipping), DNV (Det Norske Veritas), GL (Germanischer Lloyd), IRS (Indian Register of Shipping), KR (Korean Register of Shipping), LR (Lloyd's Register), NK (Nippon KaijiKyokai), PRS (The Polish Register of Shipping), RINA (Registro Italiano Navale) e RS (Russian Maritime Register of Shipping) (IACS, 2014).

Aços de construção naval são geralmente ligas de aço baixo carbono-manganês produzidas pelo processo de laminação a quente. Os produtos utilizados pela indústria naval são normalmente placas com diferentes condições de fornecimento, como por exemplo: laminados, normalizados, temperado e revenido e processo termomecânico controlado. As características desejadas destas qualidades são melhores soldabilidade, tenacidade e alta resistência. Além disso, estas ligas podem ter adição de elementos microligados como titânio, nióbio e vanádio para fornecer endurecimento por precipitação e refino de grão. Também há desenvolvimentos de ligas com níveis de enxofre mais baixos, tão baixos quanto 0,002%, no máximo, e com controle da forma das inclusões de cálcio.

Nos anos seguintes à Segunda Guerra Mundial, cada uma das Sociedades de Classificação realizou ação independente na formulação de especificações de aço, mas em 1952 a pressão dos construtores de navios, proprietários e siderúrgicas trouxeram discussões iniciais para a harmonização das especificações. No entanto, estes aços podiam ser classificados em três tipos principais (levando em consideração a aplicação) (LLEWEUYN e HUDD, 1998):

- Aço comum do navio, que foi utilizado nas espessuras modestas e em áreas ligeiramente solicitadas.
- Uma qualidade intermediária para áreas onde havia uma necessidade de algum controle sobre tenacidade e para espessuras intermediárias.
- Um aço de alta qualidade com bom nível de ductilidade e para espessuras de chapas grossas.

Adicionalmente, estes aços navais são classificados em relação a resistência mecânica em três principais grupos, e, posteriormente, cada um desses grupos é subdividido em qualidades (DNV, 2013):

- resistência normal - com base na tenacidade e com especificação mínima de resistência ao escoamento de 235 MPa;
- alta resistência - com base na especificação mínima de resistência ao escoamento de 265 MPa, 315 MPa, 355 MPa e 390 MPa. Cada nível de resistência é subdividido em quatro qualidades com base na impacto especificado;
- alta resistência superior - com base na especificação mínima de resistência ao escoamento de 420 MPa, 460 MPa, a 500 MPa, de 550 MPa, de 620 MPa e 690 MPa. Cada nível de resistência é subdividido em quatro qualidades com base na resistência ao impacto especificada.

Embora as Sociedades de Classificação reconheçam essas grandes categorias de aço, elas não foram capazes de racionalizar as suas qualidades individuais em três especificações de aceitação comum. Por um lado, o "*American Bureau of Shipping*" (ABS) favoreceu especificações com base na prática de desoxidação, composição e tratamento térmico, enquanto que as sociedades europeias preferiram especificações baseadas principalmente em propriedades mecânicas. Foi finalmente acordado a adotar qualidades unificadas baseadas em ambas as abordagens e isso resultou em cinco especificações para os três tipos básicos de aço:

Qualidade A – aço naval comum

Qualidade B – qualidade intermediária baseada na abordagem da ABS

Qualidade C – qualidade superior baseada na abordagem da ABS

Qualidade D - qualidade intermediária baseada em resistência específica ao impacto a 0°C (abordagem europeia)

Qualidade E – qualidade superior baseada em resistência específica ao impacto a -10°C (abordagem europeia)

Uma maior racionalização ocorreu e a "*Germanischer Lloyd*" (GL) agora especifica quatro qualidades de aço com o aumento de requisitos de resistência ao

impacto a partir do valor do limite de escoamento mínimo de 235 MPa. Detalhes da composição e propriedades mecânicas destes aços são dadas na Tabela 2.6 e Tabela 2.7 (LLEWEUYN e HUDD, 1998).

Tabela 2-7. Composição química e prática de desoxidação da norma GL para qualidades navais

Qualidade	A	B	D	E
Desoxidação	Qualquer método	Qualquer método exceto aço efervescente	Aço acalmado	Aço acalmado e tratado com Al para refino de grão
Composição química %				
Carbono	0,21 max.	0,21 max.	0,21 max.	0,18 max.
Manganês	2,5 x %C min.	0,8 min.	0,6 min.	0,7 min.
Silício	0,5 max.	0,35 max.	0,1-0,35	0,1-0,35
Enxofre	0,04 max.	0,04 max.	0,04 max.	0,04 max.
Fósforo	0,04 max.	0,04 max.	0,04 max.	0,04 max.
Alumínio	-	-	0,015 min.	0,015 min.

Carbono + 1/6 do conteúdo de manganês não pode exceder 0,4%

Fonte: ( LLEWEUYN e HUDD, 1998)

Tabela 2-8 Propriedades mecânicas da norma GL para qualidades navais

Qualidade	Tensão de escoamento (N/mm <sup>2</sup> ) mínimo	Tensão de ruptura (N/mm <sup>2</sup> )	Alongamento a 5,65 $\sqrt{S_0}$ % mínimo	Charpy com entalhe em "V" (longitudinal)	
				Temperatura do Ensaio (°C)	Energia média (J) mínimo
A				-	-
B	235	400 - 490	22	0	27
D				-20	27
E				-40	27

Fonte: (LLEWEUYN e HUDD, 1998)

Em relação a condição de fornecimento para o tratamento térmico, onde são permitidas condições alternativas, o fabricante deve fornecer materiais somente as condições para o qual ele foi aprovado. As condições possíveis são: laminado,

normalizado durante a laminação, normalizado (após a laminação), processo termomecânico controlado e temperado e revenido (DNV, 2013).

## 2.8 Mecânica da Fratura e Tenacidade à Fratura

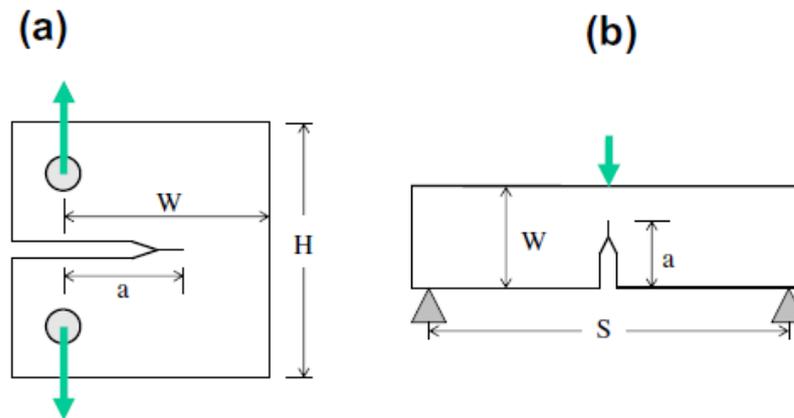
A Mecânica da Fratura permite a quantificação das relações entre as propriedades do material, nível de carregamento, a presença de trincas que produzem defeitos e mecanismos de propagação de trincas. A partir disso, os engenheiros de projeto estão agora melhor preparados para antecipar e, assim, prevenir, falhas estruturais (CALLISTER, 2007).

A tenacidade à fratura é normalmente usada como um termo genérico para medidas de resistência do material à extensão de uma trinca. Os valores de tenacidade à fratura podem servir de base para a caracterização de materiais, avaliação de desempenho, e garantia de qualidade de estruturas de engenharia típicas, incluindo vasos de pressão nuclear e tubulações, vasos petroquímicas e tanques, oleodutos e gasodutos, automóveis, navios e estruturas de aeronaves.

O fator de intensidade de tensão  $K$ , a integral  $J$ , o CTOD (*crack-tip opening displacement*), são os parâmetros mais importantes utilizados na fratura mecânica. O fator  $K$  foi proposta em 1957 por Irwin para descrever a intensidade dos campos elásticos na ponta da trinca e simboliza a mecânica da fratura linear elástica. A integral  $J$  foi proposta em 1968 por Rice para caracterizar a intensidade dos campos elásticos-plásticos na ponta da trinca, e simboliza a mecânica da fratura elasto-plástico. O conceito CTOD foi proposto em 1963 por Wells, para servir como um parâmetro de engenharia aplicado à fratura, e pode ser usado de forma equivalente como  $K$  ou  $J$ , em aplicações práticas.

Na Figura 2.17 são apresentadas as duas principais configurações de corpos de prova utilizadas para ensaios de tenacidade à fratura, "Compact Tension" (C(T)) e "single edge-notched bend specimen" (SE(B)). Nesta figura,  $W$  é a largura da amostra,  $B$  sua espessura,  $S$  é a distância entre os apoios para o corpo de prova do tipo SE(B) e "a" é o tamanho da trinca. Na maioria dos casos,  $W=2B$ ,  $H=1,2W$ ,  $S=4W$  e  $a/W = 0,5$ . Entretanto, requisitos de tamanhos diferentes de corpos de prova são estabelecidos em diferentes normas.

Figura 2.17 Corpos de prova usuais usados para o ensaio de tenacidade à fratura, (a) "Compact Tension" (C(T)) e (b) "single edge-notched bend specimen" (SE(B)).



Fonte: Adaptado de (ZHU e JOYCE, 2012)

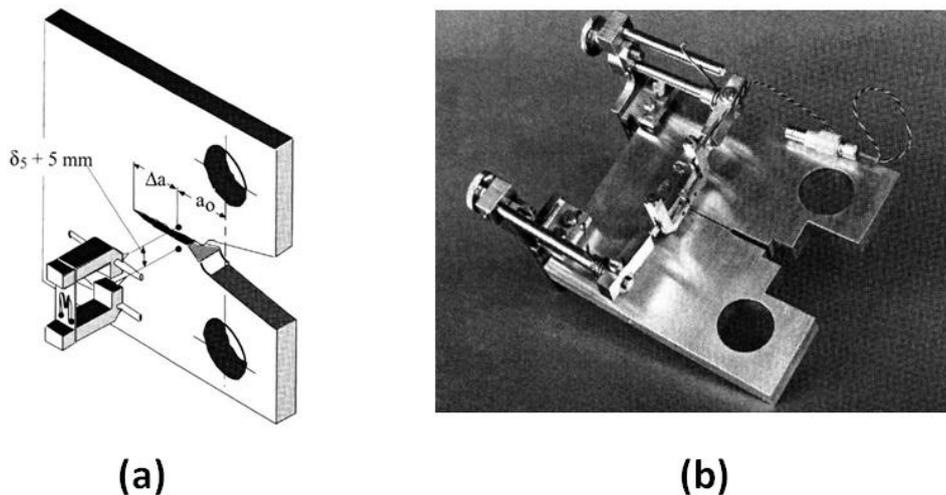
Inicialmente, Wells se referiu a tenacidade à fratura como o "crack opening displacement" (COD), mas mais recentemente o nome foi alterado para CTOD para distinguir a quantidade da "crack mouth opening displacement" (CMOD), uma medida física do deslocamento da abertura da boca do entalhe da superfície do amostra. Para efeito de cálculos o valor total de  $\delta$  (CTOD) é separado em componentes elástica e plástica. A componente plástica  $\delta_{pl}$  é determinada a partir dos valores abertura da boca do entalhe (CMOD), e a componente elástica  $\delta_{el}$  é calculada a partir do fator de intensidade de tensão aplicado K. Hellmann e Schwalbe no GKSS na Alemanha (atual Helmholtz-Zentrum Geesthacht) propuseram uma estimativa genérica para o CTOD segundo a equação (2):

$$\delta = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{[r_p(W - a) + \Delta a]V_{pl}}{[r_p(W - a) + a + Z]} \quad (2)$$

onde "a" é o tamanho da trinca, " $\Delta a$ " é a extensão da trinca, " $V_{pl}$ " é a componente plástica do CMOD, "Z" é a distância entre os "knife edges", "W" denota a largura da amostra " $r_p$ " é o fator de rotação plástica que é obtido da análise do limite de carga. Foi aceito que  $r_p$  é aproximadamente 0,44 para corpos de prova SE(B) e 0,46 para corpos de prova C(T). Foi percebido mais tarde que esse fator não é constante, mas depende da relação  $a/W$  e das propriedades do material (ZHU e JOYCE 2012).

Alternativamente ao CTOD ( $\delta$ ), obtido com o uso da medida da abertura da boca do entalhe (CMOD), foi desenvolvido por Schwalbe, também no GKSS na Alemanha (atual Helmholtz-Zentrum Geesthacht), o método CTOD Delta 5 ( $\delta_5$ ). A técnica consiste de uma medida direta na ponta da trinca na superfície da amostra ou estrutura. A área ao redor no caminho da propagação da trinca de fadiga deve ser polida, e após a obtenção trinca de pré-fadiga, indentações de dureza Vickers são feitas  $\pm 2,5$  mm em ambos os lados da ponta da trinca para dar um comprimento de medida de 5 mm. Um "clip gage"  $\delta_5$  com pontas agulhadas é colocado dentro das indentações e preso no corpo de prova usando um dispositivo específico, Figura 2.18. A principal vantagem desta técnica é a leitura direta do valor de CTOD após o ensaio sem a necessidade de cálculos (SCHWALBE et al., 2002).

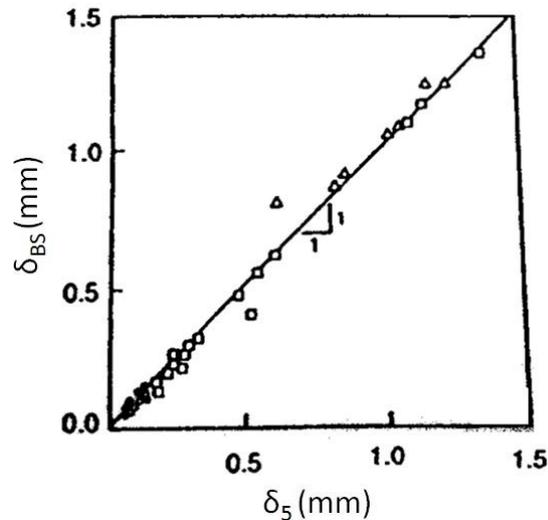
Figura 2.18 (a) Arranjo básico para medida de  $\delta_5$  e (b) dispositivo para acoplar o "clip gage" em corpo de prova C(T).



Fonte: Adaptado de (SCHWALBE et al., 2002)

Schwalbe reportou no documento intitulado: "Introdução ao  $\delta_5$  como uma Definição Operacional do CTOD e seu Uso Prático", uma série de relações e comparações entre o CTOD  $\delta_5$  e o CTOD da "British Standard" (BS). Foi relatado que no caso de barras dobradas o  $\delta_5$  está intimamente relacionado com métodos de ensaio previstos por normas. A Figura 2.19 apresenta um exemplo de comparação  $CTOD_{BS}$  e o  $CTOD_{\delta_5}$ , pode ser visto que ambos os métodos concordam muito bem (SCHWALBE, 1995).

Figura 2.19 Comparação do  $\delta_5$  com o  $\delta_{BS}$  para juntas soldadas, trincas na ZTA, 25 mm de espessura em corpos-de-prova SE(B).



Fonte: Adaptado de (SCHWALBE, 1995).

Nikishkov et al. propuseram uma fórmula empírica para a transformação do  $\delta_5$  para o  $\delta_{BS}$  e a integral-J. Coeficientes de aproximação foram ajustados com conjuntos de dados de soluções de elementos finitos elástico-plásticos tridimensionais para corpos de prova SE(B) e C(T). Parâmetros de solução incluem o tamanho da amostra, curvatura da frente da trinca e o endurecimento por deformação do material. A transformação de  $\delta_5$  para  $\delta_{BS}$  e integral J é implementada como um aplicativo Java, que pode ser utilizada a distância com a ajuda do navegador (NIKISHKOV et al., 1999).

Uma das abordagens que a mecânica da fratura utiliza é a construção da curva R, que representa a resistência do material ao crescimento de uma trinca. Trata-se de valores plotados de algum parâmetro de tenacidade à fratura (CTOD ou integral J, por exemplo) em função dos valores respectivos de extensão de trinca ( $\Delta a$ ). A curva serve para analisar o comportamento do crescimento de trincas perante diferentes níveis de carga (representados por valores de tenacidade à fratura). Estas curvas podem ser usadas para comparar o comportamento de tenacidade à fratura de diferentes materiais ou de um mesmo material processado comum determinado processo de fabricação com diferentes parâmetros (ZHU e JOYCE, 2012).

### 3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. Nomenclatura Adotada

Para a elaboração desta Tese foi utilizada a nomenclatura e recomendações definidas pela norma ISO 25239:2011 - Parte 1 - de "*Friction Stir Welding*" para Alumínio. Atualmente, não existe versão similar dessa norma para aços. É importante mencionar também o artigo publicado por Threadgill onde foi proposta nomenclatura de termos para o processo SFMM (THREADGILL, 2007).

A tradução dos termos da norma ISO foi feita pela autor considerando termos mais adequados em português. Para a tradução do nome do processo foi adotada a nomenclatura Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM) e para o material da ferramenta (NBcp). Citam-se, por exemplo, as seguintes outras traduções para o nome do processo: Soldagem Por Atrito Com Pino Não Consumível (SAPNC) (HERMENEGILDO, 2012) e Soldagem por Fricção e Mistura (SFM) (PLAINE, 2013).

Todas as imagens de macrografia são apresentadas com o lado de retrocesso (LR) no lado esquerdo e lado de avanço (LA) no lado direito.

#### 3.2. Material Base e Ferramenta

O material base utilizado neste estudo foi a liga de aço de aplicação naval GL E36 e a condição de fornecimento de tratamento térmico foi normalizada. A composição química do material está presente na Tabela 3.1. Trata-se de uma liga de aço carbono-manganês com adição de elementos micro ligantes (Ti, V e Nb).

Tabela 3-1 Composição química da liga de aço GL E36

Liga	%													
GL E36	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	N	Nb
	0.17	1.40	0.39	0.013	0.001	0.03	0.02	0.06	0.006	0.004	0.003	0.027	0.007	0.025

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor

As propriedades mecânicas desta liga são apresentadas na Tabela 3.2. A nomenclatura desta qualidade tem como requisito tensão de escoamento de no mínimo de 355 MPa e tenacidade ao impacto de no mínimo 27J a - 40 °C.

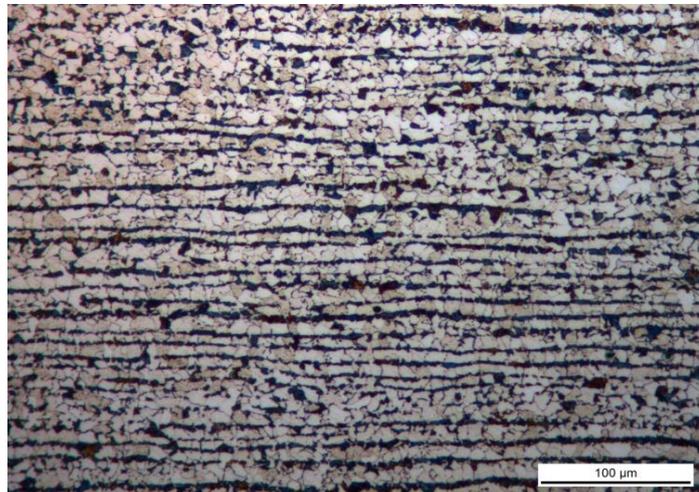
Tabela 3-2 Propriedades mecânicas da liga de aço GL E36

Tensão de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade ao impacto (J) a - 40 °C
436	564	24	87

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor

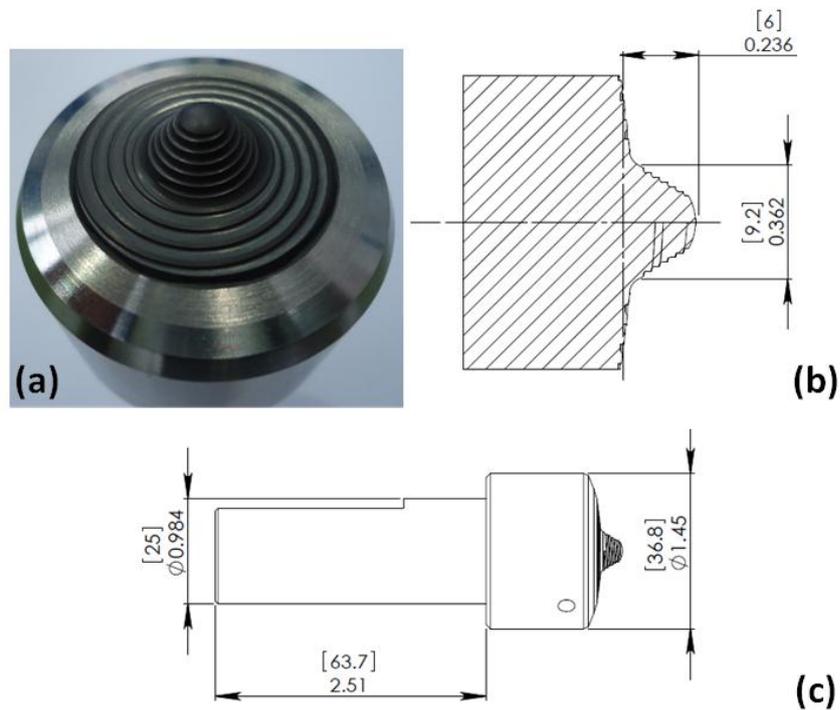
A microestrutura do material base é composta de ferrita e perlita, possuindo microdureza de 180 HV, Figura 3.1. O tamanho de grão ferrítico medido foi de 16 ASTM e diâmetro médio de grão de 2  $\mu\text{m}$  (medido via "electron backscatter diffraction").

Figura 3.1 Microestrutura do metal base, ferrita e perlita. Ataque: Nital 3%.



A ferramenta usada é fornecida comercialmente pelo nome de Q70 do fabricante MegaStir™; trata-se de uma liga de NBcp com adição de Tungstênio e Rênio. O pino da ferramenta é composto de NBcp e W-Re e o material da haste da ferramenta é composto de carboneto de tungstênio. O fabricante relata que a dureza do material encontra-se em torno de 2.000 HV. Na figura 3.2 é apresentado o desenho e dimensões da ferramenta e fotografia da mesma. As dimensões são em polegadas, e entre colchetes os mesmos valores são mm.

Figura 3.2 Imagem da ferramenta (a) e desenho da vista lateral da ferramenta com as dimensões do pino e ombro (b) e (c).



Fonte: Desenho do fabricante MegaStir™

### 3.3. Máquina e Procedimento de Soldagem

As soldas foram processadas no equipamento disponível no Centro de Pesquisa Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG) - Alemanha. A visão geral deste equipamento pode ser observada na Figura 3.3. As principais características da máquina são:

- Velocidade rotacional máxima: 3500 rpm
- Velocidade de soldagem máxima: 160 mm/s
- Torque máximo: 190 N.m
- Força axial máxima (Z): 80 kN
- Força lateral (Y): 15 kN
- Força na direção de soldagem (X): 20 kN
- Tamanho de solda máxima contínua: 2350 mm
- Ângulo da ferramenta:  $-3^\circ$  a  $+3^\circ$
- Resfriamento a óleo da cabeça de soldagem

Durante a produção das juntas, é possível monitorar os seguintes parâmetros:

- Tempo
- Torque
- Velocidade Rotacional e de Soldagem
- Forças em x, y e z
- Posição da ferramenta em z

Figura 3.3 Máquina de SFMM e respectivos eixo de coordenadas usados.



Fonte: Helmholtz-Zentrum Geesthacht

Chapas de com dimensões de 1.200 mm de comprimento, 200 mm de largura e 6 mm de espessura foram usadas para produção das juntas soldadas. As soldas foram processadas de acordo com o sentido de laminação usando juntas de topo. Antes da operação de soldagem com os parâmetros pré-definidos, as chapas foram lixadas para remover a oxidação com esmeril portátil e posteriormente limpas com etanol. O Argônio foi usado como gás proteção, com fluxo de 50 l/min ( $3\text{m}^3/\text{h}$ ), para proteger a ferramenta e a área em torno da junta (face da solda) de oxidação superficial. O ângulo da ferramenta utilizado foi de  $1,5^\circ$ .

Os parâmetros selecionados para os primeiros testes foram baseados na literatura disponível, no conhecimento e experiência da equipe.

A primeira tentativa foi feita usando controle de posição (ou seja, com a posição constante de penetração da ferramenta e oscilação da força axial aplicada no eixo Z), 500 rpm de velocidade rotacional e 1 mm/s de velocidade de soldagem, após análise das respostas da máquina e qualidade da solda, foi escolhido usar

força axial de 40 kN e optado por usar controle de força (ou seja, força axial constante no eixo Z).

A rotação utilizada para a etapa de inserção da ferramenta na chapa foi de 750 rpm, com taxa de inserção ("*plunge rate*") de 0,1 mm/s e profundidade de inserção ("*plunge depth*") de 6 mm.

Os seguintes parâmetros de soldagem foram definidos para o presente estudo: velocidade rotacional constante da ferramenta de 500 rpm, força axial (z) constante de 40 kN e velocidades de soldagem de 1, 2 e 3 mm/s, totalizando 3 soldas de 1.200 mm em cada condição. Assim, obtendo-se diferentes valores de aporte térmico variando-se as velocidades de soldagem.

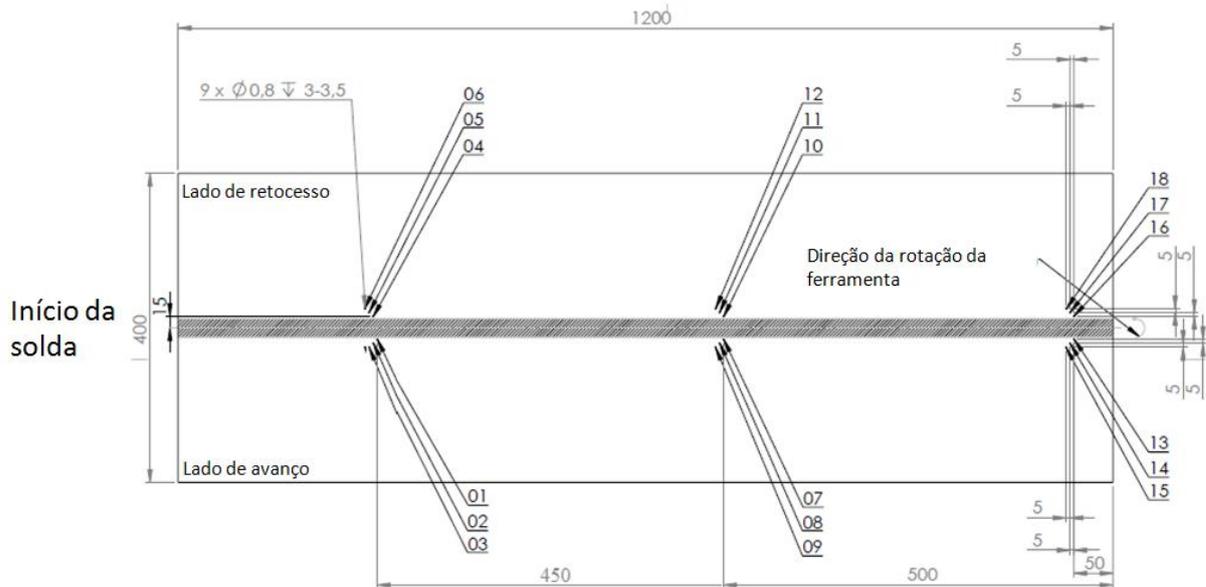
### 3.4. Acompanhamento do Desempenho da Ferramenta

Paralelamente ao processamento das juntas, foi feito acompanhamento do comportamento da ferramenta perante ao desgaste, e conseqüentemente monitoramento visual, através de lupa de baixo aumento e microscópio com fonte laser, da geometria e características do ombro e do pino.

### 3.5. Aquisição Térmica e Aporte Térmico

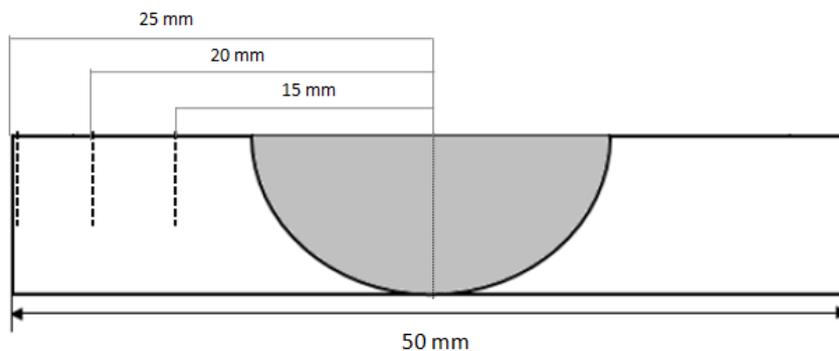
Para a obtenção dos perfis térmicos das soldas, foram utilizados 18 termopares do tipo "K" conforme a Figura 3.4. Furos com profundidade entre 3 e 3,5 mm e diâmetro de 0,8 mm foram feitos para inserção nas chapas. Adicionalmente, foi utilizada pasta térmica (Artic Silver 5™) para facilitar a condução térmica e leitura dos termopares.

