

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

QUALIFICAÇÃO E INVESTIGAÇÃO DE PARÂMETROS PARA A SOLDAGEM DE
TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
FRICÇÃO AXIAL COM ANEL ROTATIVO

Daniela Ramminger Pissanti

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

Porto Alegre
Dezembro de 2017

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

QUALIFICAÇÃO E INVESTIGAÇÃO DE PARÂMETROS PARA A SOLDAGEM DE
TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
FRICÇÃO AXIAL COM ANEL ROTATIVO

Daniela Ramminger Pissanti
Engenheira Mecânica

Trabalho realizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) do Departamento de Metalurgia (DEMET) da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), dentro do Programa de Pós-Graduação de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
Dezembro de 2017

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

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke
Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo
Dr. Giovanni Dalpiaz

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

Dedico este trabalho à minha família, que é a base de tudo na minha vida.

AGRADECIMENTOS

Meu primeiro agradecimento a este trabalho é direcionado ao professor Telmo Roberto Strohaecker, que me acolheu no LAMEF desde quando estava na graduação e foi muito mais que um orientador, foi um mestre, alguém para admirar e seguir. O professor era, não só para mim, mas para quem teve a sorte de conhecê-lo, um mentor, um pai. Obrigada por tudo.

Agradeço ao LAMEF – Laboratório de Metalurgia Física – que sempre teve as portas abertas para meu trabalho e que disponibilizou todos os recursos para que eu pudesse realizá-lo.

Ao Professor Dr Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski pelas orientações e caminhos para que pudesse concretizar esta dissertação.

Aos colegas de LAMEF que, sem sua ajuda, este trabalho não seria possível: Filipe Kroeff, Alter Costa, Luis Kanan, Luciano Santana, Nicole Brum, Nataly Cé, Rogério Soares, Douglas Martinazzi, Tiago Falcade, Vanessa Fischer e Tiago Coser, que contribuíram diretamente para este trabalho.

À Família LAMEF que direta ou indiretamente esteve sempre me apoiando e incentivando para que pudesse finalizar meu projeto, em especial para Fabiano Mattei e Mariane Chludzinski e aos colegas do Proeng-CDT.

Agradeço também à Bianca Proença, que me apoia incondicionalmente e está comigo nos melhores e piores momentos.

Em especial, agradeço à minha família. Meu pai, Ricardo Pissanti Júnior, minha mãe, Carla Rosane Pissanti e minha irmã, Alyne Ramminger Pissanti, que são a minha base. Obrigada pelo apoio sempre.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	VIII
ÍNDICE DE TABELAS	XII
ÍNDICE DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	XIII
RESUMO.....	XV
ABSTRACT.....	XVI
1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS	18
2.1 Objetivo Geral	18
2.2 Objetivos Específicos	18
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1 Aços Inoxidáveis – Visão Geral	19
3.2 Aços Inoxidáveis Dúplex (AID's)	22
3.2.1 Conceitos gerais	22
3.2.2 Propriedades mecânicas do aço inoxidáveis dúplex	24
3.2.3 Estrutura dos aços inoxidáveis dúplex	25
Equilíbrio de fases em altas temperaturas.....	25
Precipitação de fases secundárias	28
Fase sigma (σ)	29
Alpha prime (α')	30
Nitretos de cromo (Cr_2N , CrN).....	30
3.3 Soldagem por Fricção	31
3.3.1 Processo FRIEX	31
Parâmetros controláveis	32
3.3.2 Soldagem por Fricção em aços inoxidáveis Dúplex	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
4.1 Processo de soldagem de tubos por fricção axial com anel rotativo	35
4.2 Materiais utilizados	37
4.3 Análise por Taguchi	39
4.4 Caracterizações.....	41
4.4.1 Análise Microestrutural	41
4.4.2 Análise da Porcentagem de Intermetálicos	42