Figura 3.4. Esquema do posicionamento dos termopares ao longo da solda.



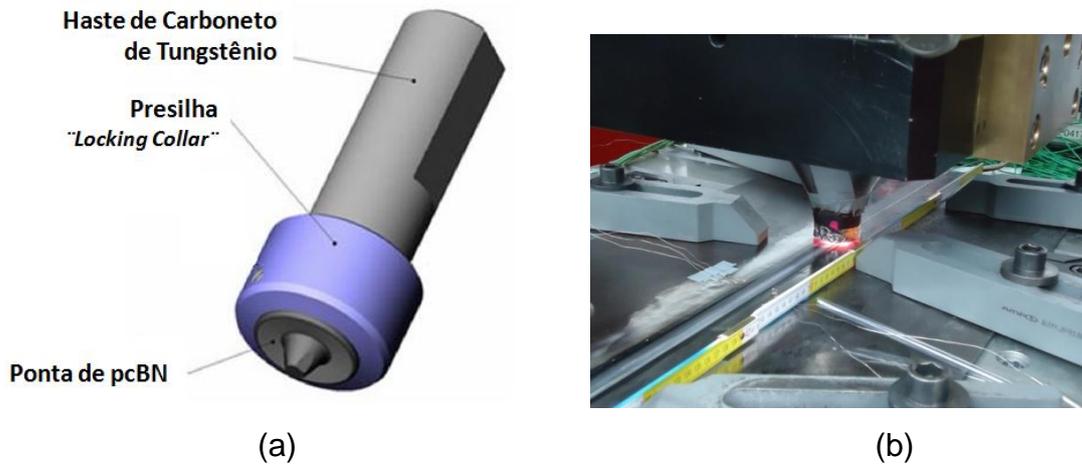
Os termopares mais próximos da face da solda, foram colocados a 15 mm da linha da junta e a distância entre os termopares foi de 5 mm. Na Figura 3.5 é mostrado a posição dos termopares em relação a linha da junta.

Figura 3.5 Desenho esquemático indicando em seção transversal a distancia dos termopares em relação a linha da junta.



Foi realizado monitoramento da temperatura da ferramenta usando pirômetro ótico apontado para a presilha da ferramenta, pois esta região representou local de fácil acesso para esta medição. A Figura 3.4 demonstra a localização da presilha em desenho esquemático da ferramenta (a) e mostra imagem da medição sendo realizada durante as soldas (b).

Figura 3.4 (a) Desenho esquemático da ferramenta e (b) monitoramento da temperatura da ferramenta durante o processo.



Foi escolhido o Aporte Térmico como índice para comparar as soldas e estimar o aporte de energia térmica que cada condição recebeu (kJ/mm), a equação utilizada para calcular o aporte térmico foi a seguinte (3):

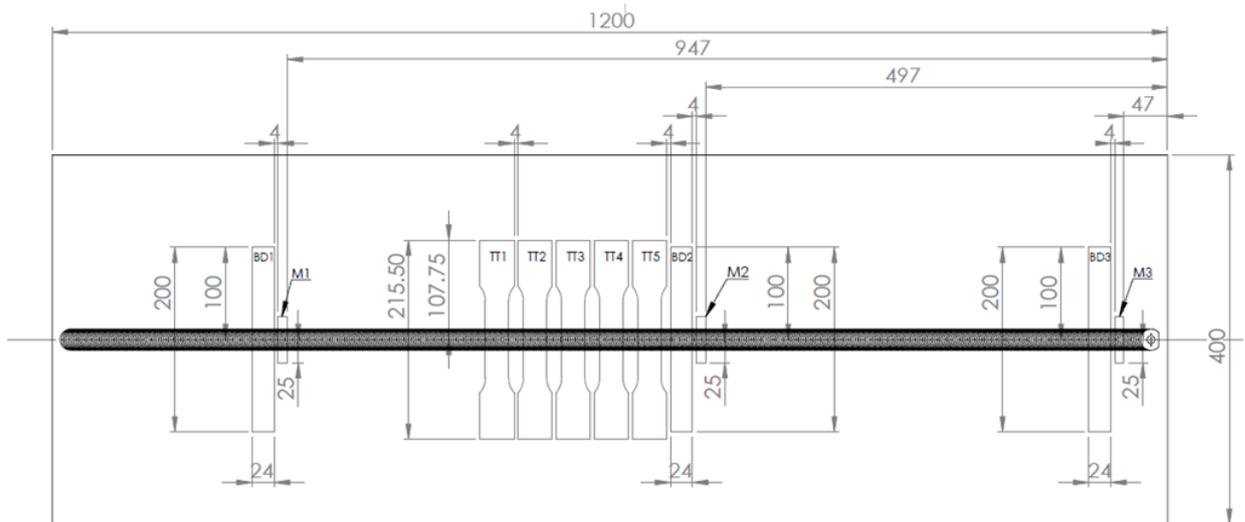
$$\text{Aporte térmico} = \frac{\omega \cdot \tau}{v} \quad (3)$$

Os termos desta equação representam os seguintes parâmetros do processo:  $\omega$  - velocidade angular em [rad/s];  $\tau$  - torque em [N.m] e  $v$  - velocidade de soldagem em [m/s]. Esta equação foi escolhida por tratar-se da aproximação mais utilizada na literatura sobre o processo SFMM.

### 3.6. Plano de Corte das Juntas

Após a obtenção das juntas nas três condições de estudo (velocidade de rotação constante de 500 rpm e velocidades de soldagem de 1, 2 e 3 mm/s). As chapas foram enviadas para corte através de eletro-erosão a fio para obtenção dos corpos de prova para análise microestrutural e microdureza (M1, M2 e M3), dobramento (BD1, BD2 e BD3), tração (TT1, TT2, TT3, TT4 e TT5). No caso das amostras de análise microestrutural e microdureza e dobramento os números 1, 2 e 3 representam amostras retiradas no início, centro e final das soldas. A Figura 3.5 mostra o plano de corte das juntas processadas.

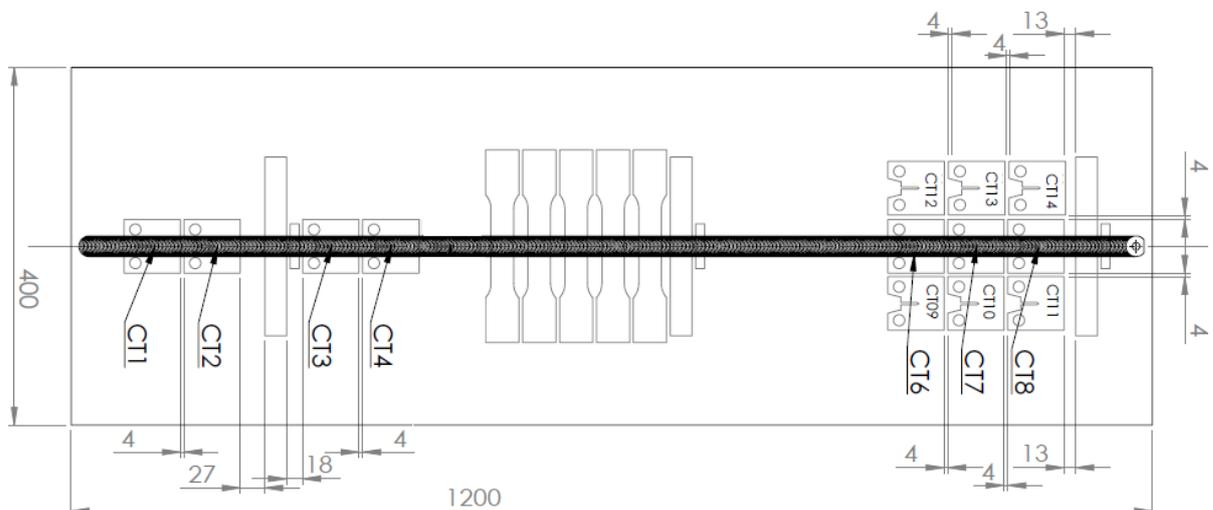
Figura 3.5 Plano de corte da juntas usados para avaliação mecânica e microestrutural.



Adicionalmente foram retirados 05 corpos de prova do metal base para avaliar as propriedades de tração.

A Figura 3.8 apresenta a plano de corte para retirada dos corpos de prova de CTOD C(T)-50. Em cada solda foram retirados 07 corpos de prova, e no metal base 06 corpos de prova.

Figura 3.6 Plano de corte para retirada dos corpos-de-prova CT-50



Segundo a norma ISO 25239 de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica para Alumínio, um comprimento de no mínimo 50 mm do início e final da junta devem ser descartados e não devem ser utilizados para avaliação das juntas. O motivo desta recomendação é evitar possíveis instabilidades térmicas e mecânicas do processo relacionadas a região de penetração e saída da ferramenta.

### 3.7. Ensaio de Raio-X

Foi realizada inspeção de radiografia conforme a norma DIN EN 13068-1:2000-02. O objetivo foi localizar defeitos não detectáveis através de inspeção visual e possíveis detritos da ferramenta provenientes do seu desgaste.

### 3.8. Ensaio de Dobramento

Foram realizados ensaios de dobramento na raiz da junta DIN EN ISO 5173:2010 para avaliar a ductilidade das juntas e possíveis defeitos. Foi usada prensa hidráulica marca HIDROALFA, modelo 20. A Figura 3.7 mostra o equipamento usado para esses ensaios.

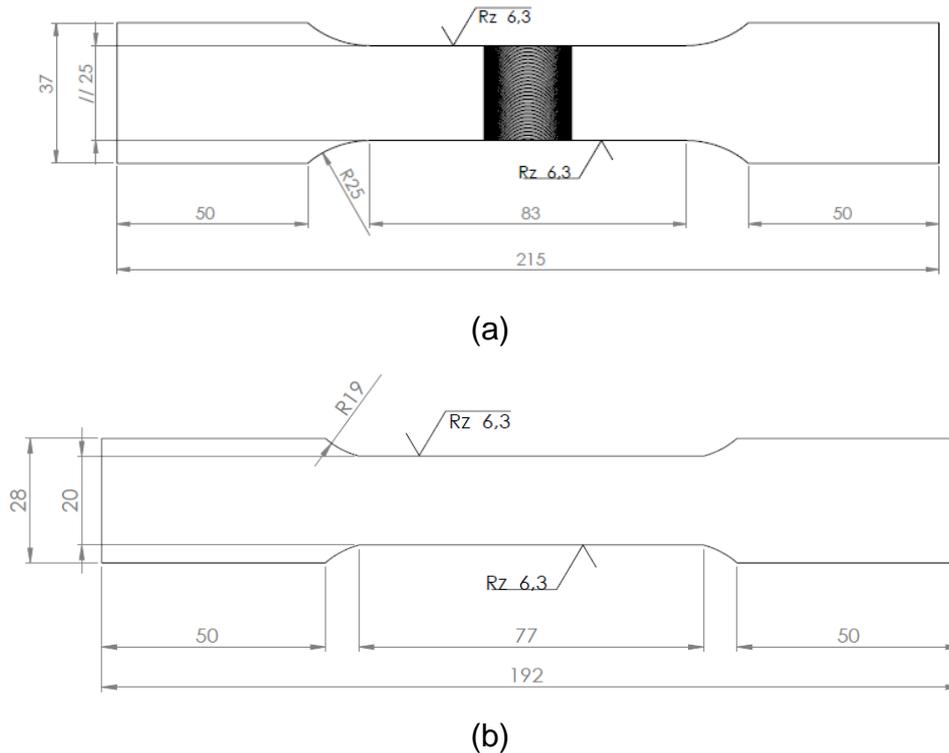
Figura 3.7 Equipamento utilizado para os ensaios de dobramento.



### 3.9. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram executados com a máquina de ensaios universal de marca Zwick Roell com célula de carga de 100 kN e velocidade de ensaio de 1 mm/min. A norma utilizada foi a DIN EN 895:1995-08 para as soldas e para o metal base a norma DIN 50125:2009-07. As dimensões dos corpos-de-prova estão presentes na Figura 3.8.

Figura 3.8. Dimensões para ensaios de tração para as soldas (a) e metal base (b)



### 3.10. Avaliação Macro e Microestrutural

As amostras utilizadas para análise macro e microestrutural (M1, M2 e M3) foram preparadas usando a seguinte ordem de lixamento: 80, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh. Para a etapa de polimento foi usado suspensão de pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Para a revelação das macroestruturas foi utilizado somente Nital 3%, no entanto para as micrografias foram usados os reagentes listados na Tabela 3-3 seguindo os procedimentos utilizados por Zakerinia (ZAKERINIA, 2009)

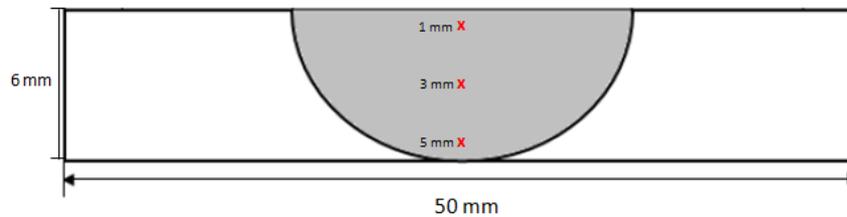
Tabela 3-3 Reagentes utilizados para revelação microestrutural.

Reagente	Composição
Nital	Etanol + ácido nítrico
Beraha I	1 g de sulfato de potássio, 100 ml de diluição de Beraha I (1000 ml de água destilada, 200 ml de ácido clorídrico 32%, 24 g de difluoreto de amónio hidrogénio)
Nital + $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$	pré ataque com Nital, posterior ataque úmido com 10% em $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ em diluição aquosa
LePera	50 ml de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 1% em diluição aquosa, 50 ml de ácido pícrico 4% em etanol

Fonte: (ZAKERINIA, 2009)

A Figura 3.9 indica os locais que foram analisadas a microestruturas ao longo da espessura das chapas soldada na linha da junta.

Figura 3.9 Locais avaliados ao longa da espessura, 1 mm, 2 mm e 5 mm a partir da face da solda em direção a raiz da junta.

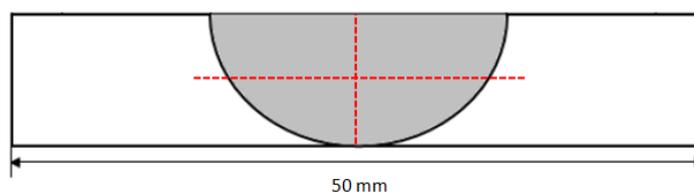


Os equipamentos utilizados foram: microscópio óptico (MO) marca LEICA modelo DM IRM, microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca FEI modelo QUANTA FEG 450 e microscópio laser colorido 3D marca Keyence - modelo VK-9700K. A vantagem da utilização do microscópio com fonte laser foi a possibilidade de obtenção de imagens com alta resolução com aumentos de até 3.000x, ou de até 9.000x com zoom digital, aliadas rapidez e facilidade devido às funções disponíveis no *software* de aquisição de imagens.

### 3.11. Avaliação de Microdureza

Foi realizado um perfil horizontal (medido do lado de retrocesso até o lado de avanço) na metade da espessura da região da junta e outro perfil vertical (medido a partir da região superior em direção a raiz da junta) com o objetivo de mensurar o comportamento do gradiente de microdureza das soldas. Estas medições foram feitas com o microdurometro marca Zwick Roell Indentec - modelo ZHV 2. Foi usada a escala HV(0,5) com espaçamento entre indentações de 0,4 mm (Figura 3.10).

Figura 3.10 Desenho esquemático do perfil horizontal (da esquerda para a direita) e vertical realizado (de cima para baixo)



Os mapeamentos de microdureza por varredura foram executados com o equipamento UT 100 da marca BAQ (Figura 3.11). Esta varredura foi feita em toda a

superfície da amostra, porém com espaçamento entre linhas e colunas de 0,3 mm para permitir um maior número de medições individuais, resultando num mapa com malha mais refinada. Antes da medição, o equipamento necessita como parâmetro de entrada o valor (medido do microdurômetro convencional) e medição de microdureza (realizada pela maquina UT 100) de uma determinada região, no caso, foi usado o metal base.

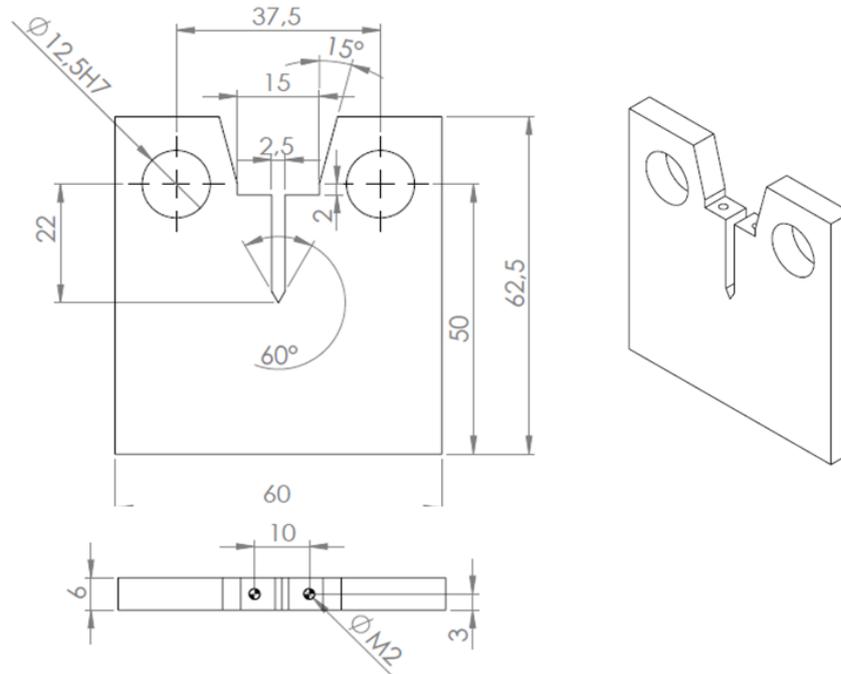
Figura 3.11 Equipamento de varredura de microdureza usado.



### 3.12. Ensaio de CTOD $\delta_5$ e Curva-R

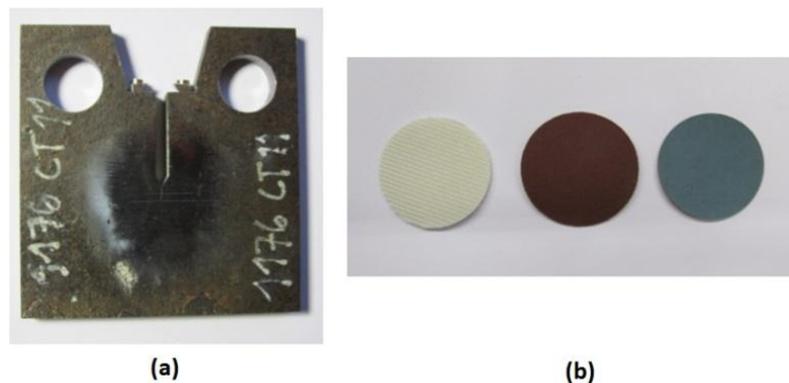
Os ensaios de tenacidade à fratura e metodologia para obtenção da curva-R foram conduzidos conforme as definições do procedimento: *EFAM GTP 02 - the GKSS "test procedure for determining the fracture behavior of materials"* do ano de 2002. Foram ensaiados seis corpos de prova para o material base e sete corpos de prova para cada condição soldada (com velocidades de 1, 2 e 3 mm/s). A geometria adotada para os ensaios foi do tipo "*compact tension*", especificamente CT-50, conforme ilustra a Figura 3.12.

Figura 3.12 Geometria do corpo de prova CT-50 utilizado.



Para a execução das pré-trincas de fadiga, foi necessário lixamento e polimento da área em torno do entalhe para possibilitar o acompanhamento do crescimento das trincas durante o carregamento de fadiga, Figura 3.13.

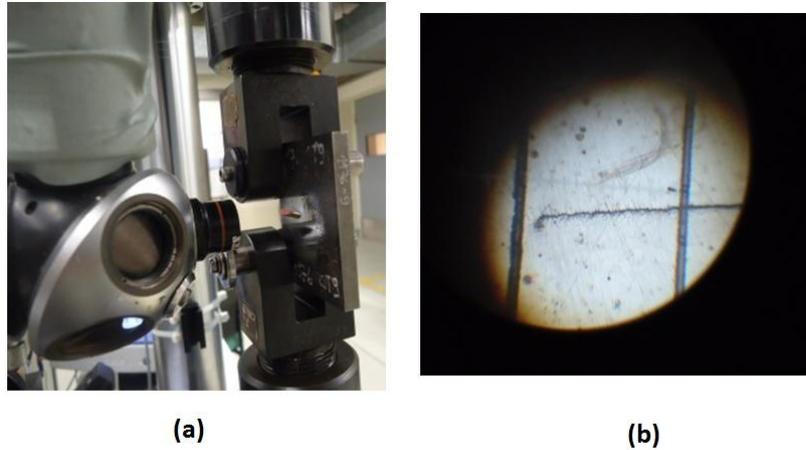
Figura 3.13 (a) Amostra lixada e polida para uso na etapa de pré-fadiga e (b) exemplos da lixas e panos circulares usados na preparação da superfície das amostras.



Para obtenção da pré-trincas de fadiga foi usado equipamento da marca Schenck com célula de carga de 25 kN. Foi usada razão entre força mínima e força máxima (R) de 0,1. Força máxima de 5 kN e frequência de 20 Hz. Foi utilizada a relação  $a_0/W = 0,5$ . Durante o ensaio, através de um microscópio acoplado em frente

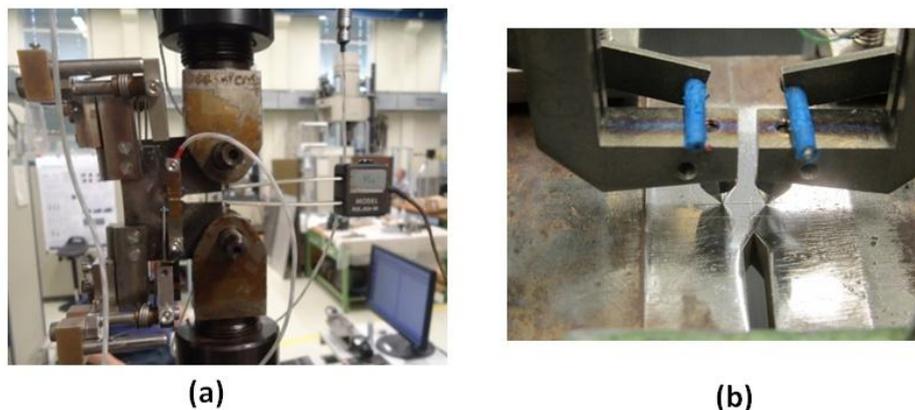
a amostra foi possível acompanhar o crescimento da trinca até o comprimento objetivado de 3 mm durante o ensaio (Figura 3.14).

Figura 3.14 (a) Amostra durante o ensaio de fadiga para obtenção da trinca (b) detalhe do acompanhamento do surgimento da trinca através do microscópio.



Após o crescimento controlado das trincas, foi necessário realizar duas indentações de microdureza (HV com carga de 2 Kg e 20 s), equidistantes a 2,5 mm em relação ao final da trinca, para acoplamento do sensor  $\delta_5$ , em ambas as faces do corpo de prova. Após este procedimento, o corpo de prova pode ser submetido ao ensaio de tenacidade à fratura. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca Schenck com célula de carga de 100 kN. A Figura 3.15 ilustra ambas etapas. Foram utilizados dois sensores  $\delta_5$ , um em cada face do corpo de prova, e foi usada a média destas duas medidas como valor  $\delta_5$ . Adicionalmente, foram usados sensores CMOD com o objetivo de monitoramento auxiliar do ensaio. Os ensaios de tração foram realizados utilizando a velocidade de 0,5 mm/min.

Figura 3.15 (a) Montagem do corpo de prova na máquina realização do ensaio CTOD  $\delta_5$  e (b) detalhe do acoplamento do sensor  $\delta_5$ .



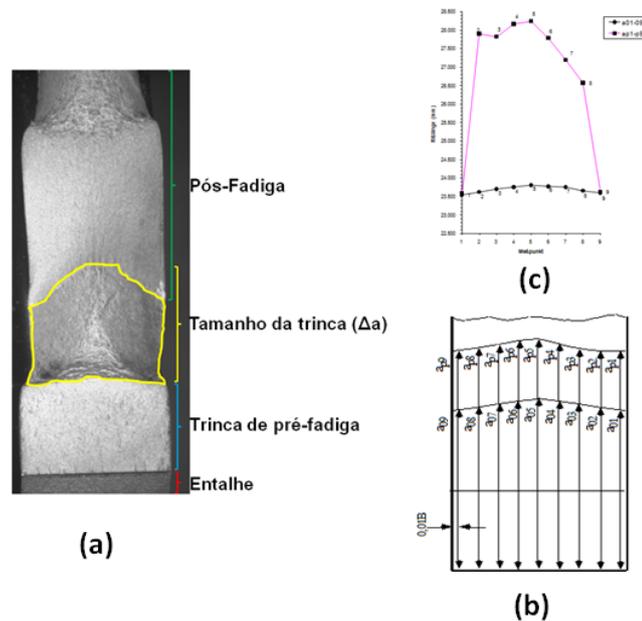
Após a etapa de ensaio de tenacidade à fratura, os corpos-de-prova foram submetidos a carregamento de pós-fadiga (Figura 3.16) para possibilitar a visualização e medição das trincas geradas durante o carregamento de tração do ensaio CTOD. A razão "R" de carregamento usada foi de 0,7 com frequência de 60 Hz. Foi utilizada a mesma máquina utilizada anteriormente no ensaio de pré-fadiga.

Figura 3.16 Imagem do final do ensaio de pós-fadiga.



Após o ensaio de pós-fadiga, foram realizadas as medidas das trincas com auxílio de microscópio ótico. A Figura 3.19 (a) exemplifica como as regiões da fratura foram identificadas. As trincas foram medidas através de 9 linhas paralelas (a1, a2, a3, a4, a5, a6, a7, a8, a9) conforme Figura 3.19 (b) ao longo da extensão do comprimento do tamanho da trinca ( $\Delta a$ ), e foi calculado valor médio a partir destes valores individuais, porém os valores extremos a cada face lateral da amostra (a1 e a9) foram somados e divididos por 2, ou seja, considerados como um único valor. A Figura 3.19 (c) mostra o diagrama da geometria de uma trinca medida.

Figura 3.17 (a) Exemplo de fratura para medição de trinca, (b) linhas esquemáticas usadas para medição e (c) diagrama da geometria de uma trinca



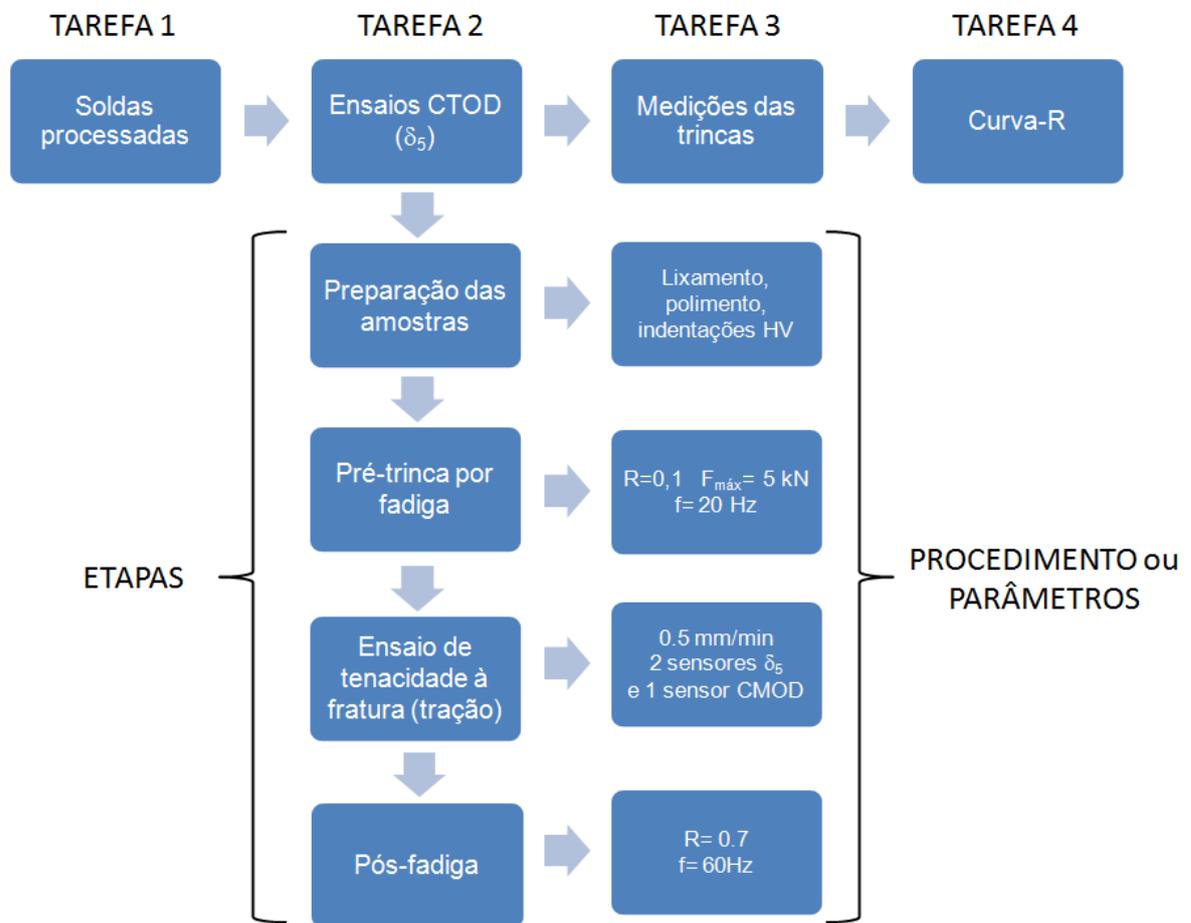
A construção da Curva R foi obtida plotando respectivos valores de  $\delta_5$  em função do tamanho das trincas ( $\Delta a$ ). Foi utilizado o método de múltipla amostras do procedimento anteriormente citado, ou seja, EFAM GTP 02 - the GKSS "test procedure for determining the fracture behavior of materials".

Para a construção da Curva-R do metal base, a primeira amostra foi ensaiada até seu carregamento ultrapassar a carga máxima e atingir valor de 80% dessa carga máxima. As demais amostras foram carregadas até valores decrescentes ao primeiro ensaio com o objetivo de obter uma distribuição de dados.

Para as soldas foi utilizado o método de múltiplas amostras, ensaiando primeiro uma amostra até seu carregamento ultrapassando a carga máxima e atingindo valor de 80% dessa carga máxima, e após isso a segunda amostra foi ensaiada até o valor da carga máxima da primeira amostra. E a partir destes respectivos valores obtidos de  $\delta_5$  foram ensaiados as demais amostras até valores decrescentes e intermediários de  $\delta_5$ .

O fluxograma da Figura 3.18 resume como foi obtida a Curva R.

Figura 3.18 Fluxograma das tarefas e etapas para obtenção da curva R.

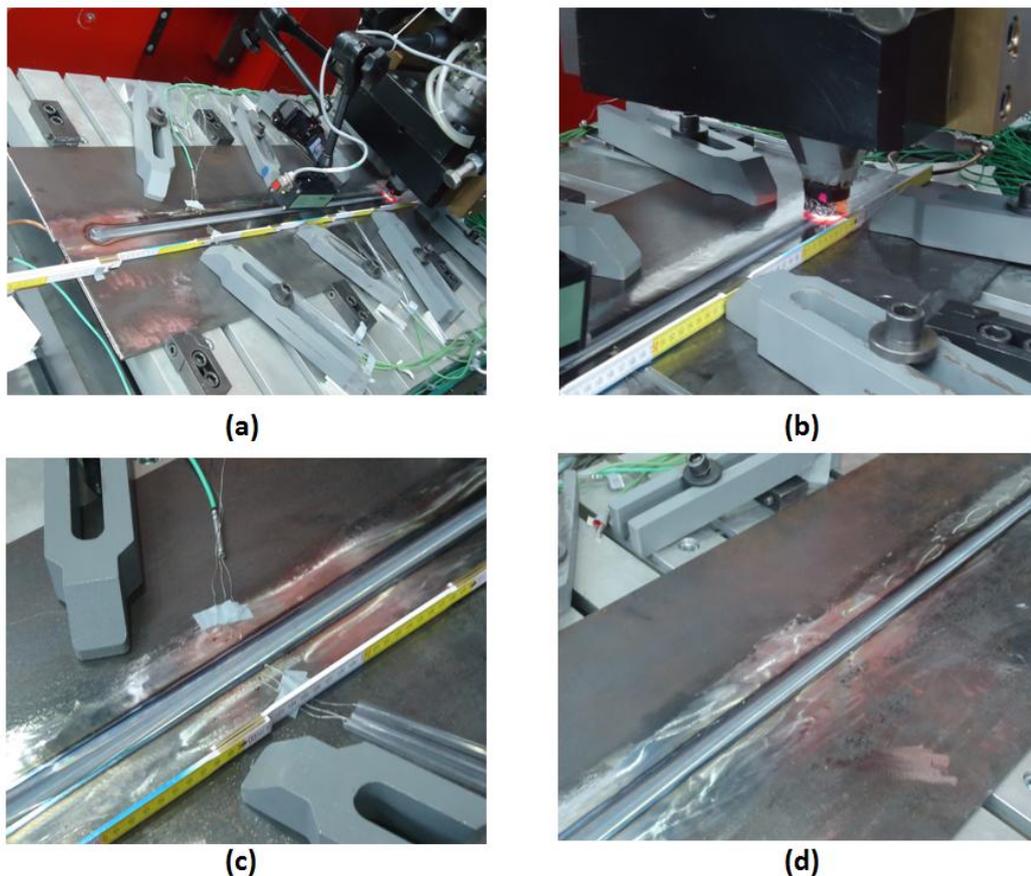


## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. Procedimento de soldagem

Na Figura 4.1 são demonstradas imagens do processamento das chapas. As imagens exemplificam também a maneira com as chapas foram presas à mesa de soldagem através dos dispositivos de fixação e o posicionamento dos termopares. Na Figura 4.1 (a) é mostrada visão geral do processo, em (b) detalhe da ferramenta com pirômetro apontado medindo a temperatura, em (c) detalhe dos termopares inseridos e fixados nos furos na região da junta e em (d) detalhe da região central da junta. Todas essas imagens referem-se a solda processada com 3 mm/s.

Figura 4.1 Imagens da solda processada com 3 mm/s. (a) Vista geral da junta soldada no final do processo, (b) detalhe da superfície lateral da ferramenta onde foi feita a aquisição térmica, (c) sistema de presilhas e termopares e (d) junta soldada produzida. Nota-se a qualidade superficial e ausência de rebarba.



Na Figura 4.2 (a) é mostrada junta fixada na mesa após o processo em outra vista exemplificado sistema de fixação das chapas. Em (b) é apresentada solda de 1.200 mm de comprimento após retirada da mesa de soldagem. Ambas as imagens pertencem à condição produzida com velocidade de soldagem de 2 mm/s.

Figura 4.2 (a) Visão geral da junta soldada mostrando as presilhas e termopares produzida com 2 mm/s, (b) visão geral final dessa junta soldada produzida .



(a)



(b)

A face da solda das juntas exibiram boa qualidade estética e superfície homogênea praticamente sem rebarba. A rebarba é produzida pelo deslocamento de material da região da junta dos componentes soldados. Ela é frequentemente usada como um indicativo visual que a profundidade de ferramenta adequada foi utilizada. Por exemplo, se a profundidade de inserção é muito profunda, rebarba excessiva é gerada. Excesso de rebarba também pode resultar de ferramenta ou parâmetros inadequados. Ombro da ferramenta roscado e velocidade de rotação reduzida são exemplos de técnicas de mitigação de rebarba (GIBSON et al., 2014).

Da mesma forma, a força axial possui um papel importante na qualidade da solda. Forças muito altas conduzem a super-aquecimento e desbaste da junta enquanto forças muito baixas conduzem aquecimento insuficiente e vazios (NANDAN et al., 2008).

#### 4.2. Resultados e Discussões do Acompanhamento do Desempenho da Ferramenta

Foi realizada inspeção visual após o processamento das soldas e monitorado o comportamento frente ao desgaste do ombro e pino da ferramenta. A Figura 4.3 exibe imagens deste monitoramento da ferramenta.

Figura 4.3 (a) Ferramenta nova e visão geral da ferramenta após sucessivas soldas (b)-(d).



(a) Ferramenta nova e ferramenta após 4,9 metros de solda



(b) ferramenta após 6,1 metros de solda



(c) ferramenta após 7,3 metros de solda

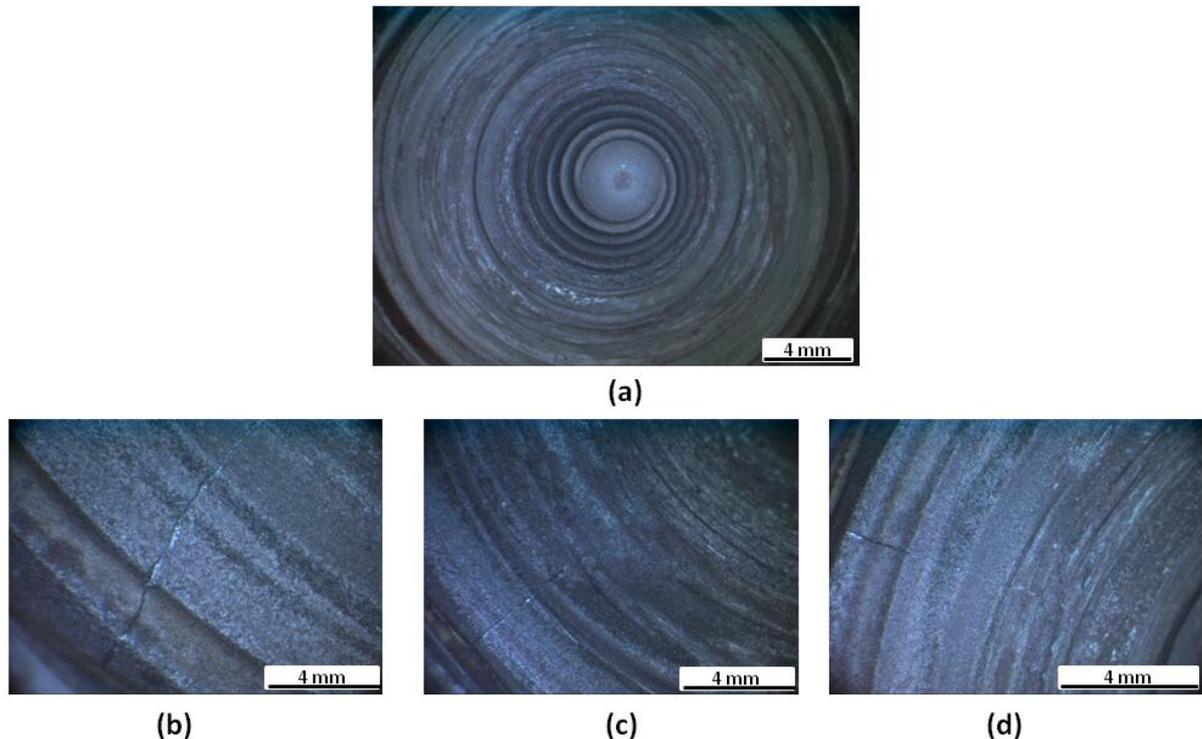


(d) ferramenta após 8,5 metros de solda

A ferramenta, mesmo depois de 8,5 metros de soldas, exibiu um bom comportamento ao desgaste pois não ocorreu apreciável diminuição da dimensão do pino. Porém, percebeu-se que a superfície do ombro sofreu maior desgaste e foi perdendo gradativamente as roscas originais. O fato da ferramenta não ter falhado sugere que os parâmetros utilizados na etapa de inserção, ou seja, estágio inicial de penetração (inserção da ferramenta na junta) foram apropriados (RAI et al., 2011).

Na avaliação do ombro da ferramenta, após 8,5 metros, foram identificadas trincas radiais na sua superfície do ombro, algumas observáveis a olho nu e outras apenas perceptíveis com auxílio de microscópio. A Figura 4.4 mostra a vista de topo da ferramenta e regiões em detalhes de algumas trincas.

Figura 4.4 (a) vista global de topo da ferramenta após 8,5 m e detalhes das trincas observadas (b)-(d).



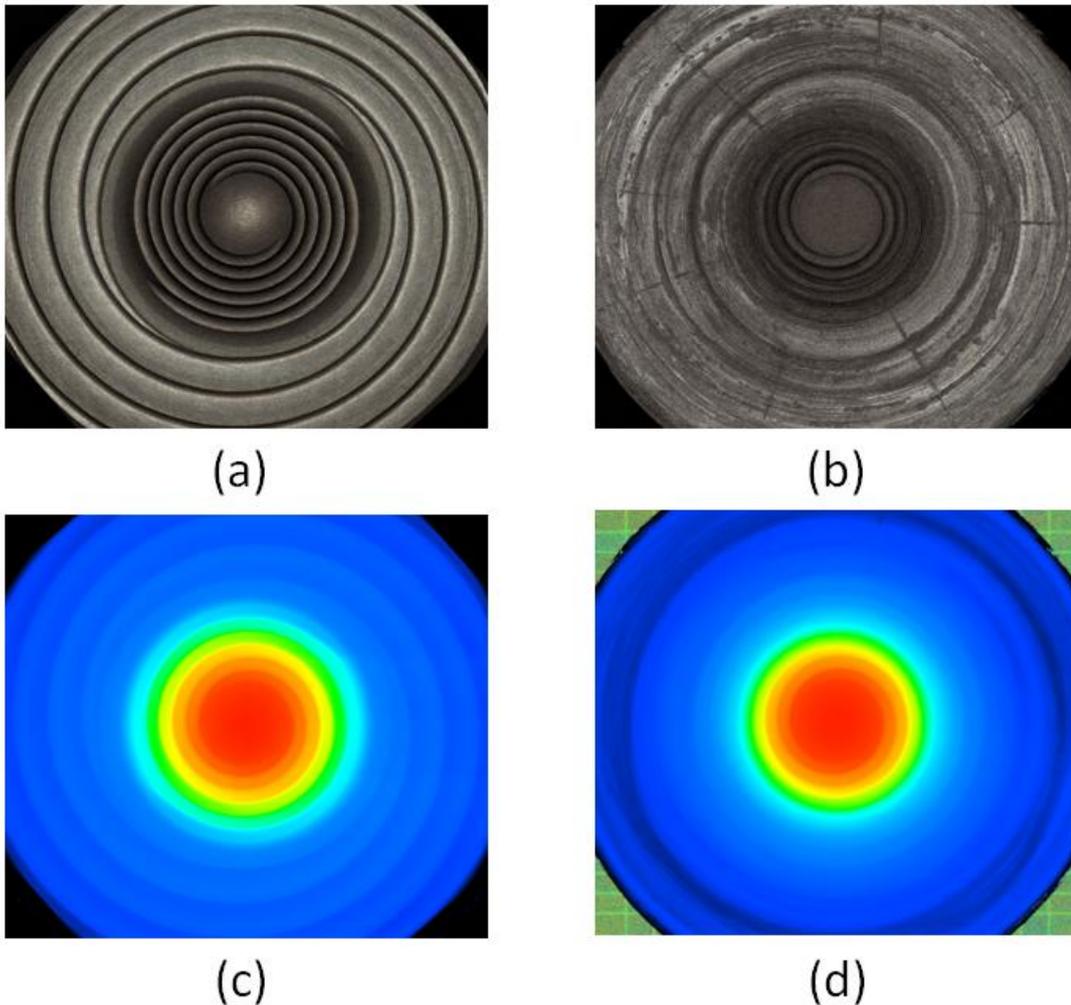
Barnes et al. relataram que devido à baixa resistência à fratura da ferramenta de NBcp, este material é suscetível de trincamento térmico, como resultado das diferenças de taxas de aquecimento e de resfriamento entre o pino e ombro (BARNES et al., 2012).

A seguir, são apresentados os resultados da avaliação do comportamento ao desgaste da ferramenta obtidos através do microscópio com fonte laser. Foram executadas varreduras na superfície de topo da ferramenta nova e da ferramenta usada. Foram obtidas imagens de alta resolução fornecendo informações de altura, imagens tridimensionais e perfis topográficos destas duas condições. Porém, a ferramenta usada nestas análises já havia produzido soldas adicionais em relação às quais são objeto de análise do presente estudo, ou seja, trata-se da mesma ferramenta mas após a execução de aproximadamente 18,4 metros de soldas.

Na Figura 4.5 são apresentadas as imagens de topo da ferramenta nova (a) e usada (b), percebeu-se a perda gradual das roscas na região do ombro e presença de oito trincas radiais na região do ombro. Nesta mesma figura em (c) e (d) são apresentados mapas qualitativos coloridos de altura aonde a cor azul representa a região de menor altura e a cor vermelha a região de maior altura, cores intermediárias representam diferença gradual de altura. Na ferramenta nova

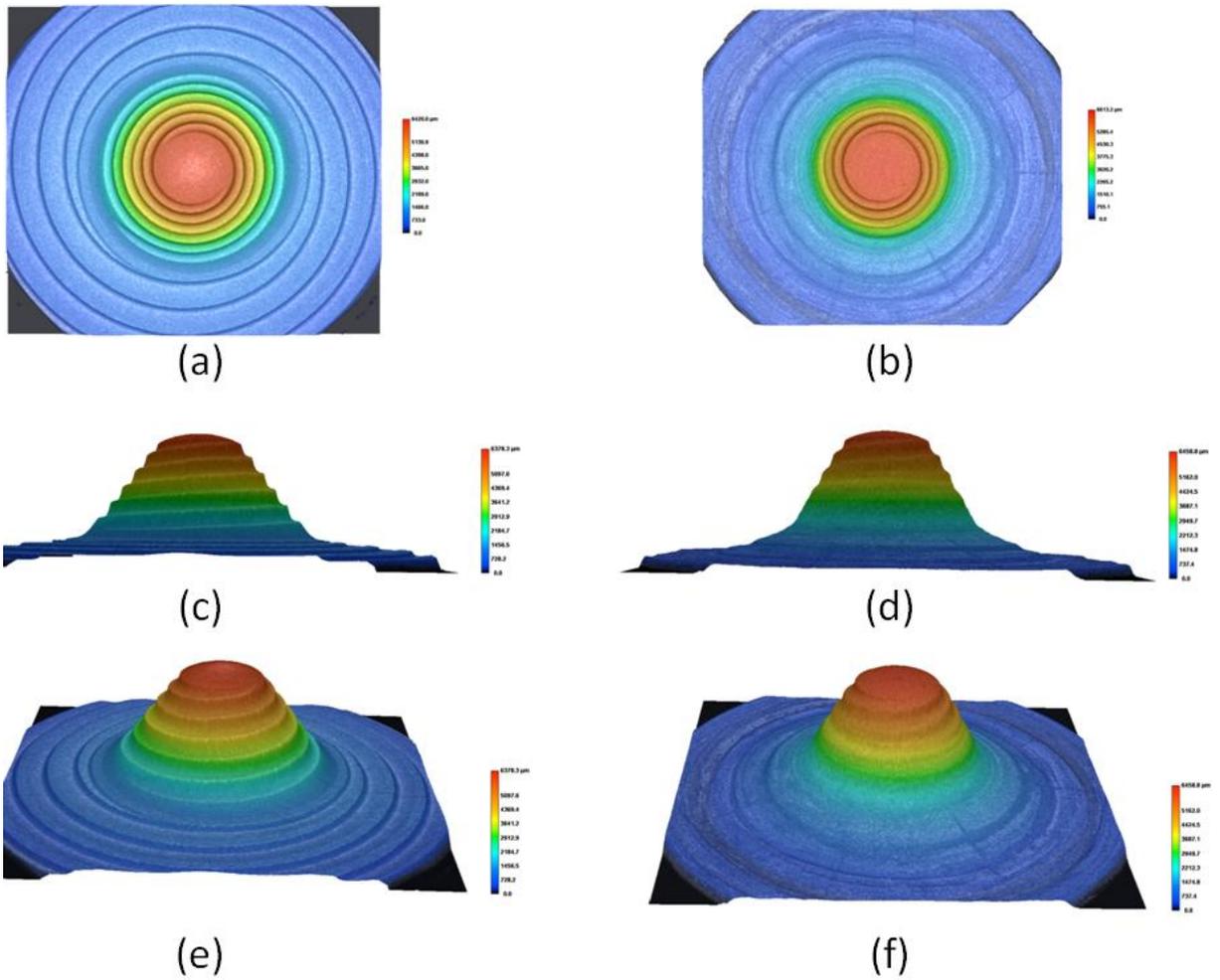
percebe-se claramente a transição das roscas e na ferramenta usada em função do desgaste percebe-se o desgaste (alisamento da superfície do ombro).

Figura 4.5 Vista de topo da ferramenta nova (a) e ferramenta usada (b); informações de altura da ferramenta nova (c) e ferramenta usada (d).



Na Figura 4.6 são apresentadas imagens com informações sobre a topografia da ferramenta nova e da ferramenta usada. Percebeu-se a significativa perda gradual na geometria em forma de rosca presente na superfície do pino ao longo de seu comprimento. As barras de escala presentes na lateral direita das imagens estão em  $\mu\text{m}$  e possuem como menor valor a base inferior onde foram começadas as medidas.

Figura 4.6 Vista de topo da ferramenta nova (a), a ferramenta usada (b), imagem frontal 3D da ferramenta nova (c) e ferramenta usada (d), imagem inclinada 3D da ferramenta nova (e) ferramenta usada (f).



Nas figuras 4.7 a 4.9 são apresentados perfis lineares da geometria da ferramenta que foram medidos pelo VK-Analyzer (*software* de análise fornecido pelo fabricante do microscópio). Foram medidos três perfis em diferentes sentidos, um vertical, um horizontal e um diagonal.

Figura 4.7 Perfil vertical comparando os perfis da ferramenta nova e usada.

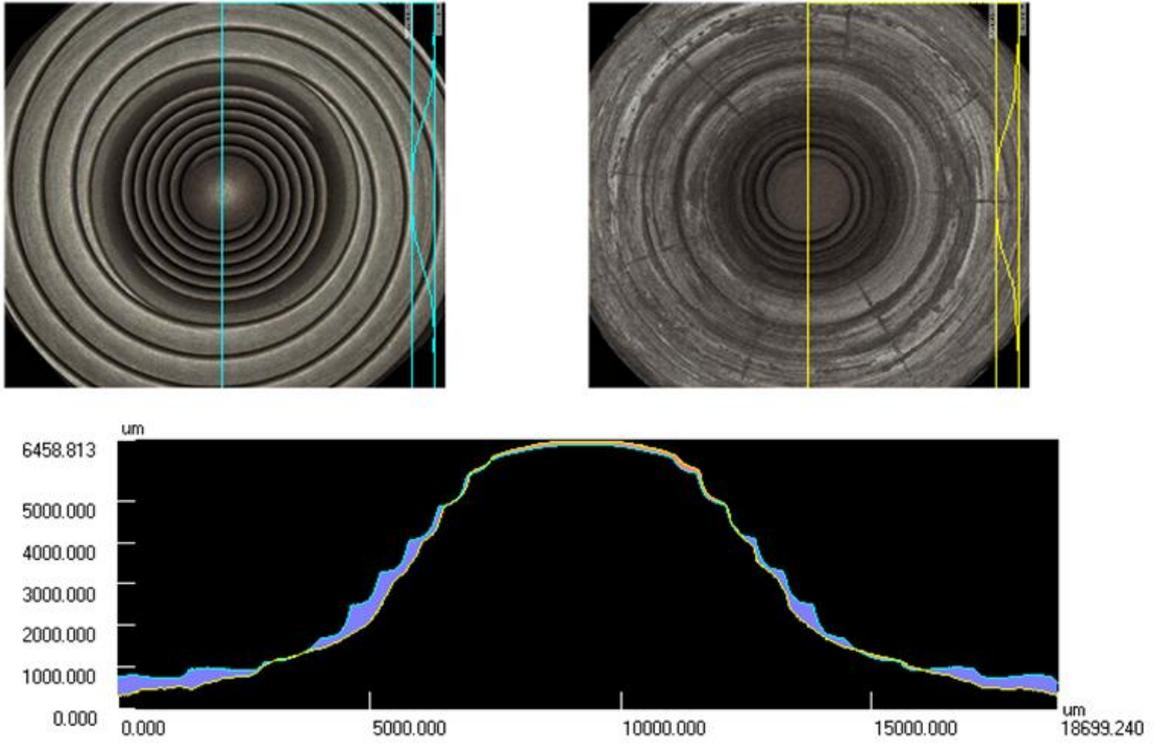


Figura 4.8 Perfil horizontal comparando os perfis da ferramenta nova e usada

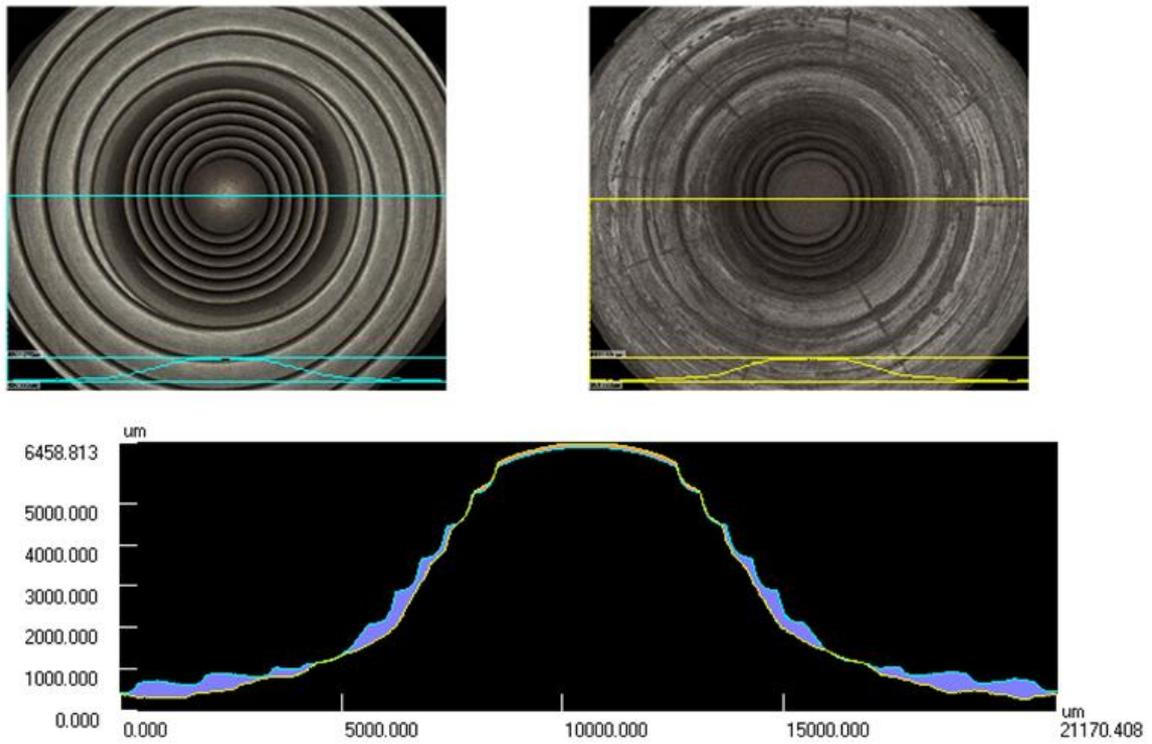
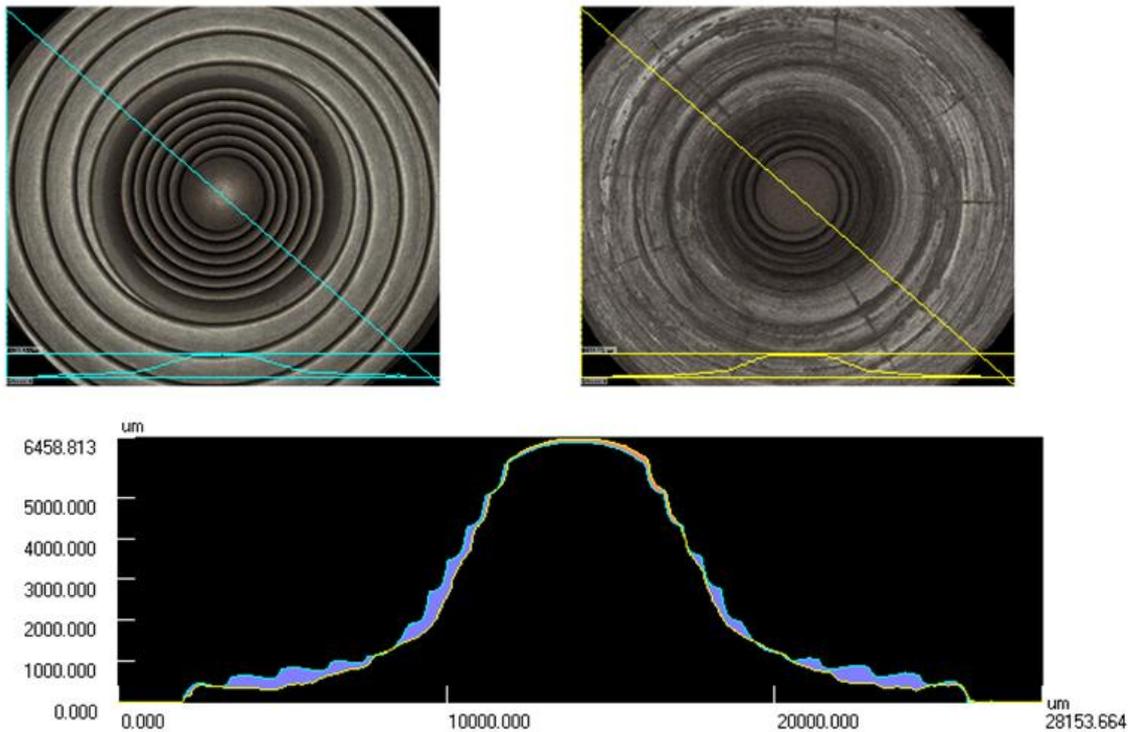


Figura 4.9 Perfil diagonal comparando os perfis da ferramenta nova e usada



Os resultados das medidas dos perfis das ferramentas mostram que não houve diminuição significativa do comprimento do pino, porém houve a perda das roscas presentes ao longo da superfície da base do ombro em direção a ponta do pino. O desgaste sofrido pela ferramenta fez com que a superfície da ferramenta ficasse lisa.

Perrett et al. reportaram em seu estudo que foram obtidos 42 metros de solda livres de defeitos utilizando ferramenta de NBcp (de composição comercialmente chamada de Q70) em chapas de 6 mm de espessura da liga A36. Foi reportado desgaste maior do perfil da ferramenta na superfície da região aonde o ombro se encontra com o pino. Os autores acreditam que isto deve-se ao fato que esta é a região mais quente da solda, onde o calor é fornecido pelo ombro e pelo pino. Foram observadas trincas após 6 m, porém sem comprometer a qualidade das soldas. Foi concluído que a partir do momento que as características geométricas da ferramenta são perdidas devido ao desgaste, a ferramenta é menos efetiva em misturar o material, resultando em pequenos defeitos na raiz da solda no lado de avanço, e gradativamente esse fenômeno é intensificado com o aumento do desgaste (PERRETT et al., 2011).

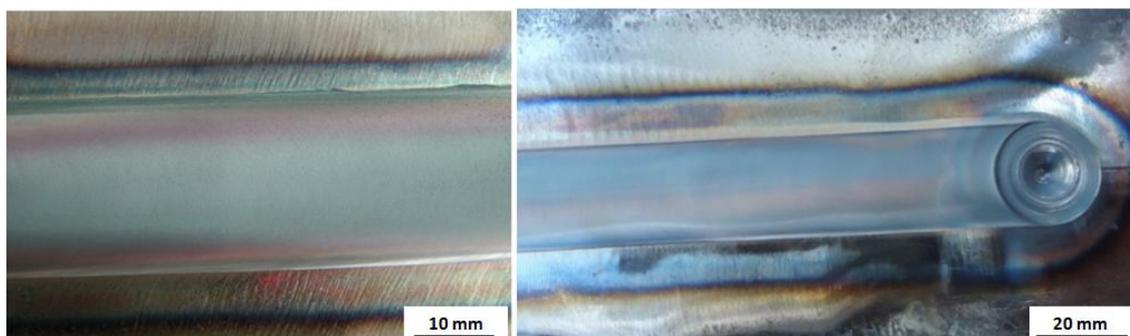
Mesmo assim, a condição global de desgaste observada é um indicativo que os parâmetros de processo selecionados foram suficientemente apropriados para aquecer e plastificar o material, logo em frente da ferramenta durante seu deslocamento linear (eixo x). Conseqüentemente, assegurando que as forças e o torque sofrido pela ferramenta foi adequado para minimizar o seu desgaste.

Uma possível maneira de diminuir consideravelmente o desgaste da ferramenta é a utilização de um pré-aquecimento auxiliar, i.e, a utilização de um processo híbrido. Por exemplo, o uso de uma fonte de aquecimento adicional (laser ou tocha) logo em frente a ferramenta amoleceria a peça de trabalho resultando em um menor esforço sofrido pela ferramenta (traduzido em torque aplicado). Além disso, as velocidades de soldagens utilizadas poderiam ser muito maiores que as usualmente usadas.

SUN et. al utilizaram SFMM assistido por laser com o aço S45C em espessura de 3,2 mm. reportaram soldas isentas de defeitos utilizando até 800 mm/min (13,33 mm/s). É citado que pode-se aumentar a vida útil da ferramenta em até dez vezes mais. Também é citada que a formação de martensita frágil e bainita podem ser prevenidas em velocidades de soldagem menores que 600 mm/min (SUN, 2013).

Apesar disso, ainda assim o NBcp é o material preferido para a ferramenta de SFMM para os aços e de ligas de alta temperatura de fusão, devido à sua elevada dureza e resistência a temperaturas elevadas, juntamente com a estabilidade a alta temperatura. Além disso, o coeficiente de atrito baixo deste material resulta em superfície lisa da face da solda (Figura 4.10). A literatura afirma que o desgaste da ferramenta aumenta com o aumento da velocidade de rotação diminuição da velocidade de soldagem, o que sugere que os parâmetros do processo podem ser ajustados para aumentar a vida útil da ferramenta (RAI et al., 2011).

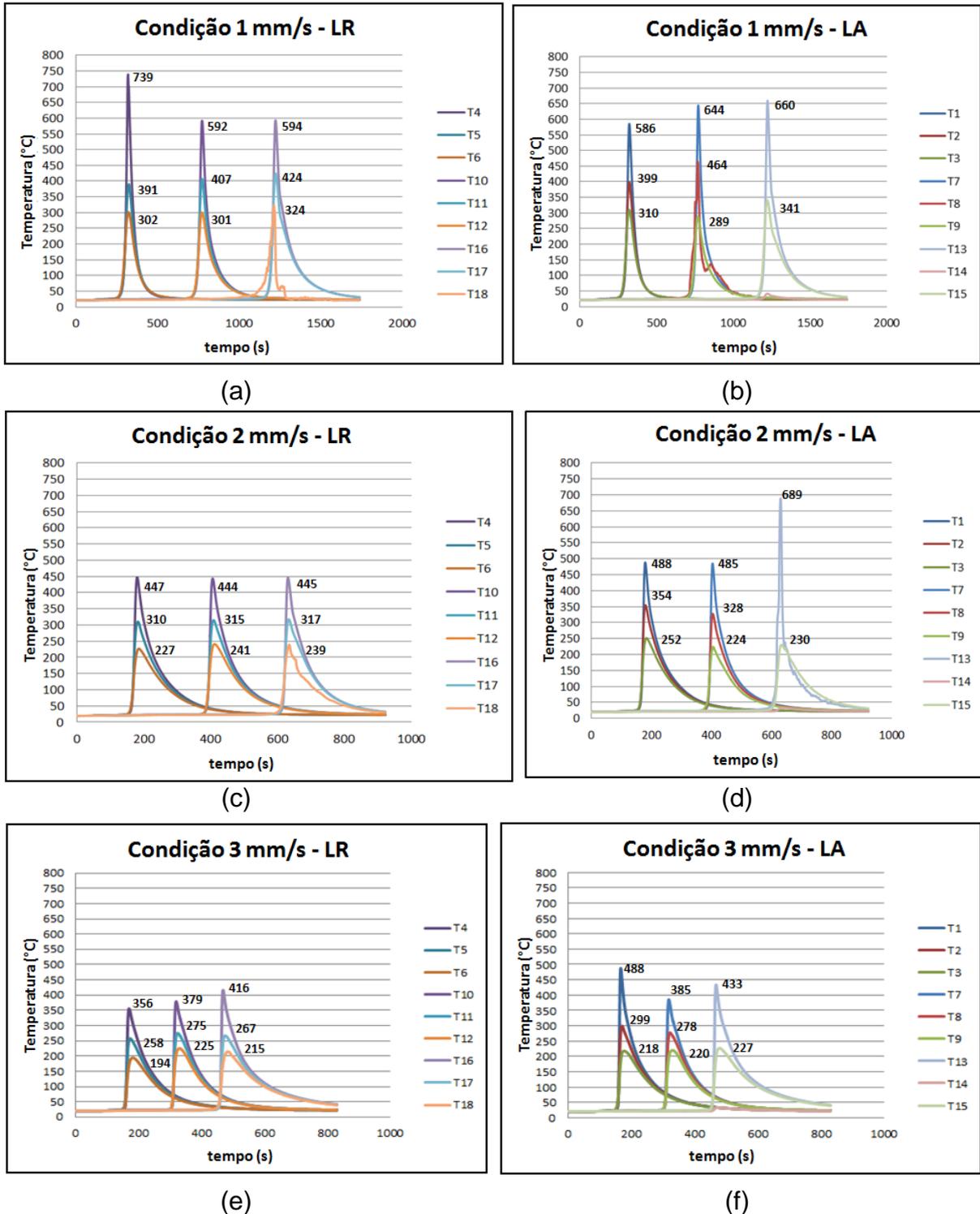
Figura 4.10 Aparência do acabamento final (bruto) da face de soldas produzidas com 1 mm/s.



### 4.3. Resultados e Discussões das Aquisições Térmicas e Aporte Térmico

A Figura 4.11 apresenta os perfis térmicos da aquisição dos termopares inseridos nas juntas processadas. Os gráficos foram separados entre o lado de avanço (LA) e lado de retrocesso (LR). Porém, o termopar número 14 (T14) falhou durante as medições.

Figura 4.11 Perfis térmicos medidos pelos termopares. (a) LR e (b) LA da condição 1 mm/s; (c) LR e (d) LA da condição 2 mm/s; (e) LR e (f) LA da condição 3 mm/s.



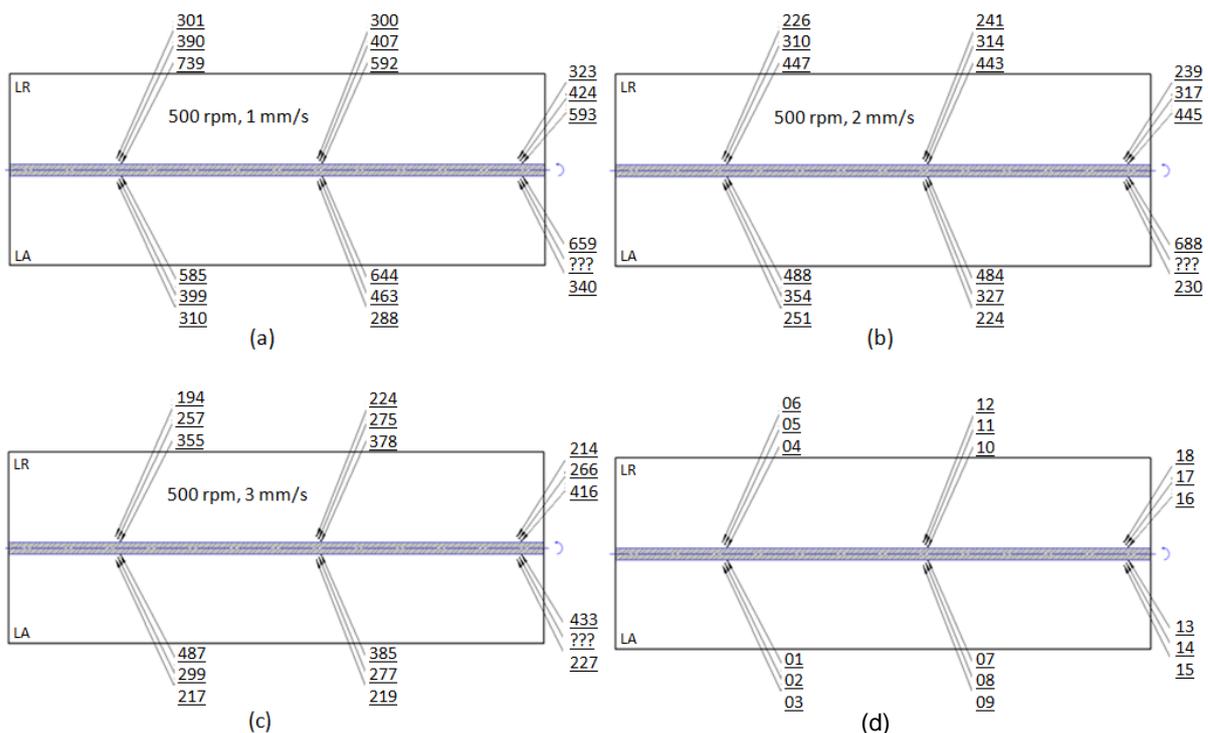
Em geral, foi observado que as temperaturas de pico, medidas do lado de avanço foram maiores que o lado de retrocesso. Arbegast e Hartley relataram que houve ocorrência de temperatura um pouco mais elevada no lado de avanço do junta porque a direção do vetor velocidade tangencial da ferramenta era igual ao vetor de velocidade de soldagem (ARBEGAST e HARTLEY, 1998).

Cho et al. relataram com base nos resultados experimentais e modelos matemáticos que as temperaturas no aço inoxidável 304L foram mais elevadas no lado de avanço do que no lado de retrocesso em cerca de 100 K (173 °C) (CHO et al., 2005).

A grande diferença das temperaturas entre os lados de avanço e retrocesso da junta soldada para a liga 304L é mais elevado do que os valores observados tipicamente no SFMM da maioria dos outros materiais perante a maioria das condições de soldagem. No entanto, a assimetria da temperatura pode ser explicada pela muito baixa condutividade térmica de aço inoxidável em comparação com a maioria das outras ligas (NANDAN et al., 2008).

A Figura 4.12 esquematiza através de diagrama a temperatura de pico atingida em cada posição medida para cada condição processada.

Figura 4.12 Diagrama indicando as temperaturas de pico medidas. (a) 1 mm/s, (b) 2 mm/s, (c) 3 mm/s e (d) posição dos termopares.

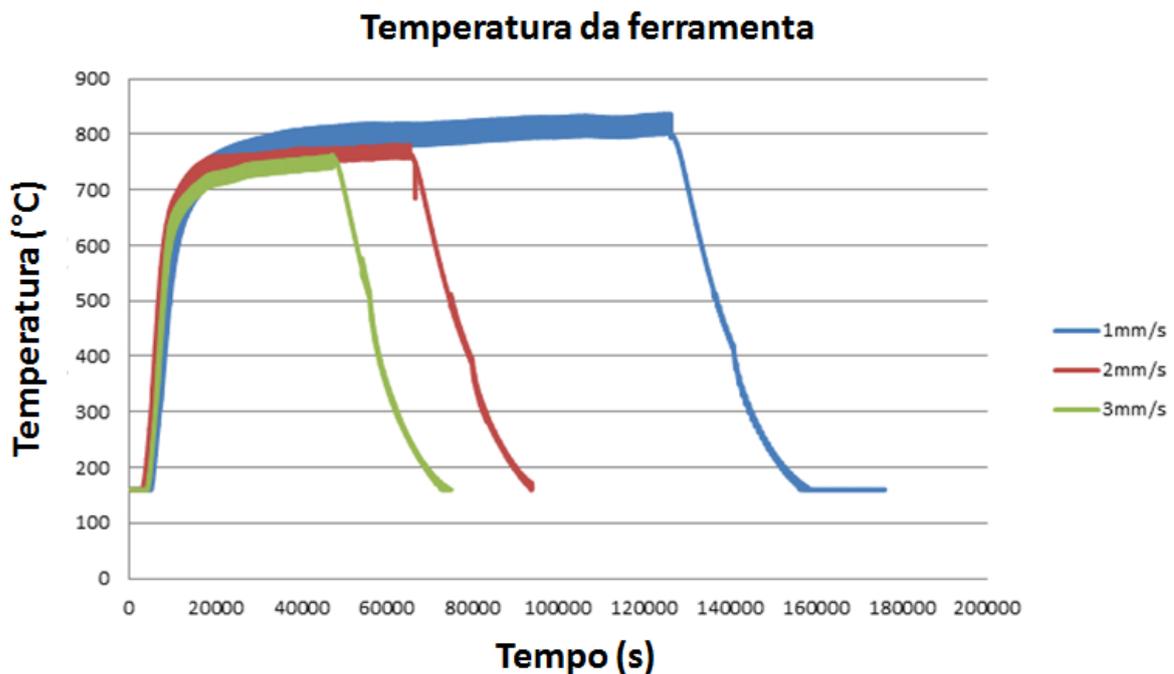


O pico de temperatura do processo diminui com o aumento da velocidade de soldagem devido à redução de aporte de calor. As quedas de temperatura de pico e da taxa de resfriamento aumenta com o aumento da velocidade de soldagem. Estes valores são independentes dos tipos de aços (CUI et al., 2007).

Teoricamente, é desejado que não ocorram diferenças de picos de temperaturas entre os lados de avanço e retrocesso resultando em ciclos térmicos uniformes entre os dois lados da junta soldada. Porém, como o processo possui caráter assimétrico, na prática, isso seria difícil de obter-se, sendo assim quanto menores forem estas diferenças de picos de temperaturas e consequentemente ciclos térmicos mais uniformes poderiam ser as propriedades mecânicas entre ambos os lados.

A Figura 4.13 demonstra a evolução da temperatura da ferramenta ao longo do processamento. A aquisição começou na temperatura de 100 °C pois era a escala mínima do pirômetro. As medições começaram a ser feitas momentos antes da ferramenta encostar na linha da junta durante a etapa de inserção. O resfriamento da ferramenta foi conduzido apenas com o auxílio de um fluxo de ar forçado.

Figura 4.13 Ciclo térmicos experimentados pela ferramenta para a três condições avaliadas.



As temperaturas de pico atingidas foram de aproximadamente 850 °C, 800 °C e 760 °C para as soldas processadas com velocidade de soldagem de 1 mm/s, 2 mm/s e 3 mm/s, respectivamente. Estas medições foram feitas com o intuito de monitorar o comportamento do ciclo térmico da ferramenta e para comparar os parâmetros utilizados. Os tempos de soldagem, desde o momento logo após o término da inserção da ferramenta e começo do deslocamento linear até a saída da ferramenta, foram 20, 10 e 6,6 minutos para as soldas processadas com velocidade de soldagem de 1 mm/s, 2 mm/s e 3 mm/s, respectivamente.

Com o aumento da velocidade de soldagem, a ferramenta permaneceu em contato durante menos tempo na mesma posição aquecida durante o processo e assim foi possível que a ferramenta atingisse menores temperaturas de pico devido ao menor tempo de atrito.

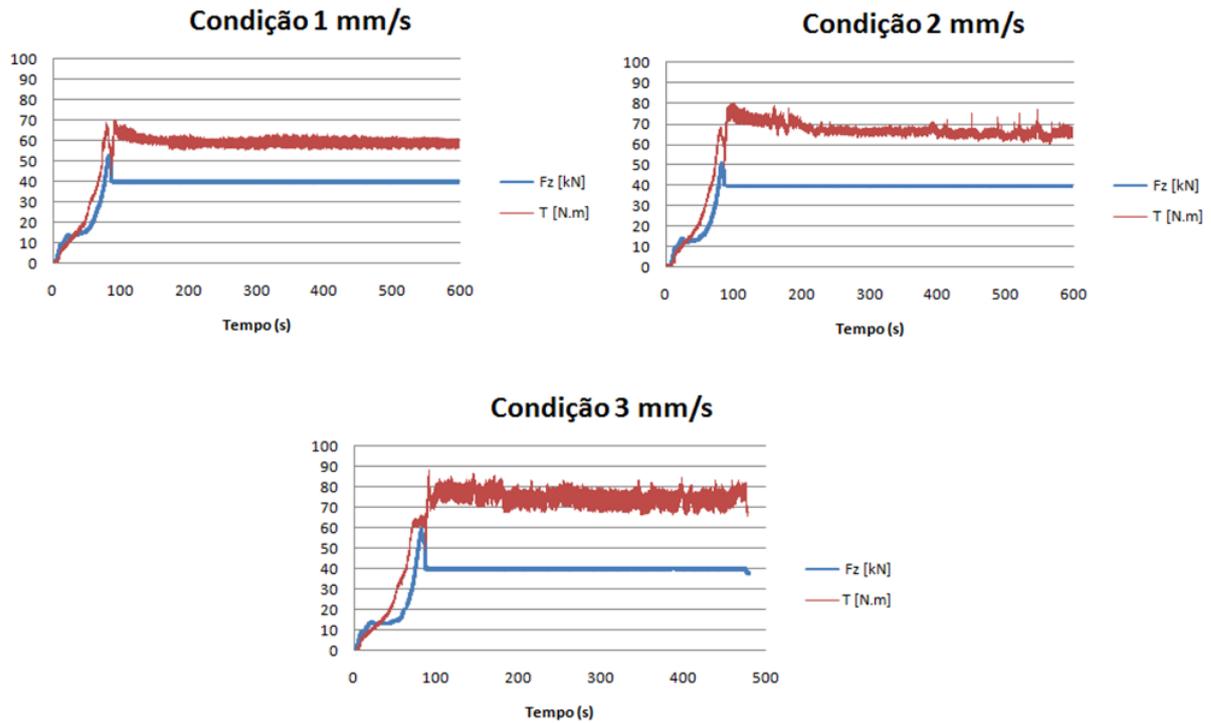
A Tabela 4-1 apresenta o resumo dos parâmetros de processo das condições estudadas, são informados os valores médios de torque, após estabilização do processo, e os valores calculados de aporte térmico segunda a equação 3.

Tabela 4-1 Parâmetros de processo utilizados e aporte térmico calculado.

Condição	Velocidade rotacional (rpm)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Torque (N.m)	Força axial (kN)	Aporte térmico (kJ/mm)
1	500	1	59	40	3,089
2	500	2	66	40	1,728
3	500	3	75	40	1,309

O torque aumentou com o aumento da velocidade de soldagem pois o aporte térmico foi reduzido, ou seja, o material em frente a ferramenta foi plastificado menos e representou maior dificuldade ao deslocamento da ferramenta (NANDAN et al., 2008).

A Figura 4.14 exibe a variação de torque e da força axial ao longo do tempo, para as três condições. No início do processo o torque varia pois a ferramenta está sendo inserida na linha da junta, porém ao longo do processo tende a estabilização.

Figura 4.14 Variação do torque e da força axial ( $F_z$ ) obtidas.

Wei e Nelson estudaram quatro diferentes índices térmicos para o processo SFMM. Foram eles: Pseudo Índice de Calor =  $\omega^2/v$  ; Avanço por Revolução =  $v/\omega$ ; Força ("power") =  $2 \cdot \pi \cdot \omega \cdot \tau / 60$  e o Aporte Térmico =  $\omega \cdot \tau / v$ , e concluíram que o Aporte Térmico proporcionou a melhor correlação entre os variáveis do processo com as microestruturas resultantes (WEI e NELSON 2011).

Os índices térmicos, como por exemplo o aporte térmico no caso do presente estudo, representam estimativa de quantidade de energia, isto é o calor, envolvido no processo. No caso, o aporte térmico serve para estimar a quantidade de energia térmica aplicada ao material por unidade de comprimento, calculada em J/mm. Essa energia térmica por sua vez vai determinar, em conjunto com a deformação do processo, as propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas.

No entanto, é importante ter em mente que esta equação somente fornece uma estimativa do aporte térmico envolvido no processo, pois não considera perdas térmicas por radiação ou por condução (BARNES et al., 2012).

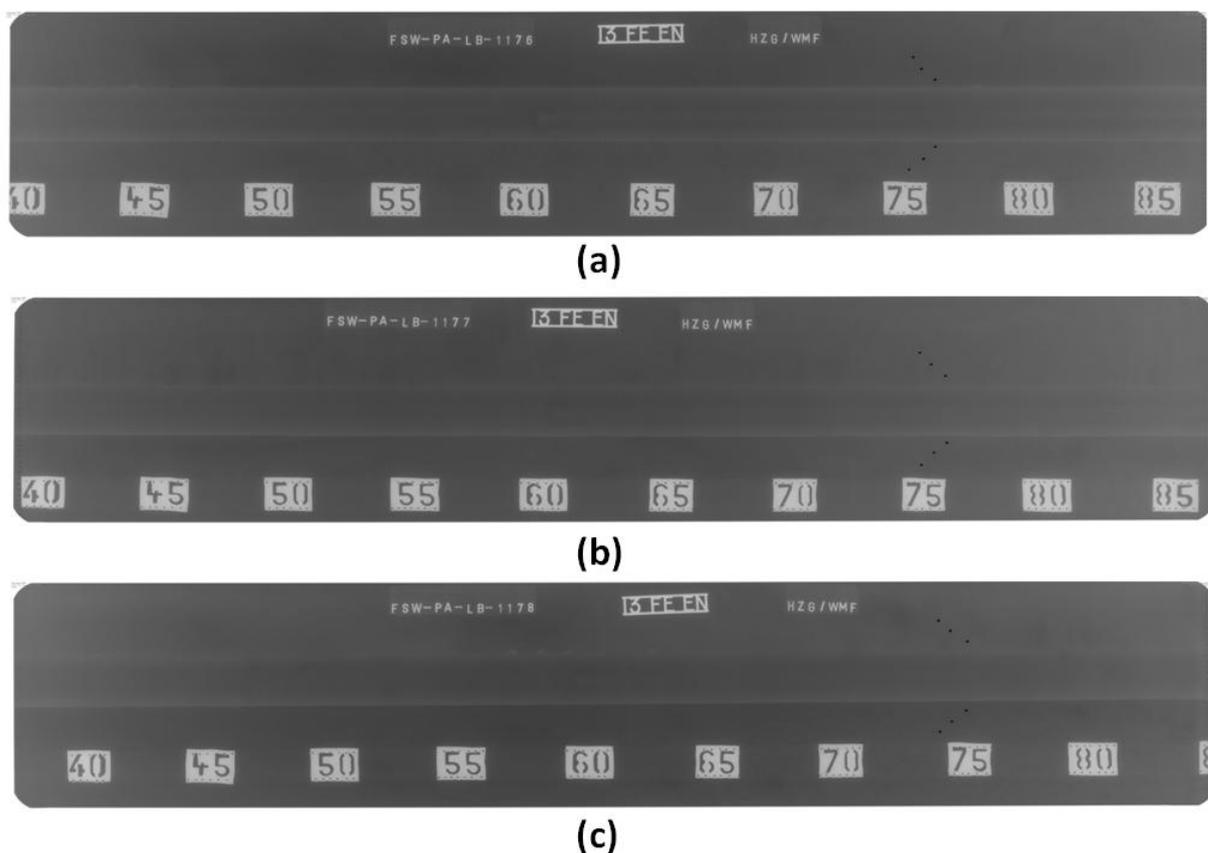
A abordagem de índice de aporte térmico deve considerar a espessura das placas que serão soldadas, pois diferentes espessuras de chapa resultarão em diferentes valores de picos de temperatura e taxas de resfriamento porque o substrato (material base) será diferente e dissipará diferentemente o ciclo térmico

imposto pelo processo. Como consequência, o mesmo valor de aporte térmico adotado para diferentes espessuras de chapa vai resultar em diferentes características macrográficas e microestruturais resultando em um distinto desempenho mecânico.

#### 4.4. Resultados e Discussões dos Ensaios de Raio-X

Na Figura 4.15 são apresentados os resultados da inspeção radiográfica; as mesmas foram realizadas ao longo do comprimento total de 1.200 mm das juntas, porém serão mostrados a região central das juntas pois estes resultados são representativos. O restante das imagens radiográficas não apresentaram defeitos da mesma maneira que as imagens da Figura 4.15.

Figura 4.15 Imagens dos resultados de raio-X do região central da solda, (a) 1 mm/s; (b) 2 mm/s; (c) 3 mm/s.



Através dos resultados de raio-X não foi possível observar defeitos como, por exemplo, um vazio ou partícula despreendida da ferramenta decorrente de uma pequena fratura da mesma. Os pontos escuros perto da região de 75 cm da solda representam os furos dos termopares. Porém, a técnica de inspeção através de raio-

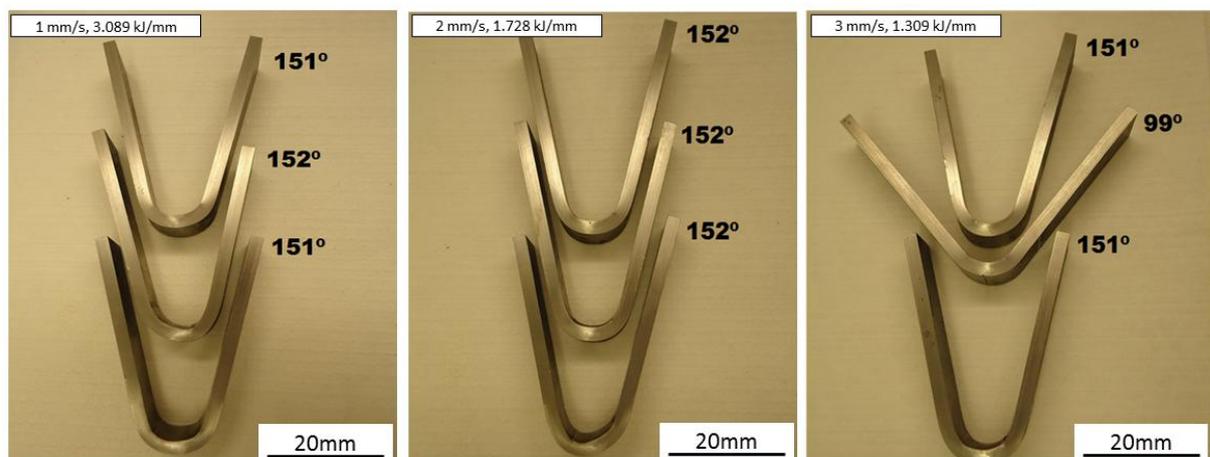
X facilmente identifica defeitos volumétricos maiores que 0,5 mm em diâmetro, defeitos menores que esta ordem de grandeza representam uma limitação à identificação (GIBSON et al., 2014).

Possíveis defeitos identificados, após a inspeção através de raio-X, resultariam em desempenho insatisfatório durante o ensaio de dobramento pois devido à presença de um defeito a amostra ensaiada iria fraturar prematuramente. Da mesma maneira, um defeito prejudicaria a performance durante o ensaio de tração da mesma forma.

#### 4.5 Resultados e Discussões dos Ensaio de Dobramento

Visto que a inspeção através de radiografia tem limitação para detectar descontinuidades menores que 0,5 mm de diâmetro, ensaios de dobramento são necessários, úteis e rápidos para avaliar mais precisamente a existência de defeitos menores que os não detectáveis pela técnica de radiografia. A Figura 4.16 mostra os corpos de prova após o ensaio e seus respectivos ângulos atingidos.

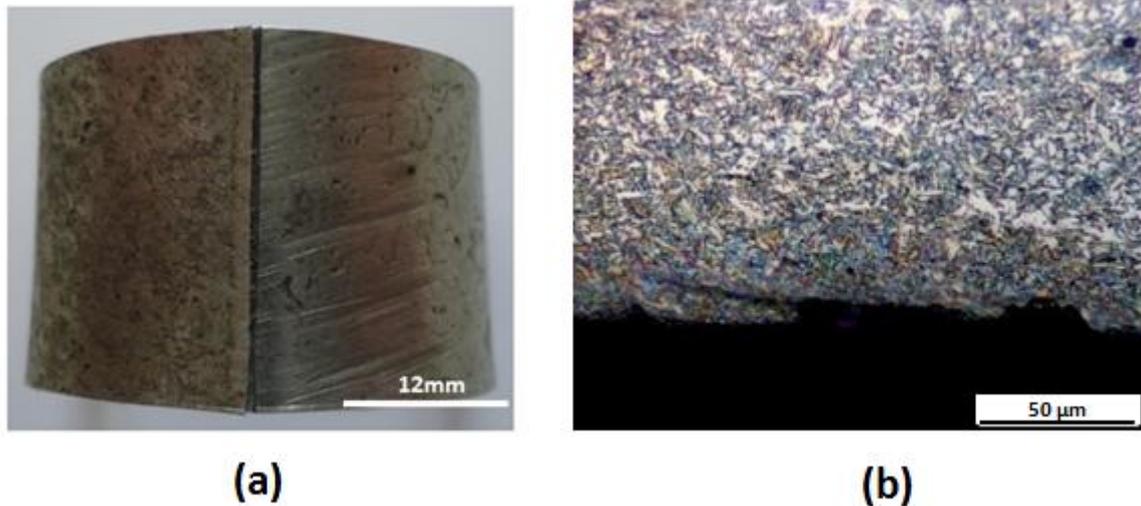
Figura 4.16 Corpos de prova dobrados para as três condições, na legenda no canto superior esquerdo contém a velocidade de soldagem e o aporte térmico.



As condições produzidas com 1 mm/s a 2 mm/s foram dobradas provando a ausência de defeitos na raiz da junta. No entanto, durante o ensaio dobramento da condição processada com 3 mm/s de velocidade de soldagem, a amostra BD2 (região central da junta) apresentou o defeito chamado de penetração incompleta. A Figura 4.17 (a) mostra esse defeito em vista de topo da amostra BD2, e em (b) metalografia - seção transversal da solda - da amostra M2 (amostra macrográfica

retirada na região adjacente a amostra BD2). A morfologia do defeito se assemelha a uma dobra de forjamento.

Figura 4.17 (a) vista de topo da raiz do corpo de prova BD2 (após o ensaio de dobramento) da condição soldada a 3 mm/s mostrando a raiz da junta e a sua penetração incompleta, (b) aparência do defeito no microscópio óptico (amostra M2), ataque Nital 3%, magnificação de 500x.



O ensaio de dobramento da raiz, por exemplo, é um bom indicador de desempenho do ensaio de fadiga em relação a falhas de raiz. A falha no dobramento da raiz é acompanhada por uma redução mensurável e geralmente significativa da vida de fadiga (GIBSON et al., 2014).

A ineficiente consolidação da junta, muitas vezes pode ser atribuída a força insuficiente sobre o material de trabalho, ou seja, falta de força axial suficiente aplicada sobre a superfície da junta (LOHWASSER e CHEN, 2009).

Portanto, uma recomendação para resolver este problema e para a obtenção de juntas isentas de penetração incompleta, usando velocidades de soldagem elevadas, é aumentar a força axial para garantir que o material misturado tenha consolidação adequada.

Posteriormente, foram feitas três tentativas para eliminar a falta de penetração mencionada. Foi aumentada a força axial para 45 kN mantendo a rotação de 500 rpm, sem obtenção de êxito. Após foram processadas duas condições com 500 rpm e 50 kN e outra com 600 rpm e 50 kN. Ambas obtiveram êxito e foram aprovadas no ensaio de dobramento. Porém, as análises completas destas três condições não foram contempladas nesta tese.

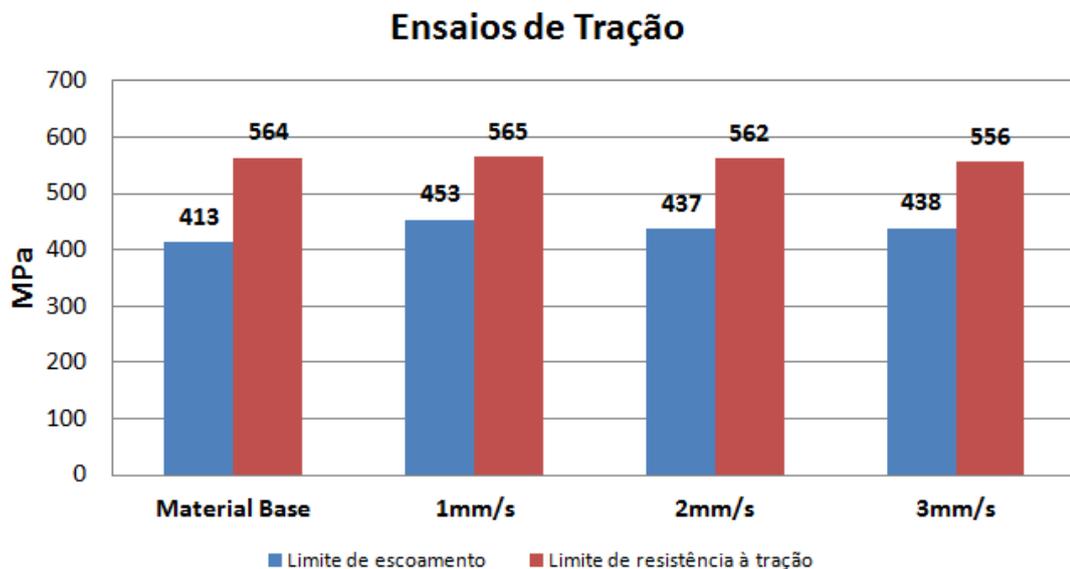
As tentativas sugerem que, quando aumenta-se a velocidade de soldagem, deve-se compensar esta diminuição do aporte térmico, é responsável pela

consolidação da junta soldada com o aumento da velocidade rotacional e/ou aumento da força axial. Isto deve-se ao fato que estes dois parâmetros afetam diretamente o aporte térmico obtido.

#### 4.6. Resultados e Discussões dos Ensaios de Tração

A Figura 4.18 exibe os resultados dos ensaios de tração. Foram ensaiados cinco corpos de prova por condição. As amostras do material base foram retiradas de acordo com o sentido transversal ao sentido de laminação, mesmo sentido testado pelo fornecedor e informado no certificado de qualidade.

Figura 4.18 Resultados dos ensaios de tração do metal base e das 3 condições processadas.



Na Tabela 4-2 são apresentados os desvios padrões dos ensaios por condição avaliada.

Tabela 4-2 Valores dos ensaios de tração e respectivos desvios padrões.

Condição	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)
Material Base (fornecedor)	436	564
Material Base (ensaiado)	413 ± 3,1	564 ± 2,1
1 mm/s	453 ± 7,9	565 ± 3,2
2 mm/s	437 ± 4,7	562 ± 0,5
3 mm/s	438 ± 3,5	556 ± 0,5

As propriedades de tração do metal base informadas pelo fornecedor, estavam de acordo com as especificações de no mínimo 355 MPa para o limite de escoamento e dentro da faixa de 490 a 630 MPa para o limite de resistência à tração segundo a norma específica (DET NORSE VERITAS, 2013). Em relação as juntas, todas as falhas ocorreram no região do metal base como exemplifica a Figura 4.19.

Figura 4.19 Corpos-de-prova das juntas que falharam no metal base.



Portanto, conforme o esperado foi obtida condição "overmatch". Em geral, os aços soldados através de SFMM exibem propriedades mecânicas superiores ao respectivo material de base (ÇAM, 2011). Isto é explicado como uma consequência do efeito termo-mecânico imposto pelo processo de soldagem sobre o material de base que vai produzir uma microestrutura refinada (deformada) e com características de maior dureza na região da solda.

#### 4.7. Resultados e Discussão da Avaliação Macro e Microestrutural

Nas Figuras 4.20 a 4.22 são apresentadas as macrografias das condições soldadas com velocidades de 1 mm/s, 2 mm/s e 3 mm/s, respectivamente. Foi usado reagente químico Nital 3% e a partir de aproximadamente 15 metalografias com magnificação de 16x foram montadas as macrografias utilizando o software Microsoft ICE™ (software de distribuição gratuita).

São apresentadas em sequência, para cada condição, as macrografias dos corpos de prova M1, M2, M3, ou seja, início, meio e final da junta. Os lados de avanço (LA) estão presentes no lado direito das imagens e os lados de retrocesso (LR) presentes no lado esquerdo das imagens. Pode-se notar que após a avaliação por condição, ao longo do comprimento da solda, as características microestruturais

(proporção e localização dos microconstituintes) e fluxo de material se mantiveram praticamente constantes e uniformes ao longo da chapa para a mesma condição. Isto é um bom indicativo de estabilidade do processo.

Além disso, ficou evidenciado o comportamento assimétrico do processo quando comparou-se os lados de avanço e retrocesso. Através destes resultados não foi possível observação de defeitos como, por exemplo, vazios.

As análises através de macrografias são úteis para inspeção de qualidade e devem ser usadas como um guia para a avaliação microestrutural, bem como podem ser usadas para um melhor entendimento do desempenho mecânico das juntas. Na Figura 4.22 (b) é indicado o local aonde houve penetração incompleta e conseqüentemente falha durante o ensaio de dobramento para a amostra BD2.

Figura 4.20 Macrografias da condição soldada com 1 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito.

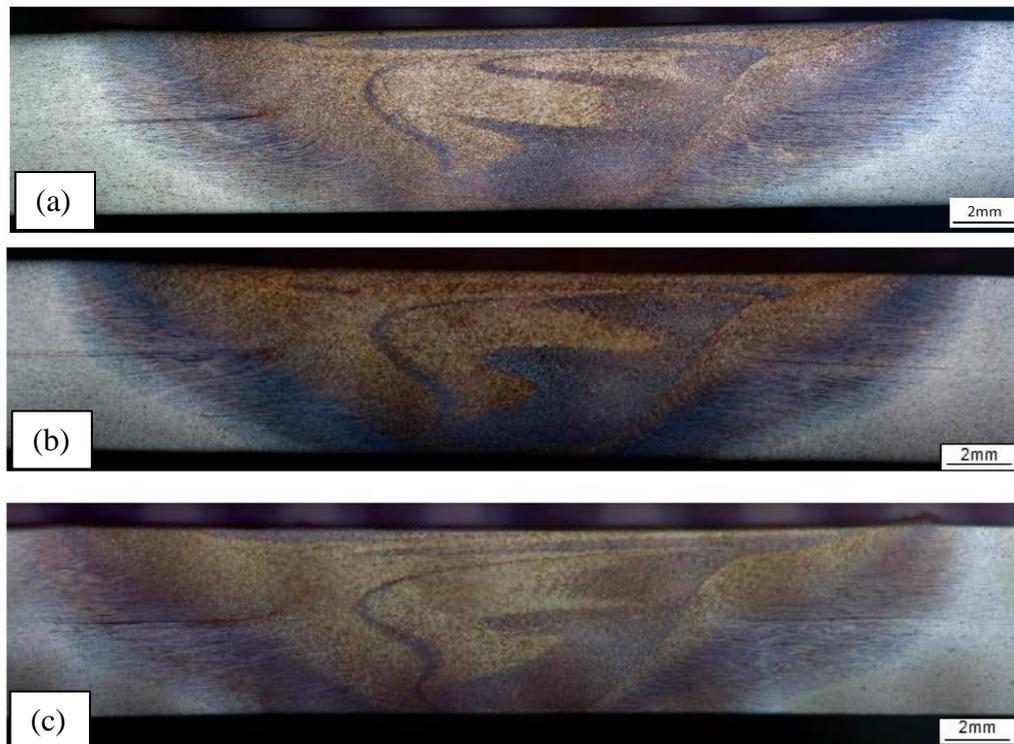


Figura 4.21 Macrografias da condição soldada com 2 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito.

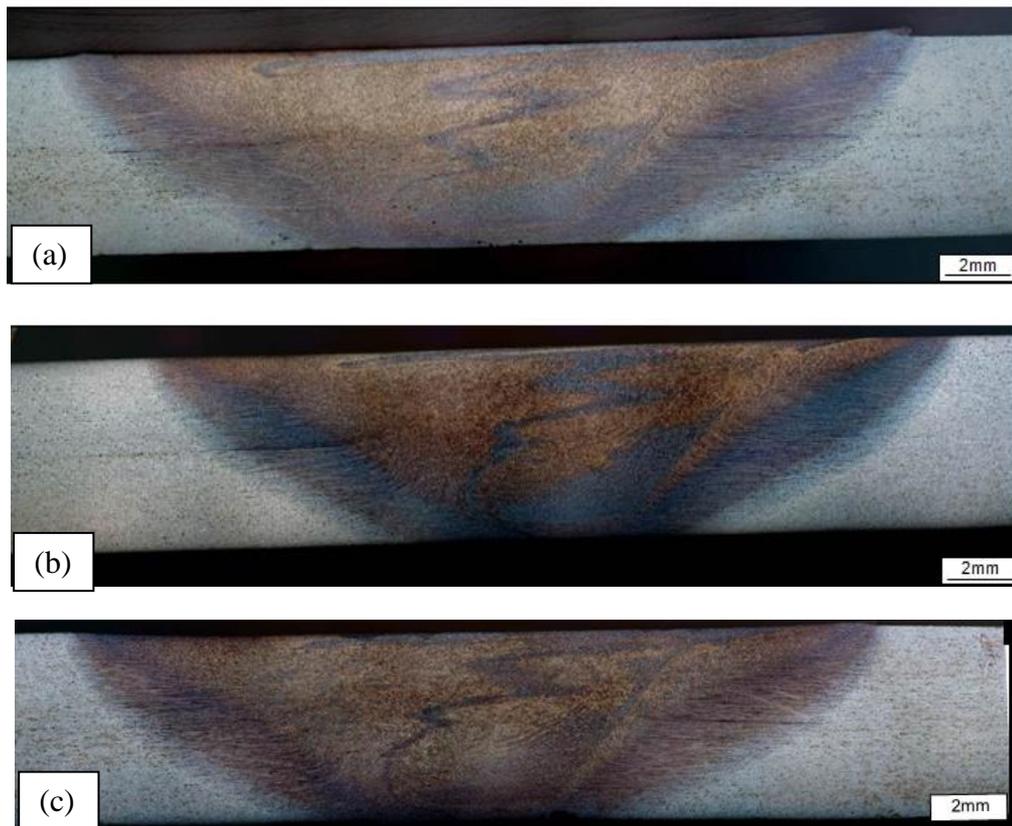
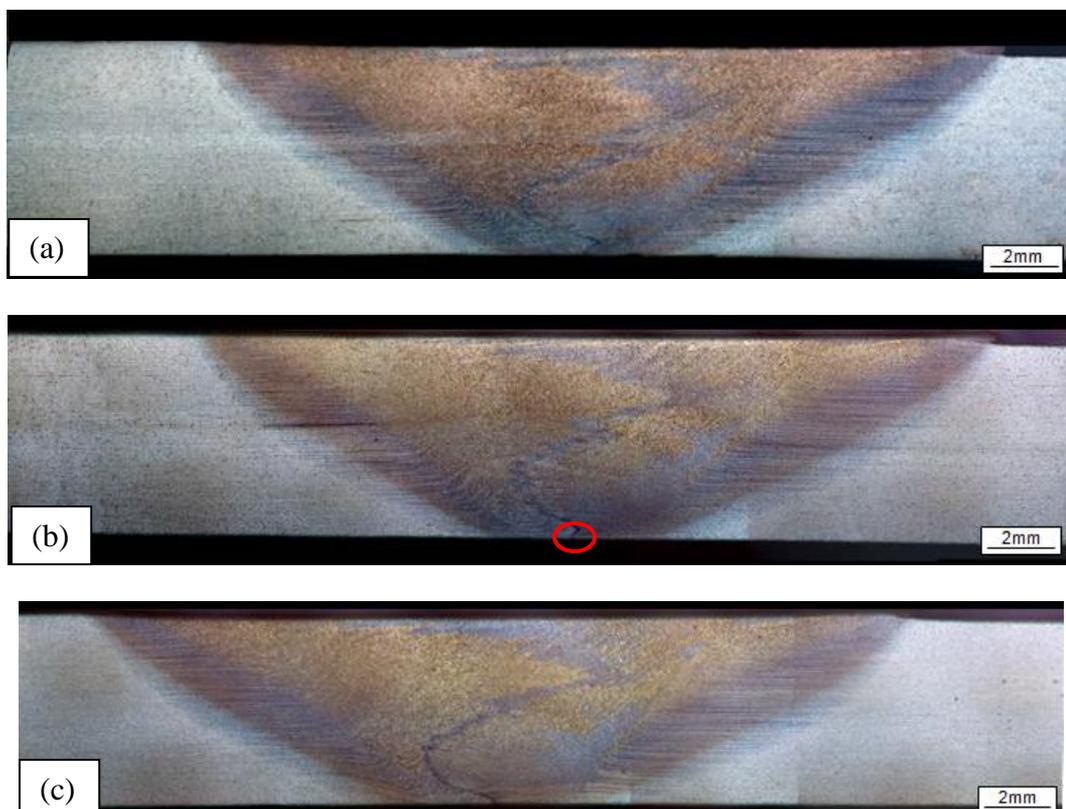
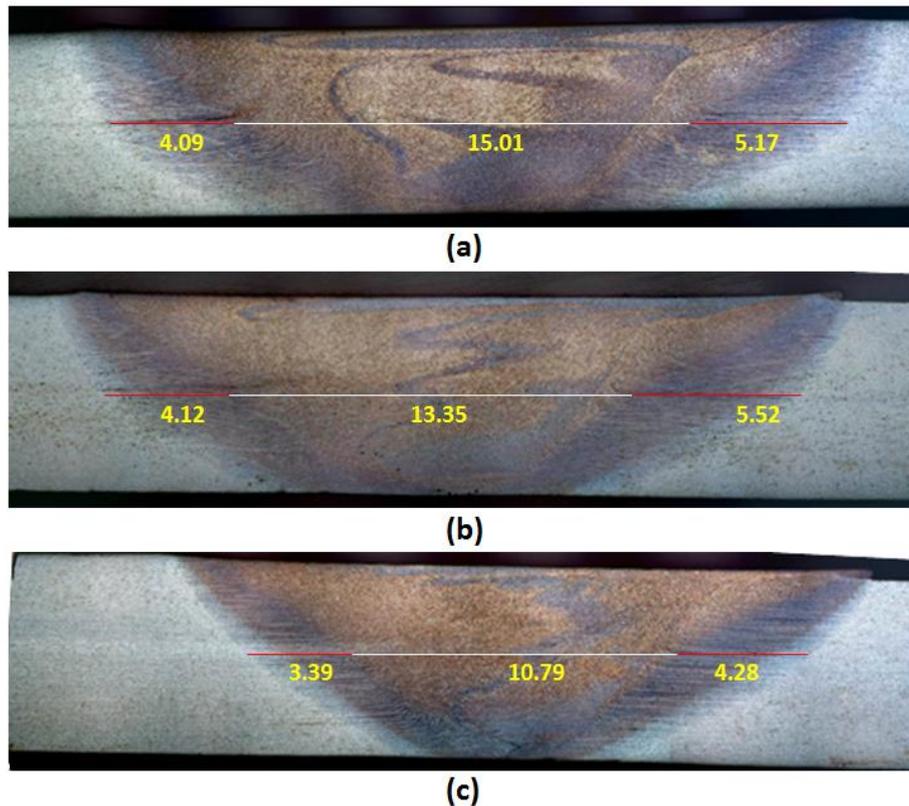


Figura 4.22 Macrografias da condição soldada com 3 mm/s, (a) M1; (a) M2; (a) M3. LR - lado esquerdo e LA - lado direito. A elipse vermelha indica a região da figura 4.12 (b).



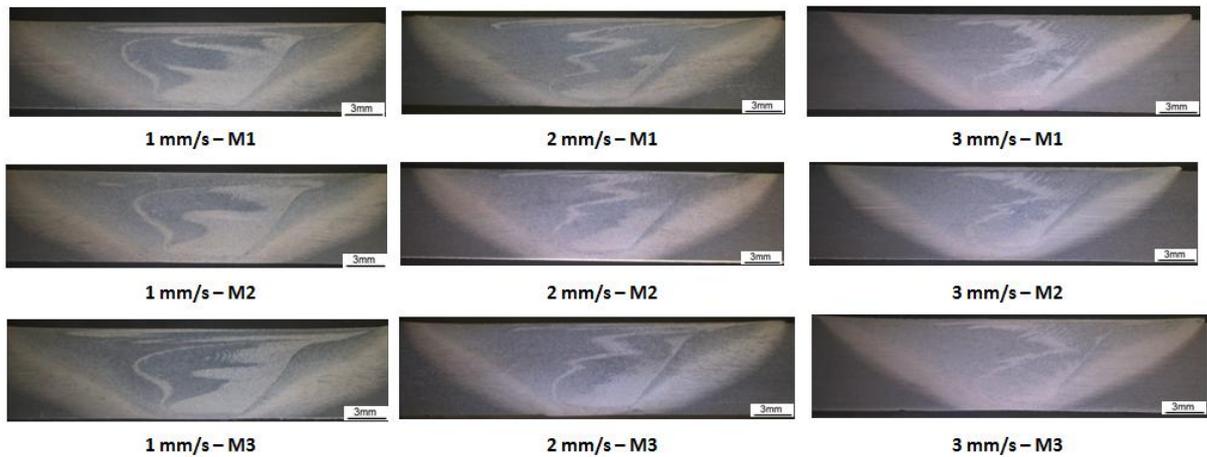
Também foi possível observar, de acordo com o esperado, que o aumento da velocidade de soldagem (diminuição do aporte térmico) resultou na diminuição da ZTA entre a condições 1 e 3 mm/s e zona de mistura mais estreita decrescente com o aumento da velocidade do soldagem, conforme a Figura 4.23. As medidas foram realizadas através do software de análise de imagens ImageJ.

Figura 4.23 Comparação das macrografias das amostra M1 entre as condições: (a) 1 mm/s, (b) 2 mm/s e (c) 3 mm/s. Medidas em milímetros.



Na Figura 4.24 são apresentados todos os resultados macrográficos em lupa de baixo aumento com magnificação de 6x. Percebeu-se variação das características microestruturais (assimetria) entre o lado de retrocesso (lado esquerdo das imagens) e lado de avanço (lado direito das imagens). Notou-se que a medida que a velocidade foi aumentada de 1 mm/s até 3 mm/s a região mais "clara" da região do lado de avanço foi diminuindo de proporção, essa região posteriormente foi identificada como uma região com maior proporção de ferrita (com o ataque químico Nital 3%).

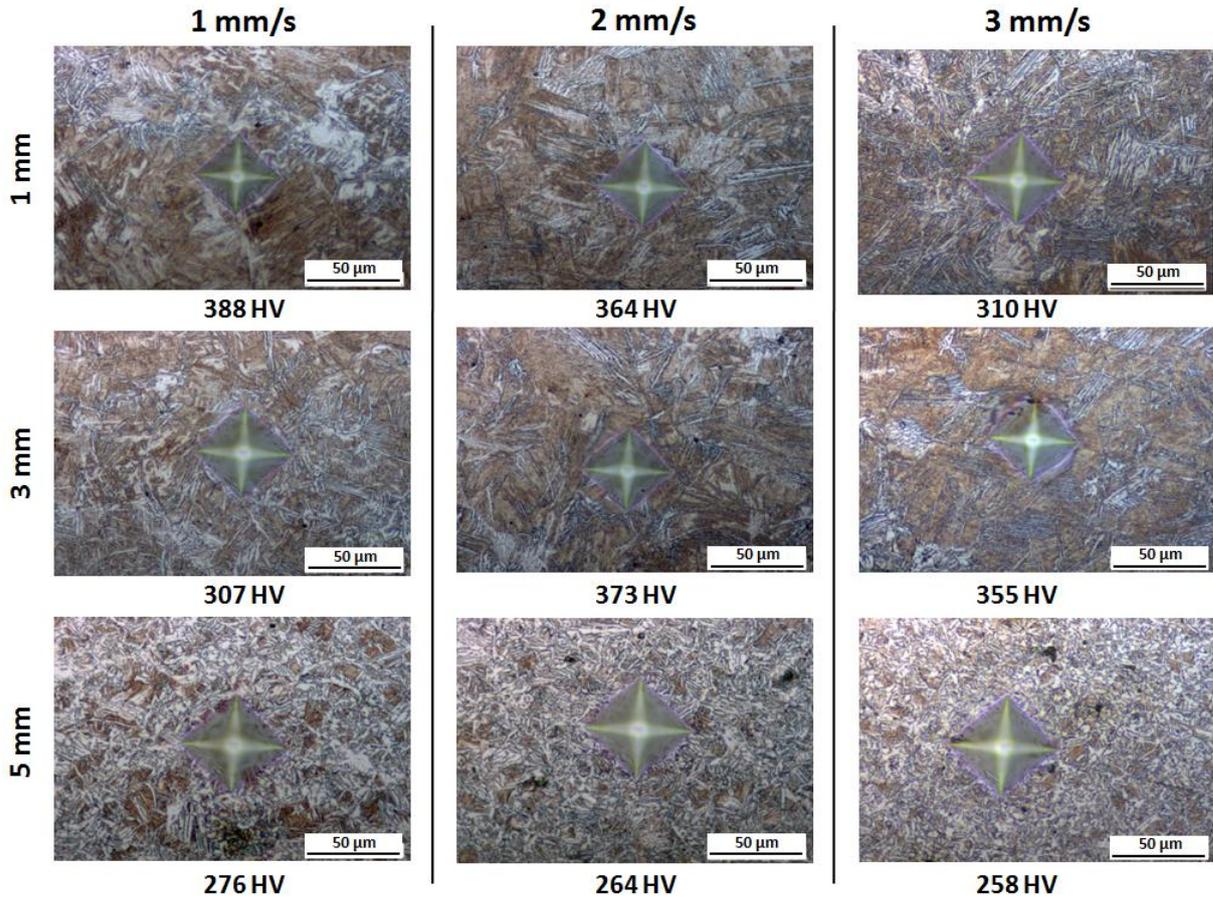
Figura 4.24 Resultados de macrografia obtidos em lupa com 6x de magnificação. Lado esquerdo representa LR lado direito LA.



As tentativas de revelação das microestruturas feitas com os reagentes da Tabela 3-3 demonstraram melhores resultados com a utilização de Nital 3% porque os resultados dos ataques foram uniformes e eficientes, além disso a solução é de simples preparação e manipulação. Beraha I e Nital +  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  não forneceram resultados melhores que o Nital 3%, e o reagente LePera apresentou resultados heterogêneos e com interpretação não clara. Uma possível explicação para o fracasso dos demais reagentes pode ser atribuída ao fato da presença de microestrutura altamente deformada e refinada, uma vez que os reagentes deveriam revelar adequadamente as microestruturas presente na zona de mistura (ZAKERINIA, 2009).

Na Figura 4.25 mostram as microestruturas reveladas através de Nital 3% no centro da linha da junta em posições de 1 mm, 3 mm e 5 mm da face da junta em direção a raiz e respectivos valores de microdureza. Essas microestruturas foram constituídas de uma mistura complexa e refinada de ferrita, bainita e martensita.

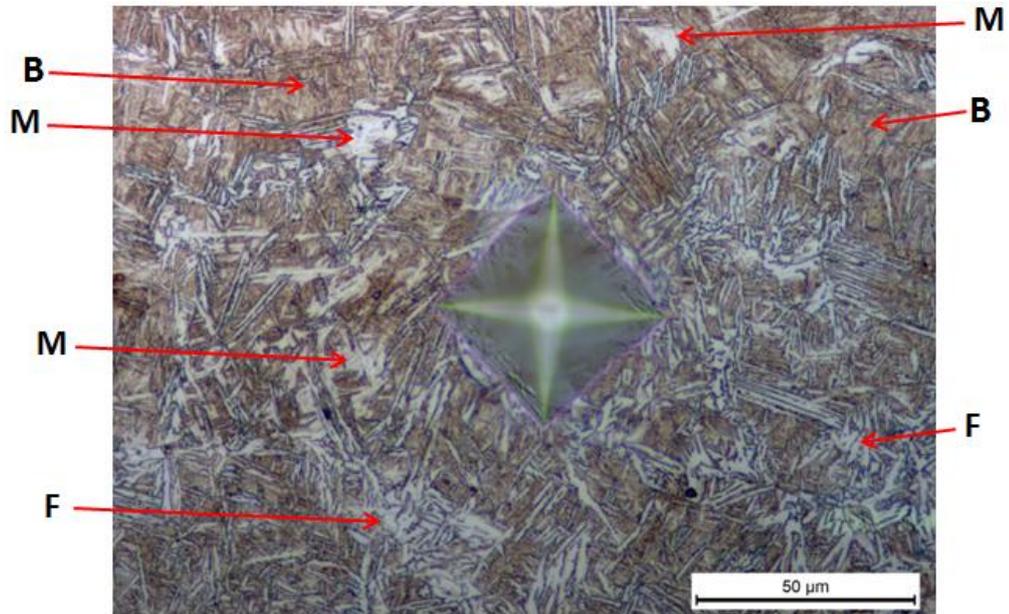
Figura 4.25 Resultados microestruturais. Ataque: Nital 3%, magnificação de 500x.



Nota-se a presença de maior proporção de ferrita (confirmada pela queda na dureza) na região da raiz da junta. Isto sugere que as taxas de resfriamento experimentadas por estas regiões inferiores (raiz da junta) foram menores que as regiões superiores (face da junta). Possivelmente o gás de proteção (fluxo gasoso forçado) pode ter tido um papel no aumento da taxa de resfriamento da região superior das juntas ao longo do processo. Outra possível explicação reside no fato que na região inferior da junta o efeito de aquecimento promovido pelo ombro da ferramenta foi menor, sendo assim o pico de temperatura é esperado ser menor, resultando na redução do tamanho de grão austenítico e no aumento da faixa de temperatura para a transformação e crescimento da ferrita durante o resfriamento (BARNES et al., 2012).

Na Figura 4.26 é mostrada imagem da microestrutura da amostra M1 da condição 1 mm/s. A matriz da imagem é composta pelo microconstituente bainita "B" (regiões marrons escura), martensita "M" (regiões marrons clara) e fase ferrita "F" (coloração branca).

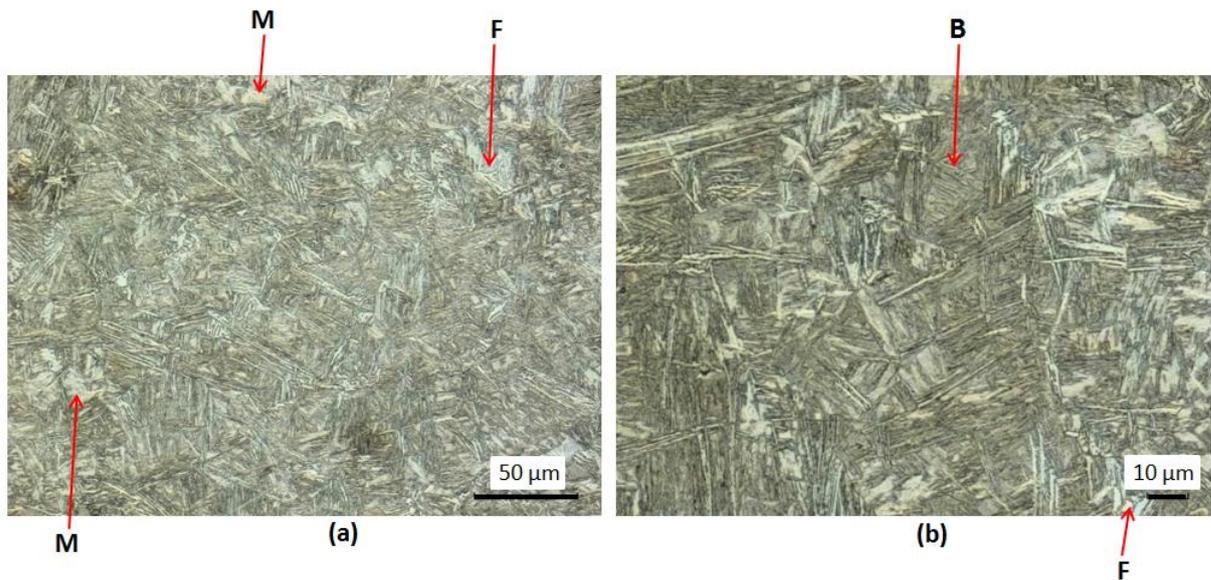
Figura 4.26 Microestrutura da amostra M1 da solda processada com 1 mm/s. Ataque Nital 3% com magnificação de 500x. B - bainita; M - martensita e F - ferrita. Posição: cento da ZM no meio da espessura (3 mm).



Em relação as microestruturas observadas entre as três condições processadas, percebeu-se diminuição da proporção global de ferrita na região da raiz da junta (regiões claras das macrografias da Figura 4.24) e conseqüentemente maior proporção de bainita e martensita.

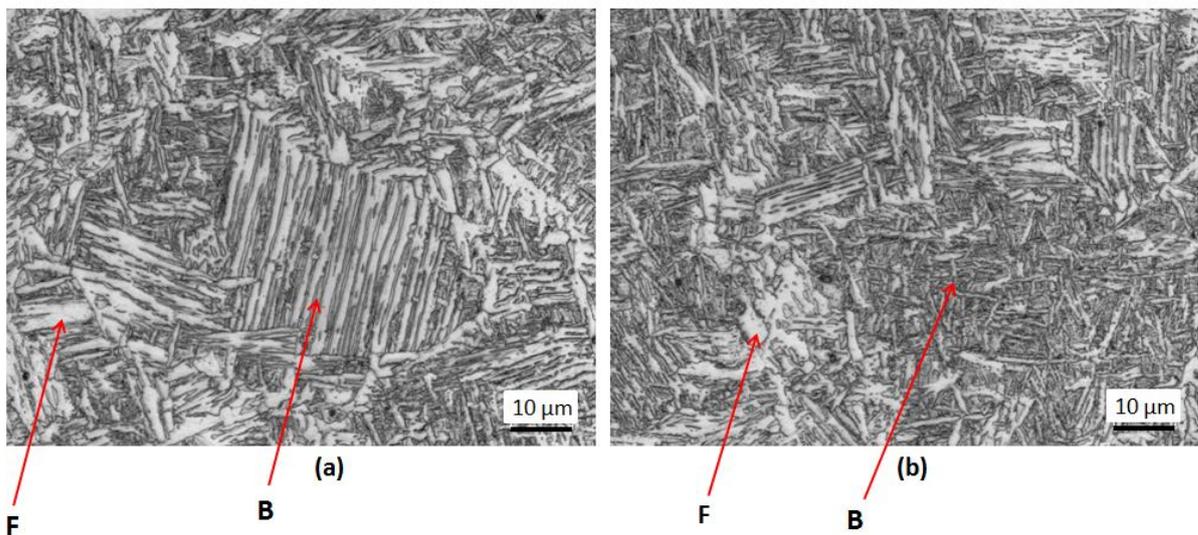
Na Figura 4.27 são apresentadas imagens obtidas a partir do microscópio com fonte laser em maiores aumentos para a amostra M1 processada com 1 mm/s. Foi mantida a mesma nomenclatura para as legendas, ou seja, "M" - martensita, "B" - bainita e "F" - ferrita.

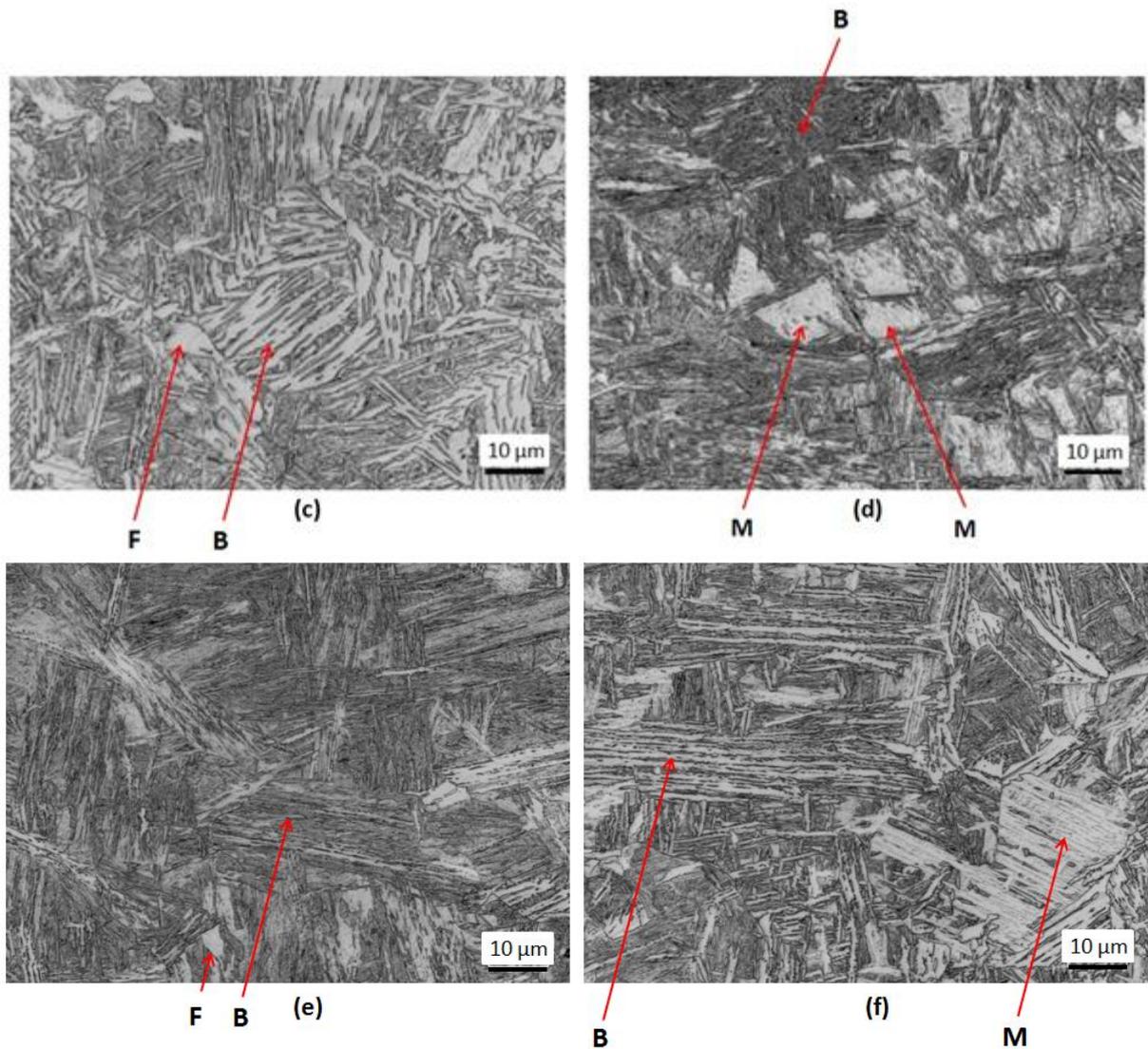
Figura 4.27 Imagens do microscópio laser para a amostra M1 - 1 mm/s (posição 3 mm), Nital 3%. (a) Magnificação de 1.000x. (b) Magnificação de 2.000x.



Na Figura 4.28 são apresentadas imagens obtidas com magnificação de 3.000x de regiões adjacentes a posição de 3 mm (meia espessura, no centro da ZM) da condição produzida com velocidade de soldagem de 1 mm/s. Embora as imagens sejam da condição 1 mm/s são representativas para essa condição e para as demais condições estudadas.

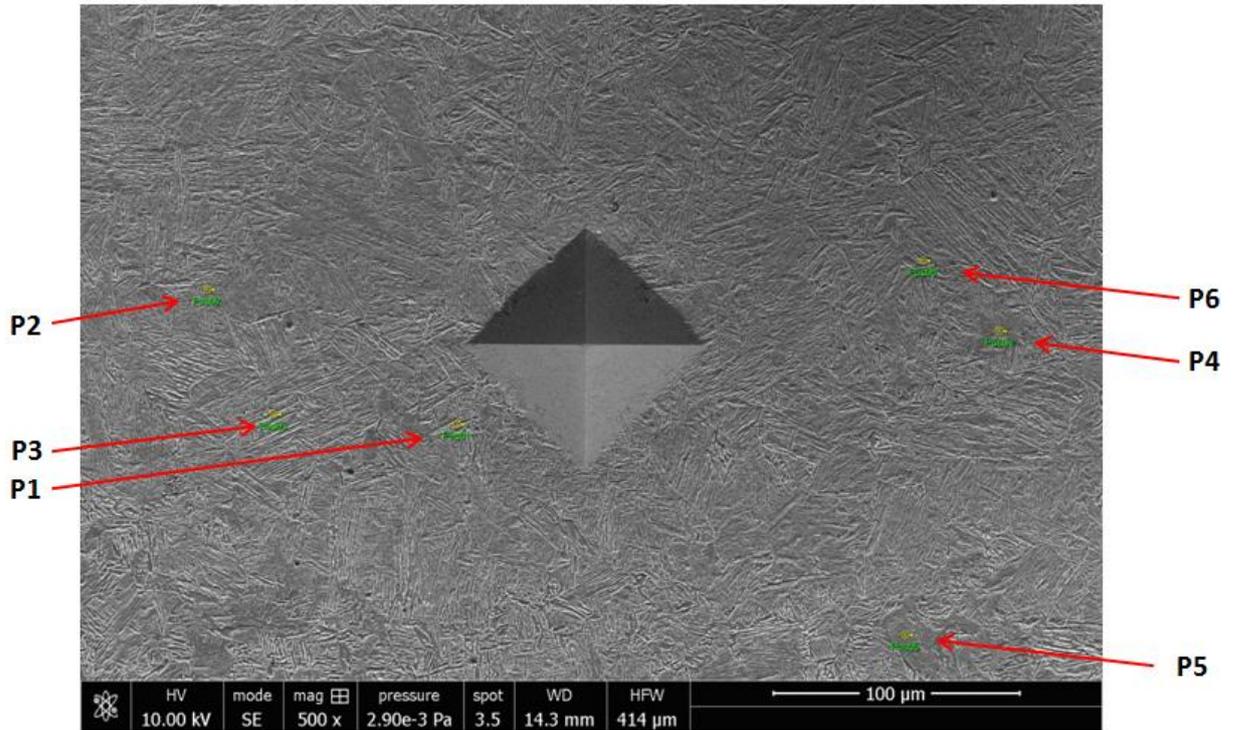
Figura 4.28 Imagens das microestruturas observadas. Magnificação de 3.000x.





Na Figura 4.29 é apresentada imagem obtida através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) no centro da amostra processada com 1 mm/s. A indentação HV presente na imagem foi usada para localizar com precisão a posição de 3 mm ao longo da espessura da amostra. As setas vermelhas indicam a exata posição (P1 até P6) que as demais imagens foram obtidas em aumentos de 3.000x. Novamente, as imagens, ainda que sejam da condição 1 mm/s, são representativas para as outras condições estudadas.

Figura 4.29 Imagem da região central da condição 1 mm/s indicando a posição analisadas.



Na sequência da Figura 4.30 até a Figura 4.35 são exibidas as imagens das posições "P1" até "P6". Todas estas microestruturas foram obtidas com ataque químico Nital 3%. É mantida a mesma nomenclatura para as legendas, ou seja, "M" - martensita, "B" - bainita e "F" - ferrita. Todas as matrizes são compostas de bainita.

Figura 4.30 Imagem de MEV da posição P1.

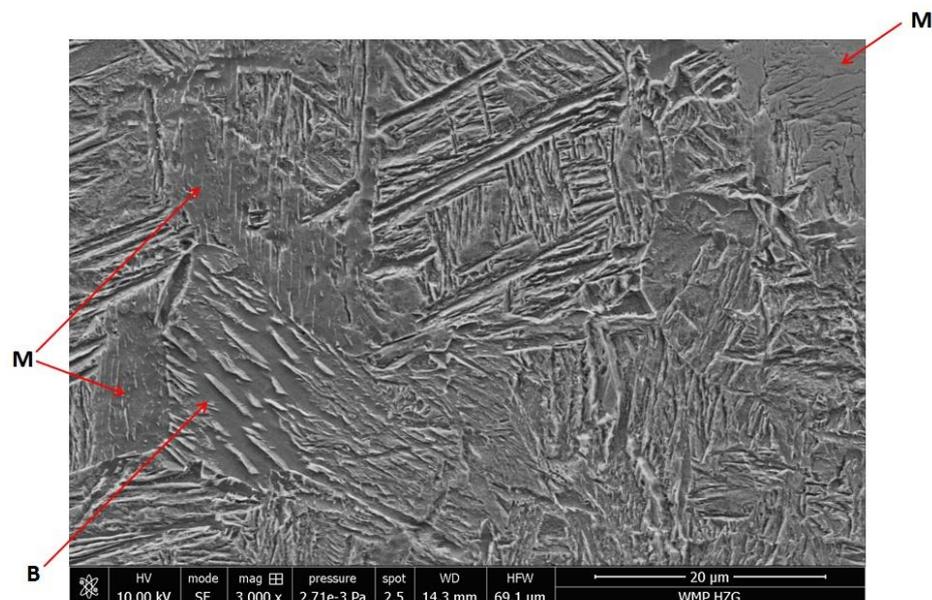


Figura 4.31 Imagem de MEV da posição P2, microestrutura predominante composta de bainita.

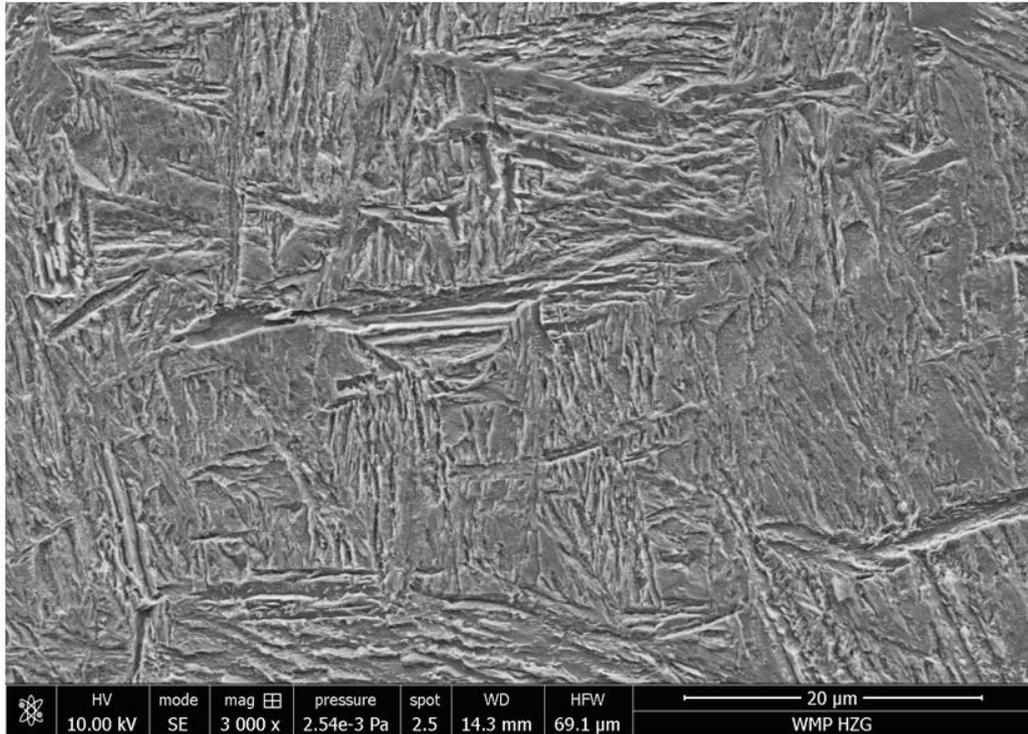


Figura 4.32 Imagem de MEV da posição P3, microestrutura predominante composta de bainita.

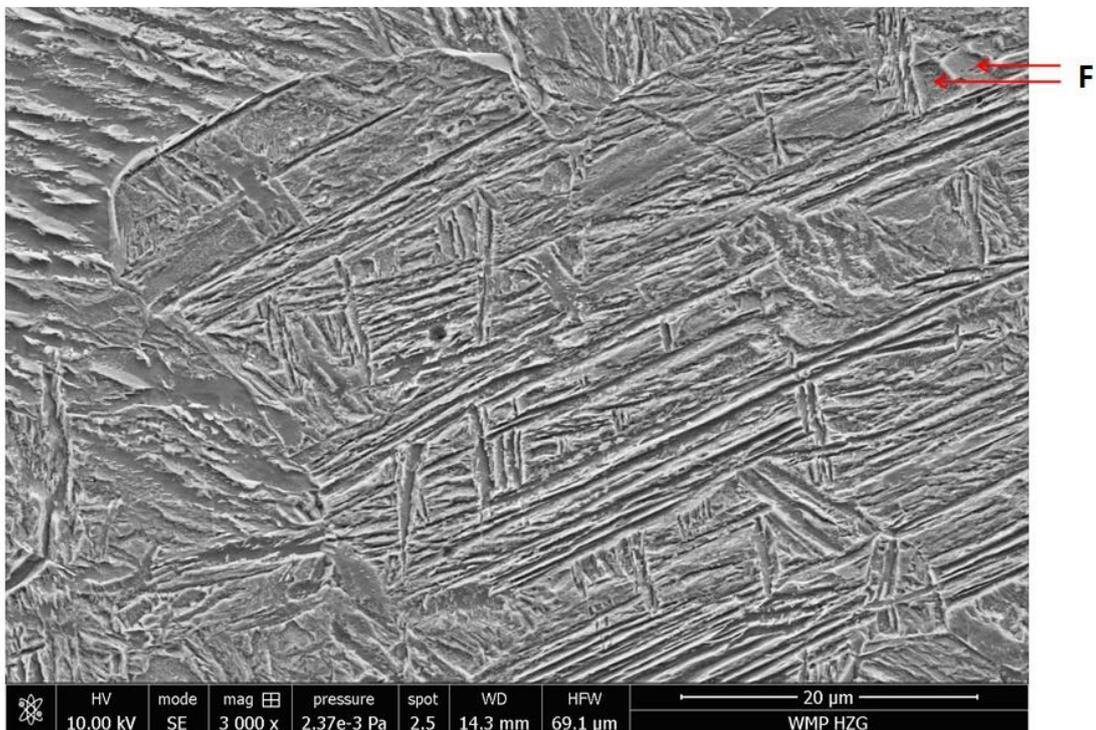


Figura 4.33 Imagem de MEV da posição P4.

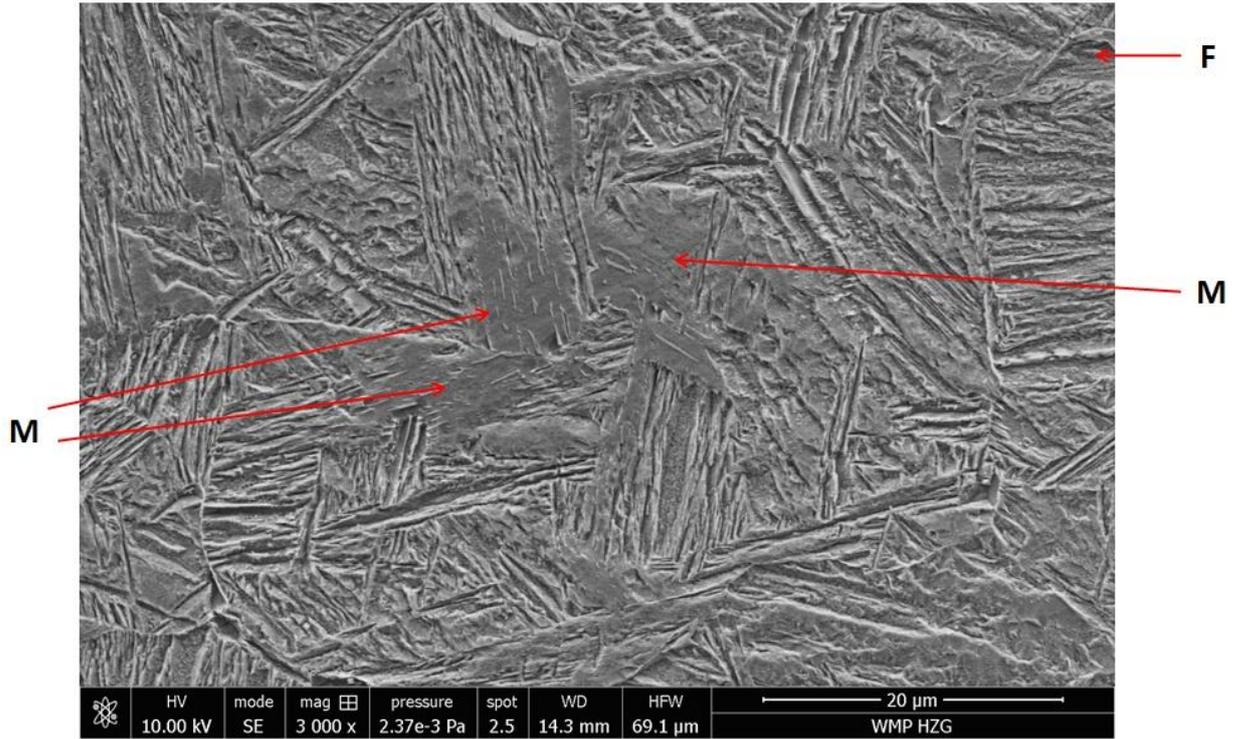


Figura 4.34 Imagem de MEV da posição P5.

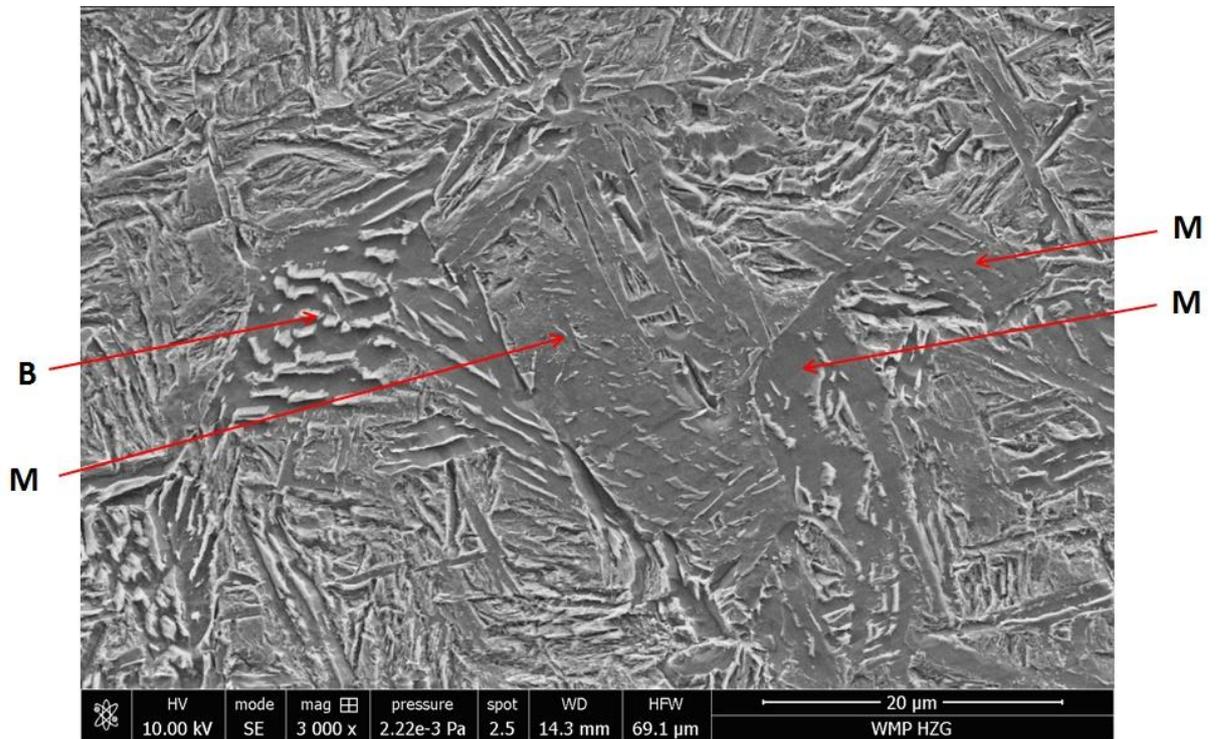
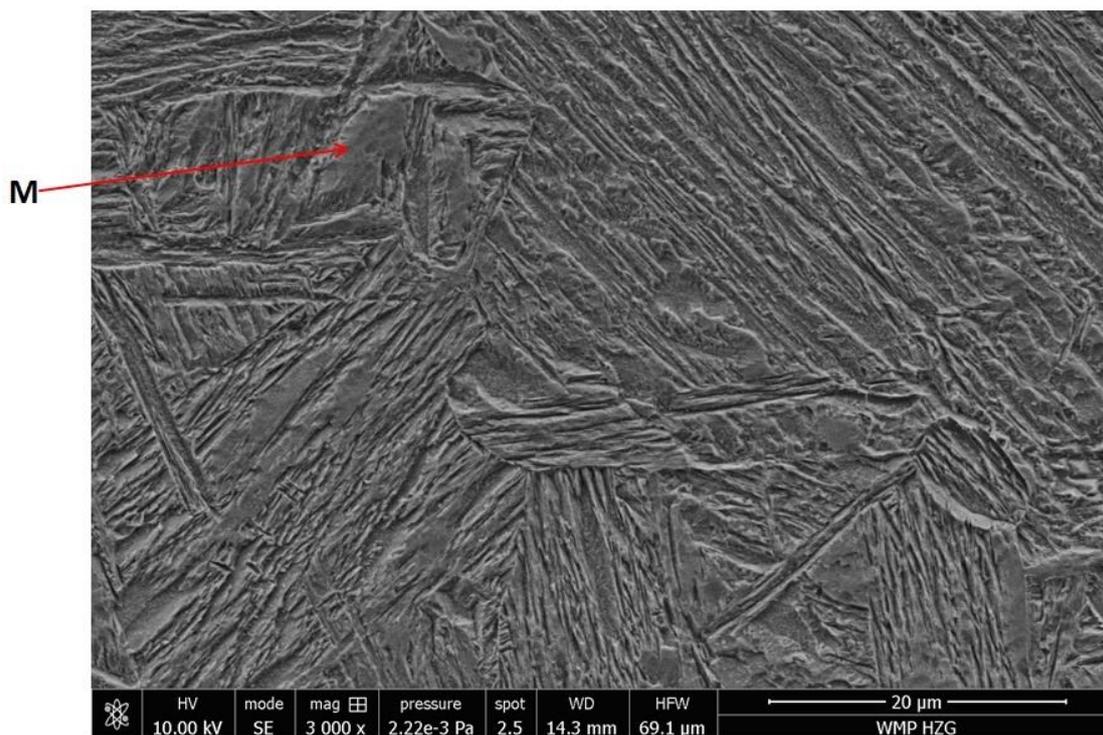


Figura 4.35 Imagem de MEV da posição P6, microestrutura predominante composta de bainita.



Após análise dos resultados microestruturais das imagens obtidas através do microscópio óptico, microscópio laser e MEV, ficou evidenciado que a matriz predominante das juntas na região da zona de mistura foi consistida de bainita.

É bem conhecido que as mudanças microestruturais na solda são afetadas principalmente pela taxa de aquecimento, temperatura de pico, e posterior resfriamento. A taxa de resfriamento está associada com o aporte térmico, isto é, menor aporte térmico produz taxa de resfriamento maior (WEI e NELSON, 2011).

As condições produzidas com menores aportes de calor neste estudo, ou seja, processadas com as maiores velocidades de soldagem (2 e 3 mm/s) atingiram as menores temperaturas de pico e, portanto, tiveram maiores taxas de resfriamento (CUI et al., 2007) levando a uma maior quantidade transformação displaciva como bainita e martensita em detrimento de transformações de caráter difusionais como, por exemplo, ferrita alotriomórfica e perlita (BARNES et al., 2012).

As microestruturas identificados na zona de mistura das juntas produzidas no presente estudo mostraram equivalência e coerência com a avaliação de Reynolds (REYNOLDS et al., 2003) quando aplicado o processo SFMM na liga DH36 com 6,4 mm de espessura, bem como dos resultados relatados por Toumpis (TOUMPIS et al., 2014) também para a liga DH36 com 6 mm de espessura e com o trabalho

publicado por Barnes et al. para a qualidade HSLA-65 com espessura de 6,35 (BARNES, et al., 2012).

Outrossim, é muito importante considerar as características prévias da microestrutura do material de base, ou seja, o tamanho de grão e a condição de fornecimento de tratamento térmico, pois isso vai desempenhar um papel importante a respeito de todas as transformações metalúrgicas induzidas pelo ciclo termomecânico imposto pelo processo SFMM.

#### 4.8. Resultados e Discussões da Avaliação de Microdureza

Os perfis de microdureza horizontais e verticais foram feitos no início (M1), no meio (M2) e final (M3) das juntas, visto que estes resultados foram bastante similares, e também as macrografias do início, meio e final, os perfis no início (M1) das juntas foram considerados representativos e são mostrados na Figura 4.36 e Figura 4.37. Os resultados dos perfis horizontais mostram que microdureza aumentou do material de base até que a zona de mistura devido a transformação gradual da microestrutura original.

A perlita e ferrita presentes no material de base gradativamente foi modificada pelo processo SFMM, primeiro para uma perlita degenerada, em seguida, para uma microestrutura esferoidizada (ZTA) e, finalmente, para uma microestrutura mista complexa consistida de ferrita, martensita e bainita dentro da zona de mistura. Os valores medidos no interior da zona de mistura oscilaram entre 300 até 400 HV, com valores ligeiramente mais altos do lado retrocesso. Estes resultados corroboraram com os resultados dos ensaios de tração, aonde todos os corpos de prova falharam no metal base indicando obtenção de condição "overmatch".

Os valores do final dos perfis verticais apresentaram-se menores que os valores medidos ao longo de espessura entre 1 e 4 mm, indicando presença de maior quantidade de ferrita nesta região, fato confirmado pelas análises microestruturais.

Figura 4.36 Perfis horizontais medidos na metade da espessura das seções transversais. Lado esquerdo representa LR e lado direito LA.

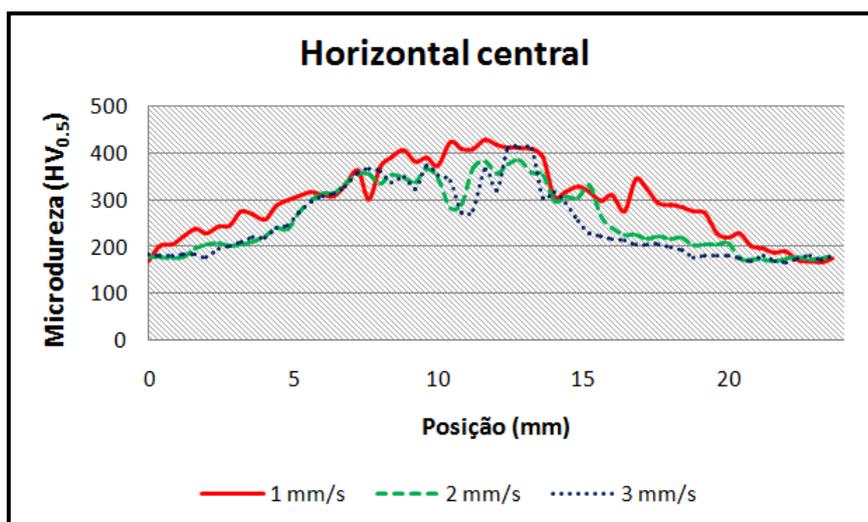
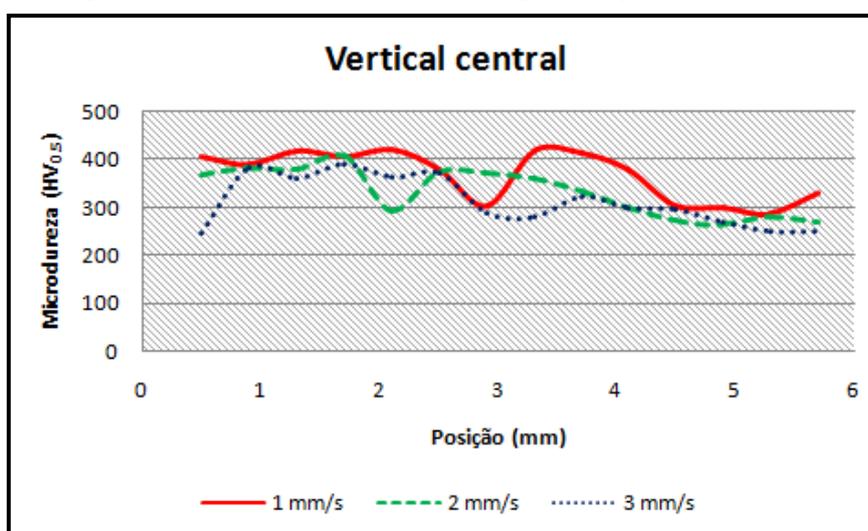


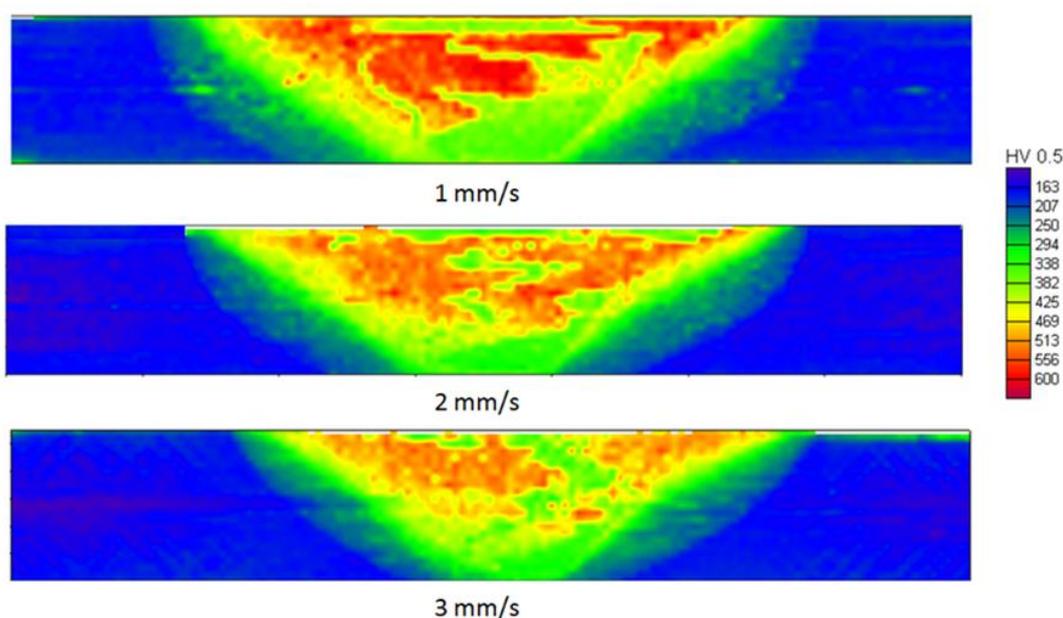
Figura 4.37 Perfis verticais medidos na linha da junta nas seções transversais. O sentido de medição partiu da região superior (face da solda) em direção a região inferior (raiz da solda).



Na Figura 4.38 são apresentados os mapas coloridos de microdureza. Estes resultados fornecem uma melhor maneira de avaliar a dureza em relação aos perfis obtidos através de linhas individuais porque os mapas demonstram visão global e comparativa de dureza. Entretanto, estes resultados devem ser cuidadosamente interpretados, eles possuem caráter mais qualitativo do que quantitativo e devem ser utilizados como uma referência, porque para execução do ensaio a máquina adota uma medida de calibração baseada no material de base da amostra, por exemplo. De acordo com o valor desta calibração, a máquina realiza todas as medições de microdureza individuais e constrói o mapa por comparação. Para uma medição precisa deve ser usada a máquina padrão de ensaios de dureza.

Os resultados revelaram valores mais baixos na parte inferior e valores mais altos no lado de retrocesso (gradiente ao longo da espessura). Esses valores devem-se ao fato que perto da raiz da junta foram encontrados uma quantidade maior de ferrita e, no lado retrocesso foram encontrados uma maior quantidade de martensita e bainita. A primeira observação conduz à hipótese de que a taxa de resfriamento no interior desta região foi menor do que a parte superior da junta e/ou que o tamanho de grão austenítico foi menor. A segunda observação pode ser explicada porque o lado de retrocesso atingiu um menor pico de temperatura, ou seja, este lado teve uma maior taxa de resfriamento.

Figura 4.38 Mapas coloridos de microdureza, LR no lado esquerdo e LA no lado direito.



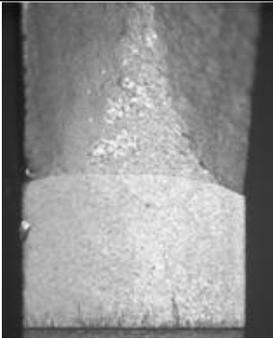
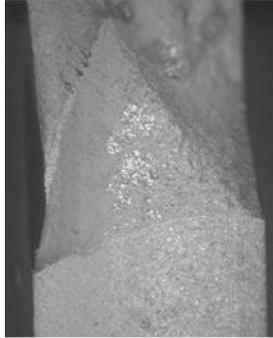
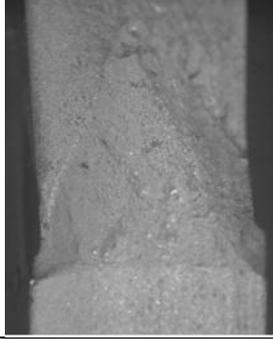
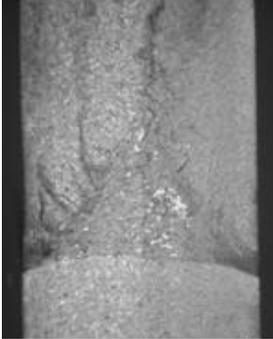
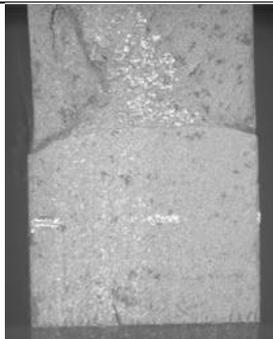
Outra influência que pode ser considerada na obtenção de regiões de maior dureza na região superior das juntas, é o efeito do gás de proteção usado pois ele pode ter exercido um papel como uma fonte de resfriamento forçado, que pode ter auxiliado na formação de uma microestrutura mais dura no topo da junta. Os mapas também demonstraram que com o aumento da velocidade de soldagem o comportamento de microdureza apresentou um menor gradiente entre os lados de retrocesso e avanço, e distribuição mais homogênea (simétrica) da dureza, especialmente para a condição processada com 2 mm/s. Os mapas coloridos de microdureza demonstraram uma boa correlação com as imagens de macrografias, indicando que apesar das limitações do ensaio, ele fornece uma boa orientação em relação aos gradientes de microdureza presentes.

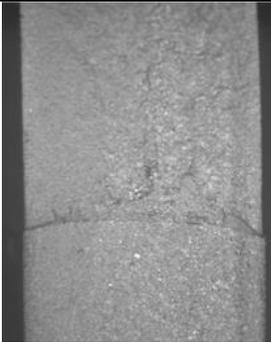
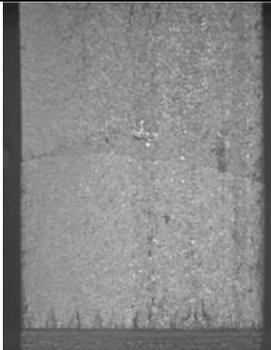
As temperaturas de pico mais elevadas são alcançadas a partir das velocidades de soldagem mais baixas e isso irá resultar em grãos de austenita maiores. Este tamanho de grão, conseqüentemente, determina o tipo de microestrutura e a morfologia que será formada durante o resfriamento e, por conseguinte, a dureza resultante (BARNES et al., 2012). Uma vez que uma forma de avaliar a soldabilidade para um aço é o carbono equivalente, este valor calculado de acordo com o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) para o material de base soldado no presente trabalho foi de 0,48. Por si só, este índice prevê que esta liga tem alta tendência para formar martensita. Tem sido relatada uma forte correlação para a dureza em função do carbono equivalente IIW, de acordo com a Eq. (2), e que os valores mais elevados de dureza relatados correspondem a microestruturas que contêm quantidades substanciais de martensita e bainita em aços carbono (NANDAN et al.. 2008).

#### 4.9. Resultados e Discussão do Ensaio de CTOD $\delta_5$ e Curva R

Nas Tabelas 4.3 a 4.5 são apresentados todas as imagens das fraturas, em lupa de baixo aumento (12x), das amostras ensaiadas e seus respectivos valores de CTOD  $\delta_5$  e tamanho de trinca. O crescimento das trincas na etapa de pré-fadiga para as condições soldadas com 1 e 2 mm/s ocorreu de maneira uniforme em ambos os lados da amostra durante o ensaio.

Tabela 4-3 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 1 mm/s.

Amostra	CTOD $\delta_5$ (mm)	$\Delta a$ (mm)	Fratura
1176-2	1,185	2,074	
1176-4 (pop in)	0,808	2,606	
1176-6	0,801	2,902	
1176-3	0,434	1,696	
1176-1 (pop in)	0,302	1,278	

1176-7	0,203	0,604	
1176-8	0,135	0,494	

Todas as sete amostras ensaiadas para a condição soldada com 1 mm/s apresentaram fraturas de fácil observação e medida com o auxílio de microscópio ótico. Duas amostras apresentaram “pop in”, indicadas na Tabela 4-3. Este fenômeno é geralmente caracterizado por uma queda abrupta da força e/ou aumento repentino da medida da abertura da boca do entalhe. A Figura 4.39 exemplifica uma amostra que demonstrou ocorrência de um “pop in”.

Figura 4.39 Medidas dos 2 sensores delta five obtido durante o ensaio da amostra 1177-3 demonstrando “pop in”.

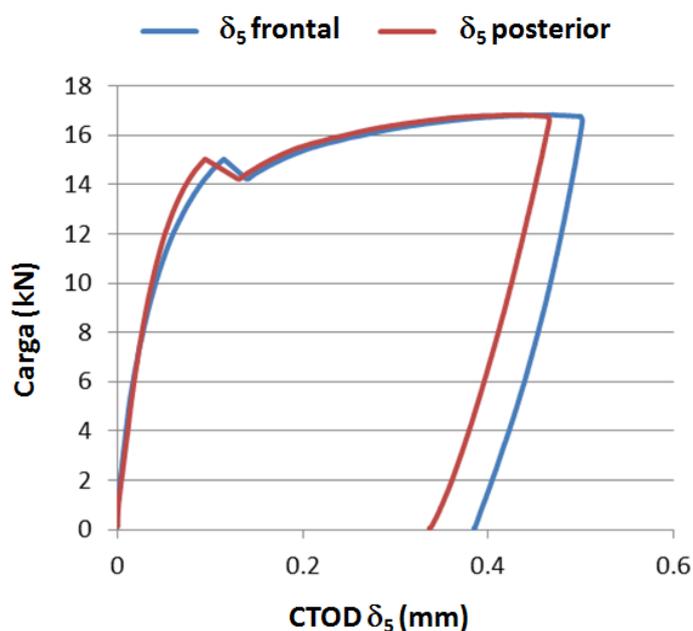
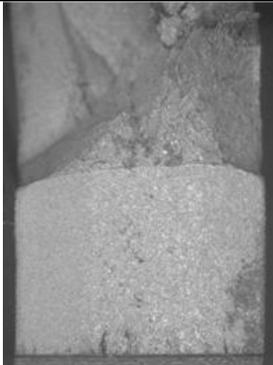
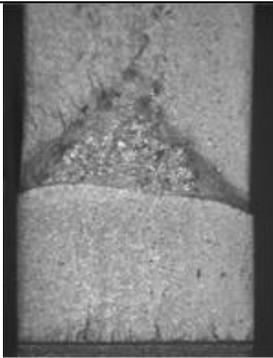
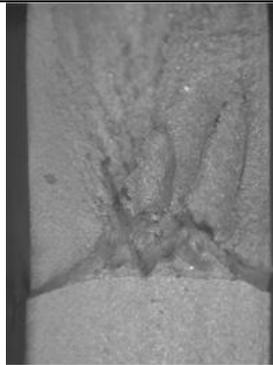
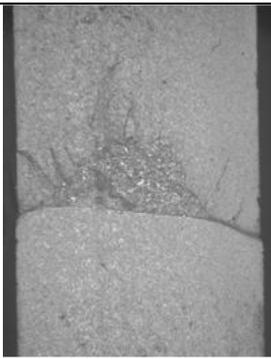
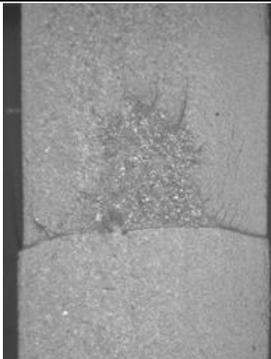
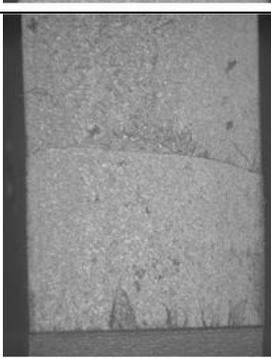


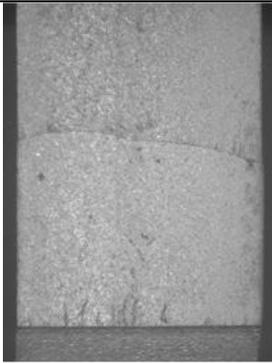
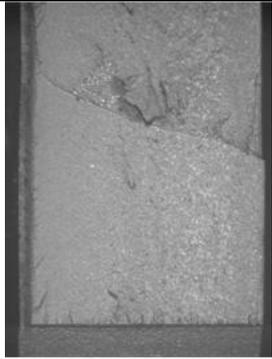
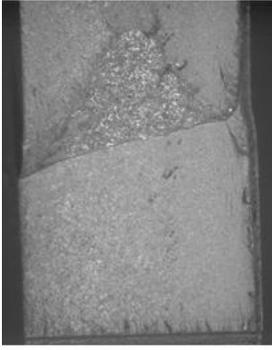
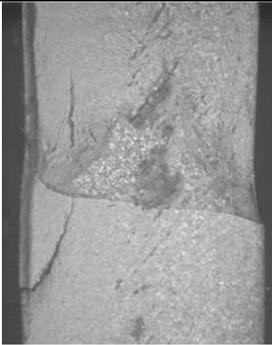
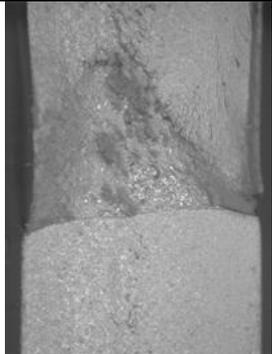
Tabela 4-4 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 2 mm/s.

Amostra	CTOD $\delta_5$ (mm)	$\Delta a$ (mm)	Fratura
1177-2	0,941	0,883	
1177-4	0,707	0,846	
1177-3 (pop in)	0,483	1,460	
1177-1	0,406	0,702	

1177-6 (pop in)	0,305	0,881			
1177-7 (pop in)	0,245	0,976			
1177-8	0,214	0,267			

Novamente, todas as sete amostras ensaiadas para a condição soldada com 2 mm/s apresentaram fraturas de fácil observação e medida. No entanto, três amostras apresentaram "pop in", indicadas na tabela acima. O aparecimento de "pop in" é associado com a iniciação e impedimento da trinca em movimento que frequentemente aparece quando a ponta da trinca se depara com a presença de uma região frágil, e isto causa um crescimento instável da trinca.

Tabela 4-5 Valores de tenacidade à fratura, tamanho das trincas e fraturas da condição 3 mm/s.

Amostra	CTOD $\delta_5$ (mm)	$\Delta a$ (mm)	Fratura
1178-8	0,102	0,077	
1178-4	0,203	0,211	
1178-1 (pop in)	0,464	1,295	
1178-6 (pop in)	0,602	1,439	
1178-7 (pop in)	0,744	2,199	

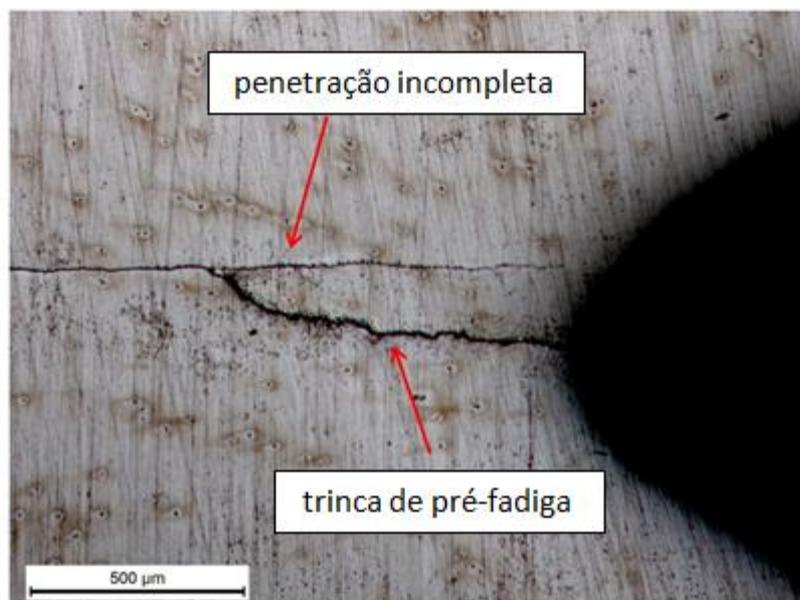
1178-2	0,9386	0,611	
--------	--------	-------	--

Para a condição soldada com 3 mm/s, sete amostras foram ensaiadas, porém uma delas teve que ser descartada pois não foi possível a observação clara da trinca, impossibilitando a sua medição. Nesta amostra que foi descartada e não foi incluída nos resultados houve a ocorrência de "pop in". Pode-se atribuir como causa da dificuldade de observação e medição da trinca devido o fato desta condição possuir penetração incompleta na raiz. O restante das amostras apresentaram fácil observação e medida. No total, três amostras apresentaram "pop in", e foram indicadas na tabela acima.

Adicionalmente, para a condição soldada com 3 mm/s durante a etapa de pré-fadiga, o crescimento da pré-trinca não foi uniforme entre os lados frontais e posteriores para três amostras (1178-1, 1178-4 e 1178-6). Isto deveu-se ao fato da presença de penetração incompleta na raiz, o que acabou conduzindo o desvio e crescimento da trinca de pré-fadiga em direção a linha da penetração incompleta, conforme exemplifica a Figura 4.40.

De acordo com a norma BS EN ISO 15653:2010, se este crescimento foge da linearidade, e o crescimento não é uniforme e ultrapassa 20% para amostras do tipo "compact tension" a amostra em questão não atende os requisitos da norma. Considerando esta premissa, as amostras 1178-4, 1178-4 e 1178-6 não atenderam tal requisito, portanto representaram resultados questionáveis que devem se utilizados com cuidado.

Figura 4.40 Amostra de CT-50 (1178-6) após a etapa de pré-fadiga mostrando desvio do caminho de crescimento da trinca. MO, magnificação de 50x.

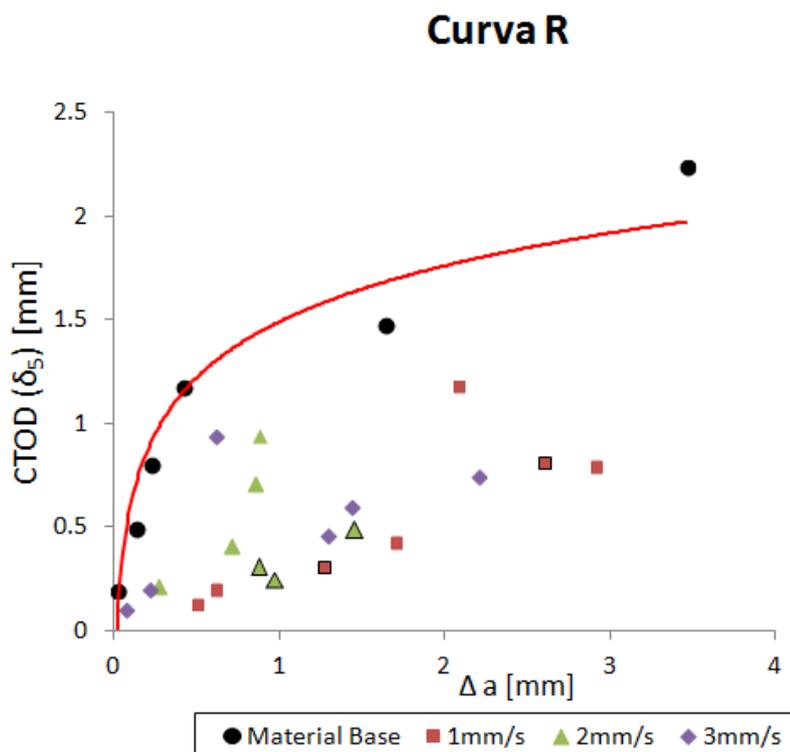


Yoichi e Sohei reportaram que tratando-se da avaliação de tenacidade à fratura de juntas soldadas, a tenacidade do material é extremamente sensível a uma zona local frágil em zonas afetadas pelo calor (ZTA) heterogêneas. E é muito difícil evitar a iniciação de "pop in" em ensaios de tenacidade à fratura em aços de alta resistência. Estes "pop in" nem sempre podem ser eventos considerados significantes na integridade estrutural devido a heterogeneidade da ZTA (YOICHI e SOHEI, 2014)

Dawes atribuiu como causas para a coerência de "pop in" trincas ou divisões nos planos perpendiculares a trinca de pré-fadiga, interferência elétrica/mecânica, funcionamento defeituoso do equipamento de medida, ou o mais comum e importante do ponto de vista de determinações de segurança, extensão de trinca frágil e prendimento do plano da trinca de pré-fadiga (DAWES, 1991).

Na Figura 4.41 é apresentada a curva R contendo todos os resultados dos ensaios de tenacidade realizados para o metal base e as três condições de soldas avaliadas.

Figura 4.41 Curva R contendo o MB e as juntas soldadas. Os pontos com contorno preto representam ocorrência de “pop in”.



Os últimos dois pontos da curva do material base mostraram valores altos de tamanho de trinca, pois estas amostras sofreram um carregamento além do limite de tração conduzindo a maiores deformações e estrição. As condições soldadas com 2 mm/s e 3 mm/s apresentaram uma curva de resistência melhor do que a condição de soldagem e 1 mm/s, pois tiveram um comportamento global apresentando valores maiores de CTOD com menores valores de tamanho de trinca. Os valores de CTOD na carga máxima (limite de tração) para o metal base foi de 1,18 mm, 1 mm/s foi 0,43 mm, 2 mm/s foi 0,48 mm e 3 mm/s foi 0,46 mm. Alguns pontos das soldas apresentaram uma dispersão significativa e isso pode ser atribuído ao gradiente microestrutural presente na zona de mistura das soldas.

As Figuras 4.42 a 4.45 apresentam as imagens de MEV das amostras que sofreram carregamento até o limite de tração. Foram observados os micro mecanismos de fratura presentes.

Figura 4.42 Imagem de MEV da amostra do MB, a esquerda é mostrado o local de observação.

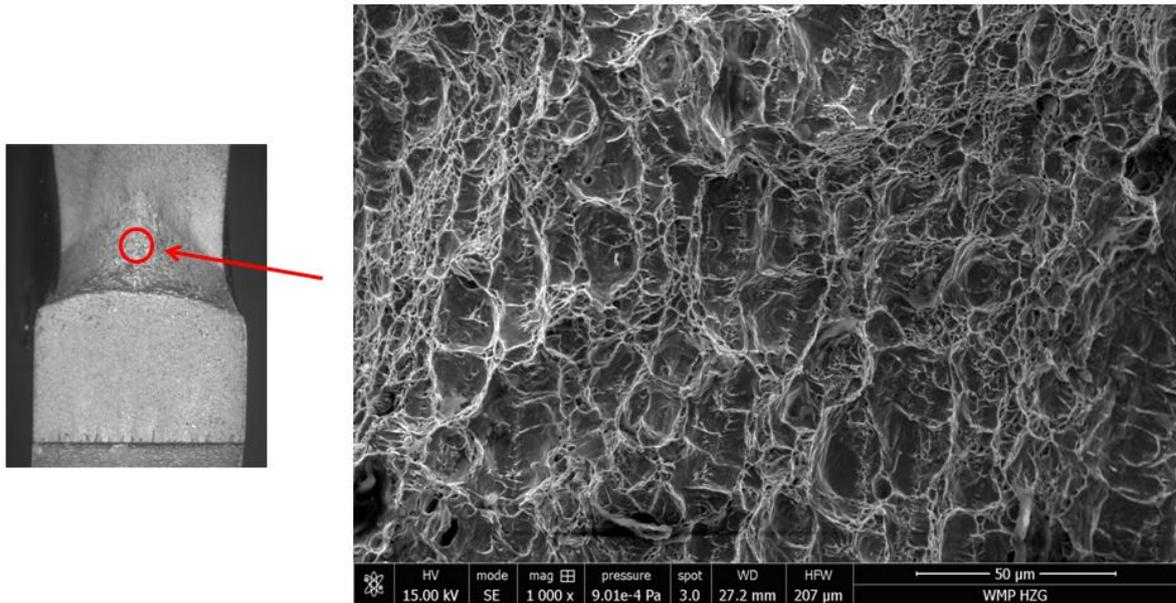


Figura 4.43 Imagem de MEV para amostra (1176-3) soldada com 1 mm/s, a imagem do canto superior esquerdo é mostra a região da trinca.

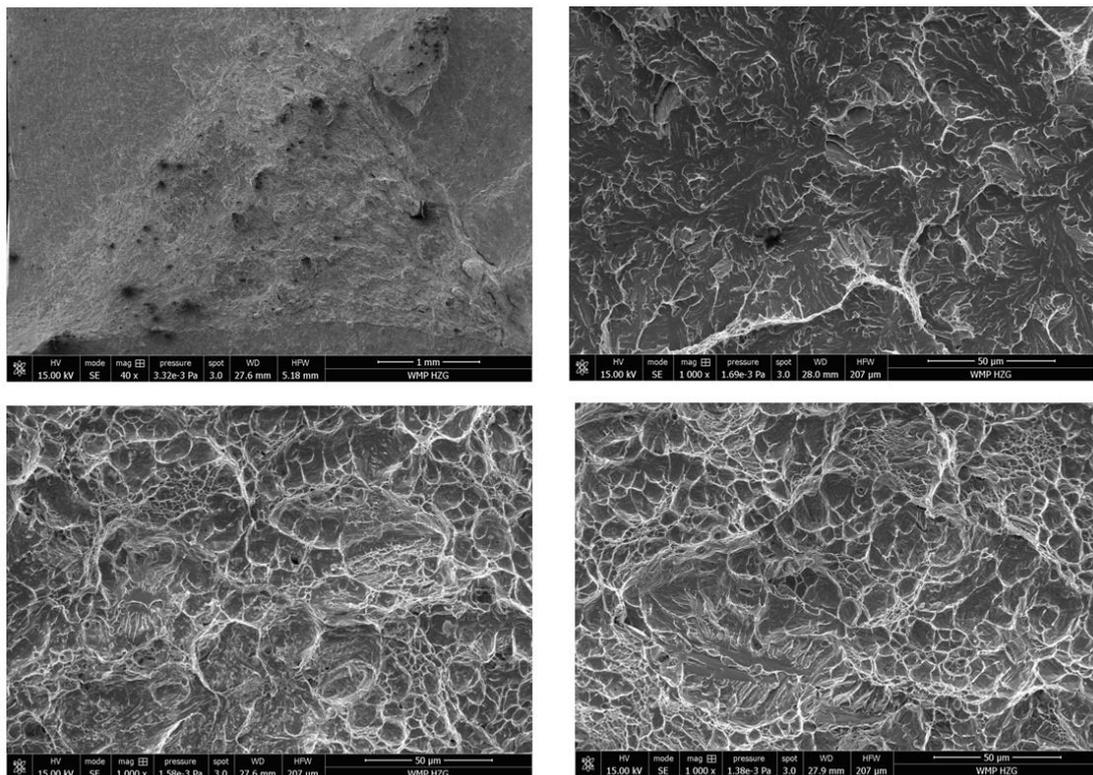


Figura 4.44 Imagens de MEV para amostra (1177-3) soldada com 2 mm/s. Na imagem da esquerda é mostrada a região da trinca.

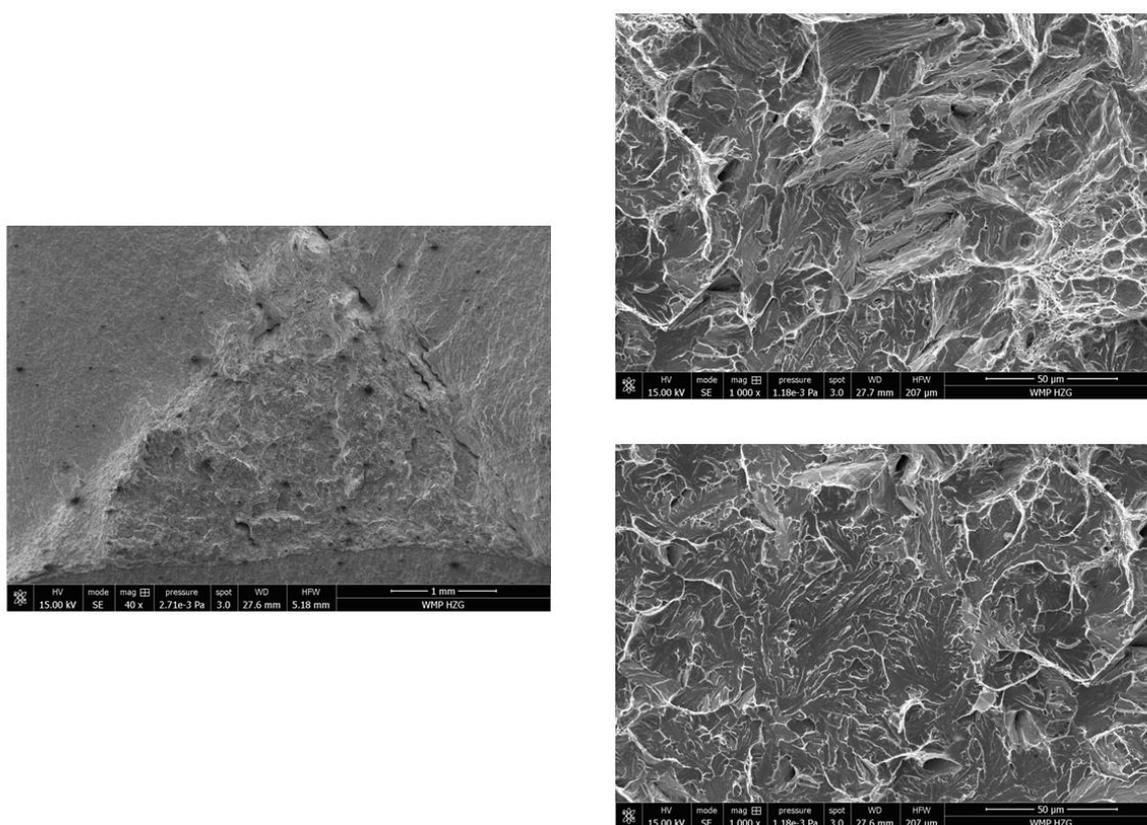
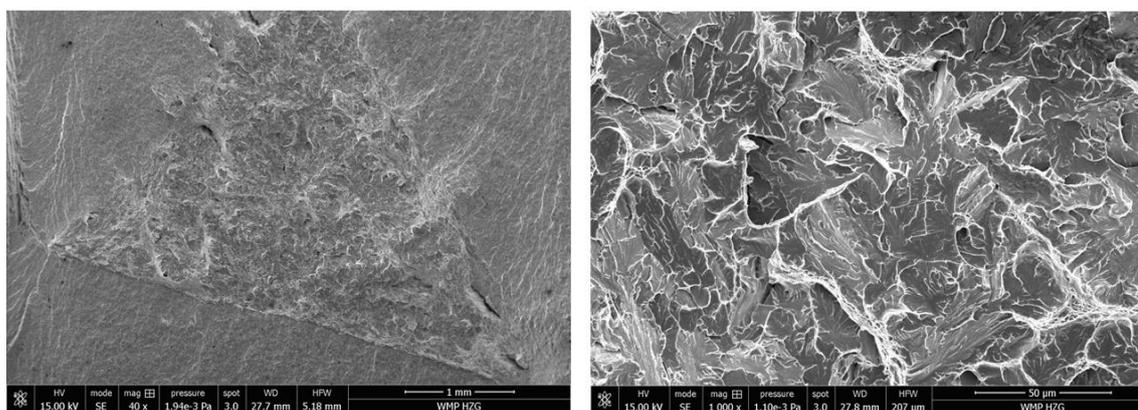


Figura 4.45 Imagens de MEV para amostra (1178-1) soldada com 3 mm/s. Na imagem à esquerda é mostrada a região da trinca.



Hermenegildo avaliou a tenacidade à fratura de juntas SFMM da liga ISO 3183 X80M de espessura de 12 mm (passe duplo). Os testes foram executados em uma junta chamada de "fria" (aporte térmico de 1,69 kJ/mm) usando 300 rpm e 120 mm/min e em outra junta chamada de "quente" (aporte térmico de 1,91 kJ/mm) usando 500 rpm e 100 mm/min. A condição com menor aporte térmico apresentou valores muito maiores de CTOD, 0,66 mm contra 0,19 mm quando o entalhe foi

colocado na zona de mistura. A microestrutura da junta "fria" foi constituída predominantemente por ferrita acicular e uma pequena fração de ferrita bainítica e bainita coalescida, na junta "quente" esta microestrutura foi constituída predominantemente por ferrita bainítica e por uma pequena fração de ferrita acicular, bainita coalescida e martensita (HERMENEGILDO, 2012). Estes resultados servem como referência para o presente estudo, porém não pode-se comparar de forma mais direta os resultados pois trata-se de um aço de composição química significativamente diferente, juntas obtidas com dupla passe e espessura diferente.

Nas três condições analisadas foram observados mecanismos mistos de fratura. Na junta soldada com 1 mm/s na região do caminho da trinca foi possível observar regiões com características de fratura dúctil, isto é, coalescência de microcavidades ("*dimples*") e regiões com características de clivagem. Com o aumento da velocidade de soldagem a proporção de regiões com características de clivagem aumentou. A presença de micromecanismos simultâneos nas fraturas das juntas pode ser explicado pela presença de microestrutura mista (composta de ferrita, bainita e martensita) e com diferentes níveis de refinamento e gradiente. As macrografias (Figura 4.24) das amostras mostraram que à medida que a velocidade de soldagem foi aumentada, a proporção de ferrita na região inferior (raiz da junta) diminuiu de maneira significativa.

## 5.0 CONCLUSÕES

O Objetivo Geral desta Tese foi fornecer informações e resultados a respeito da aplicação do processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica para a liga de aço naval GL E36. O Objetivo Específico deste trabalho foi avaliar a tenacidade à fratura das soldas produzidas.

- Os parâmetros do processo selecionados foram escolhidos adequadamente, pois as juntas produzidas apresentaram estética muito boa e qualidade superficial visual homogênea. A penetração incompleta foi corrigida através do aumento da força axial de 40 kN para 50 kN.
- As macrografias no início, meio e final de cada condição de processada, apresentaram as mesmas características de fluxo de material e proporção de constituintes o que comprova a estabilidade do processo.
- A inspeção de raio-X apresenta limitação para detectar defeitos em função de suas dimensões, por isso é obrigatório realizar também teste de dobramento para avaliar a integridade da junta.
- As medidas dos termopares apresentaram perfis térmicos mais semelhantes entre os lados de avanço e lados retrocesso para as juntas produzidas com velocidades de soldagem de 2 mm/s e 3 mm/s. Esta observação conduz à hipótese de que a microestrutura e, portanto, as propriedades mecânicas, formadas nestas duas condições devem ser mais uniformes.
- A microestrutura encontrada consistiu principalmente de ferrita, martensita e bainita com diferentes níveis de refinamento e morfologias, mostrando que foram obtidos juntas com um balanço entre resistência e tenacidade.
- Considerável gradiente microestrutural foi encontrado principalmente dentro da zona de mistura devido aos diferentes ciclos térmicos existentes ao longo da espessura da junta.

- A ferramenta, após aproximadamente 18,4 m de soldas, não mostrou diminuição significativa no comprimento do pino, no entanto começou a sofrer uma perda substancial nas roscas. Este desgaste foi mais localizado sobre a superfície do ombro e a base do pino.
- Os melhores comportamentos em relação a tenacidade à fratura avaliados por meio da construção das curvas de resistência foram das juntas processadas com 2 mm/s e 3 mm/s.
- Os resultados de CTOD mostraram uma dispersão significativa para alguns pontos devido ao caráter misto e complexo da microestrutura.
- A ocorrência de "*pop in*" indicou que a ponta da trinca atingiu regiões localmente frágeis, e isso é explicado pelo gradiente microestrutural encontrado na zona de mistura.

## 6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de CTOD (carga máxima) ao longo do comprimento da solda em diversas posições (i.e. início, meio e fim da junta) para verificar como esta propriedade varia ao longo do comprimento.
- Realizar ensaios de CTOD colocando o entalhe nos lados de avanço e retrocesso, e comparar estes resultados com a zona de mistura.
- Executar os ensaios de CTOD em temperaturas baixas, por exemplo,  $-20^{\circ}\text{C}$  e  $-40^{\circ}\text{C}$
- Soldar com maiores velocidades de soldagem com o objetivo de obter maior produtividade ao processo.
- Realizar ensaios com dilatômetro e submeter a liga GL E36 a diferentes ciclos termomecânicos com o objetivo de estudar os fatores predominantes na sua evolução microestrutural.
- Utilizar SFMM em outras ligas de aplicação naval e com outras condições de fornecimento, como por exemplo, em ligas temperadas e revenidas.
- Executar ensaios de "micro-tensile" utilizando corpos de prova removidos dentro da zona de mistura.
- Realizar medidas de tensões residuais e relacioná-las com os parâmetros de processo utilizados e aporte térmico calculado.

## 7.0 REFERÊNCIAS

- ARBEGAST, W.J. **Hot Deformation of Aluminum Alloys**. TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 313.
- ARBEGAST, W.J., HARTLEY, P.J. **Proceedings of the Fifth International Conference on Trends in Welding Research**. Pine Mountain, GA, USA, June 1–5, 1998, p. 541.
- BARNES, S. J., et al. **Friction Stir Welding in HSLA-65 Steel: Part I. Influence of Weld Speed and Tool Material on Microstructural Development**. Metallurgical and Materials Transactions A 43(7): 2342-2355, 2012.
- BHADESHIA, H. K. D. H., HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. Butterworths-Heinemann, 2006.
- BHADESHIA, H. K. D. H., DEBROY, T. **Critical assessment: friction stir welding of steels**. Science and Technology of Welding and Joining 14(3): 193-196, 2009.
- BS EN ISO 15653:2010. **Metallic materials - Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds**. Reino Unido. 2010.
- CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering - An Introduction**. 7ed. Wiley, 2007.
- ÇAM, G. **Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys**. International Materials Reviews 56 (1): 1-48, 2011.
- CHO, J.-H., BOYCE, D. E., DAWSON, P. R. **Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel**. Materials Science and Engineering: A398 (1-2): 146-163, 2005.
- CUI, L., et al. **Transformation in Stir Zone of Friction Stir Welded Carbon Steels with Different Carbon Contents**. ISIJ International 47 (2): 299-306, 2007.
- DAWES, M. G. **Quantifying pop-in severity in fracture toughness test**. Fatigue Fracture Engineering in Material Structures, 1991, 14 (10), 1007-1014.
- DIN EN 13068-1:2000-02** - Zerstörungsfreie Prüfung - Radioskopische Prüfung - Teil 1: Quantitative Messung der bildgebenden Eigenschaften.
- DIN EN ISO 5173:2010** - Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen - Biegeprüfungen.
- DIN EN 895:1995-08** - Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch.
- DIN 50125:2009-07** - Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben.

DET NORSKE VERITAS (DNV), **RULES FOR CLASSIFICATION OF Ships / High Speed, Light Craft and Naval Surface Craft PART 2 CHAPTER 2, NEWBUILDINGS MATERIALS AND WELDING - Metallic Materials**, JANUARY 2013. <<https://exchange.dnv.com/publishing/RulesShip/2013-01/>> Acesso em 10 Set. 2014.

**EFAM GTP 02 - the GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials**. SCHWALBE, K.H et al. GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH. Germany. 2002.

FERNANDEZ, J. R. **Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível**. Tese. UNICAMP, 2013.

FONSECA, E. B. **Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205**. Mestrado. UNICAMP, 2013.

GIBSON, B. T. et al. Friction stir welding: **Process, automation, and control**. Journal of Manufacturing Processes, 16 (1): 56-73, 2014.

HERMENEGILDO, T. F. C. **Soldagem por atrito com pino não consumível do aço de alta resistência ISO 3183 X80M**. Tese. UNICAMP, 2012.

HOOPER, R. M, SHAKIB, J. I., BROOKES C. A. **Microstructure and wear of TiC cubic BN tools**. Mater. Sci. Eng. A, 1988, A106, 429–433.

**International Association of Classification Societies (IACS)**. <<http://www.iacs.org.uk/>> Acesso em 10 Set. 2014.

**ISO 25239-1:2011** - Friction stir welding - Aluminium - Part 1: Vocabulary.

**ISO 15653:2010** - Metallic materials -- Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds.

LLEWEUYN, D. T., HUDD, R. C. **Steels: Metallurgy and Applications**, Butterworth-Heinemann, 1988.

LOHWASSER, D., Z. CHEN. **Friction stir welding - From basics to applications**, Woodhead Publishing, 2009.

MAHONEY, M. et al. **Friction stir welding of ferrous alloys: current status**, Mater. Sci. Forum, 2010,638–642, 41–46. 2010.

MATSUSHITA, M. et al. **Microstructure and Toughness of Friction Stir Weld of Thick Structural Steel**. ISIJ International 52 (7): 1335-1341, 2012.

MISHRA, R. S., MA, Z. Y. **Friction stir welding and processing**. Materials Science and Engineering: R: Reports 50 (1-2): 1-78, 2005.

NANDAN, R., DEBROY T., BHADESHIA, H. **Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties.** Progress in Materials Science 53 (6): 980-1023, 2008.

NELSON, T. W. **Friction stir welds of HSLA steel panels for shipyard applications.** Friction Stir Science and Technology (ONR), Book of abstracts, PI Review Meeting, York, PA, USA, Oct 2009, p. 26.

NIKISHKOV, G. P., HEERENS, J, SCHWALBE, K. H. **Transformation of CTOD  $\delta_5$  to CTOD  $\delta_{BS}$  and J-integral for 3PB- and CT-specimens.** Engineering Fracture Mechanics 63 (5): 573-589, 1999.

OHASHI, R. et al. **Effect of contamination on microstructure in friction stir spot welded DP590 steel.** Science and Technology of Welding and Joining 14 (3): 221-227, 2009.

PERRETT, J. et al. **Friction Stir Welding of Industrial Steels.** Friction Stir Welding and Processing VI. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2011

PLAINE, A. H. **Soldagem por Fricção e Mistura (FSW) no aço inoxidável austenítico AISI 304.** Mestrado. UFSCar, 2013.

PRADEEP, A. **A Review on Friction Stir Welding of Steel.** International Journal of Engineering Research and Development, 2012.

RAI, R. et al. **Review: friction stir welding tools.** Science and Technology of Welding and Joining 16 (4): 325-342, 2011.

REYNOLDS, A. P. et al. **Friction stir welding of DH36 steel.** Science and Technology of Welding and Joining 8 (6): 455-460, 2003.

ROLDI, L. **Caracterização Microestrutural e de Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio AA6056 T4 e T6 Soldada pelo Processo de Fricção e Mistura Mecânica.** Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2004.

SANTOS, T. F. A. **Avaliação microestrutural e de desempenho de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex por atrito com pino não consumível.** Tese. UNICAMP, 2012.

SANTOS, T. F. A., et al. **Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds.** Engineering Fracture Mechanics 77(15): 2937-2945, 2010.

SATO, Y., URATA, M., KOKAWA, H. **Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063.** Metall Mater Trans A 2002; 33 (3): 625–35.

SCHWALBE, K. H., **Introduction of  $\delta_5$  as an operational definition of the CTOD and its practical use.** Fracture Mechanics. ASTM STP 1256, 26. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995. p. 763±78.

SCHWALBE, K. H., et al. **EFAM GTP 02: the GKSS test procedure for determining the fracture behavior of materials.** 2002.

SCHWALBE, K. H., PISARSKI, H., KOÇAK, M. **EFAM GTP 02 - the GKSS test procedure for determining the fracture behavior of materials.** 2002.

SORENSEN, C. D. **Evaluation of PCBN pin tool wear during FSW of structural steel.** Friction Stir Science and Technology (ONR), Book of abstracts, PI Review Meeting, York, PA, USA Oct 2009, p. 30.

SORENSEN, C. D., NELSON, T. W. **Friction stir welding of ferrous and nickel alloy.** Friction stir welding and processing, Vol. 6, 111–121; 2007, Materials Park, OH, ASM International.

SUN, Y. F., et al. **Microstructure and mechanical properties of S45C steel prepared by laser-assisted friction stir welding.** Materials and Design 47. 842–849. 2013.

THEODORO, M.C. **Soldagem por atrito com pino não-consumível em juntas dissimilares de aços inoxidáveis austenítico UNS S31603 e superduplex UNS S32750.** Mestrado. UNICAMP, 2013.

THREADGILL, P. L. **Terminology in friction stir welding.** Science and Technology of Welding and Joining 12 (4): 357-360, 2007.

TOUMPIS, A., et al. **Development of a process envelope for friction stir welding of DH36 steel – A step change.** Materials & Design, 62: 64-75, 2014.

WEI, L. Y., NELSON, T. W. **Correlation of Microstructures and Process Variables in FSW HSLA-65 Steel.** Welding Journal 90, 2011.

YOICHI, Y., SOHEI, K. **Assessment of pop-in significance in heterogeneous weld heat affected zone using finite element analyses.** 20th European Conference on Fracture (ECF20). Procedia Materials Science 3 (2014) 991 – 996.

ZAKERINIA, H., KERMANPUR, A., NAJAFIZADEH, A. **Color metallography; a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels.** V. 6, Edição 1, p. 14-18. ISSI, 2009.

ZHU, X. K., JOYCE, J. A.. **Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization.** Engineering Fracture Mechanics 85: 1-46, 2012.