4.4.3	Análise da Porcentagem de Fases	43
4.4.4	Ensaio de Dureza	43
4.4.5	Ensaio de Dobramento.....	43
4.4.6	Ensaio de Tração	45
4.5	Análise do ciclo térmico	46
4.6	Condição de Soldagem Otimizada.....	47
4.6.1	Testes de impacto Charpy-V	48
4.6.2	Caracterização por EBSD	49
5	RESULTADOS.....	51
5.1	Realização das soldagens.....	51
5.2	Análise Microestrutural	52
5.3	Análise da Porcentagem de Intermetálicos	59
5.4	Análise de porcentagem de ferrita	62
5.5	Ensaio de Dureza.....	64
5.6	Ensaio de Dobramento	67
5.7	Ensaio de Tração	69
5.8	Análise do Ciclo Térmico.....	74
5.9	Parâmetro otimizado para tração	76
5.9.1	Testes de impacto Charpy-V	77
5.9.2	Caracterização por EBSD	80
6	DISCUSSÃO	84
7	CONCLUSÕES.....	90
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	91
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3-1 - Diagrama de fases Fe-Cr. Fonte: adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1973).	20
Figura 3-2 - Diagrama de fases Fe-Ni. Fonte: adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1973).	20
Figura 3-3 - Seções verticais do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para quantidades fixas de ferro. Fonte: adaptado de (PECKNER; BERNSTEIN, 1977).....	21
Figura 3-4 - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Fonte: adaptado de (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).	26
Figura 3-5 - Diagrama pseudo-binário. Fonte: adaptado de (HOFFMEISTER; MUNDT, 1981).....	26
Figura 3-6 - Diagrama isoplético calculado via computador para temperaturas acima de 800 °C. A linha tracejada corresponde à composição do aço inoxidável superdúplex 2507. Fonte: adaptado de (NILSSON, 1992).....	27
Figura 3-7 - Micrografia tridimensional de um aço inoxidável dúplex laminado. Ferrita é a fase mais escura. Fonte: adaptado de (REICK, 1993).....	28
Figura 3-8 - Formação de precipitados em aços inoxidáveis dúplex. Fonte: adaptado de (CHARLES, 1991)	29
Figura 3-9 - Fratura frágil por clivagem causada por alpha prime (α') em aço inoxidável dúplex. Imagem realizada usando microscopia eletrônica de varredura com elétron secundários. A = Austenita; F = Ferrita. Fonte: (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).....	30
Figura 3-10 - Esquema do processo de soldagem por fricção em tubos com anel intermediário rotativo. Fonte: (PISSANTI et al., 2015)	32
Figura 3-11 - Esquema demonstrativo dos parâmetros controláveis no processo de soldagem por fricção com anel rotativo. Fonte: adaptado de (KANAN, 2016).	33
Figura 4-1 - Máquina de soldagem por fricção axial com anel rotativo desenvolvida e fabricada no LAMEF. Fonte: adaptado de (PISSANTI et al., 2015)	35
Figura 4-2 - Sistema de transmissão com os seis motores da MASF 1500.	36
Figura 4-3 - Ilustração da MASF 1500 com indicativo das partes móveis que trabalham espelhadas.	36
Figura 4-4 - Tubo a ser soldado e prolongador utilizado na MASF 1500.	37
Figura 4-5 - Geometria final utilizada no tubo de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803), unidades em mm.	38
Figura 4-6 - Geometria utilizada no anel intermediário.	39
Figura 4-7 - Resumo e sequência das caracterizações realizadas.	41
Figura 4-8 - Ilustração indicando como foram retiradas as amostras das juntas soldadas para a realização das análises microestruturais, de dureza e de porcentagens de intermetálicos e ferrita.	42
Figura 4-9 - Dobramentos realizados. <i>Dobramento de Face e Dobramento de Raiz</i> . Fonte: adaptado de (HEISERMAN, 2015)	44
Figura 4-10 - Amostras de dobramento retiradas dos tubos soldados.	44
Figura 4-11 - Dimensional das amostras de dobramento.	45

Figura 4-12 - Dimensional das amostras para os ensaios de tração.	45
Figura 4-13 - Região do tubo soldado a partir do qual foram retiradas as amostras para os ensaios de tração.....	46
Figura 4-14 - Imagem que mostra as posições de fixação dos termopares do tipo K para as medições de temperatura.....	46
Figura 4-15 - Regiões indicadas para o posicionamento dos entalhes em V para os testes de impacto Charpy nos tubos soldados. Fonte: (DNV-OS-F101:2013).	48
Figura 4-16 - Dimensional dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy-V.....	49
Figura 4-17 - Ilustração de como foram retiradas as amostras do tubo soldado.....	49
Figura 5-1 - Juntas soldadas produzidas com diferentes parâmetros de soldagem.	51
Figura 5-2 - Gráficos de saída dos parâmetros de soldagem das juntas produzidas apresentadas na Figura 5-1...52	
Figura 5-3 - Macrografia da seção transversal da junta soldada MD3 com a definição das diferentes regiões observadas.	53
Figura 5-4 - Microestrutura observada no metal base.	54
Figura 5-5 - Microestruturas encontradas na região 3, isto é, ZTMA do tubo para as amostras MD2 e MD5. As imagens A e C mostram a ZTMA do tubo no lado esquerdo (Tubo 1) da seção transversal, enquanto as imagens B e D mostram a ZTMA do tubo no lado direito (Tubo 2) da seção transversal.	55
Figura 5-6 - Microestrutura observada na ZTMA do tubo (região 3) e na interface da solda da junta MD1. As ilhas de austenita começam o processo de alteração morfológica na região com menor temperatura e sofrem recristalização em locais com temperaturas mais elevadas.	55
Figura 5-7 - Região 4 (ZTMA do anel) com as transformações da austenita ao longo do anel na junta soldada MD3.....	56
Figura 5-8 - Microestruturas encontradas na região 4 próximas à interface com o tubo das amostras MD1 (A), MD4 (B), MD7 (C) e MD11 (D).....	57
Figura 5-9 - Região superior central do anel na junta soldada MD12, com indicação da presença de intermetálicos.	57
Figura 5-10 - Microestruturas das regiões de interface observadas em um aumento de 200 vezes para as amostras MD1 (A), MD4 (B), MD7 (C) e MD12 (D).	58
Figura 5-11 – Imagens de juntas soldadas representativas das quatro condições de soldagem empregadas para o cálculos das áreas resultantes no processo de soldagem.	59
Figura 5-12 - Quantificação de intermetálicos formados nas juntas soldadas MD1 e MD4, conforme análise de imagens. As imagens A e C apresentam a microestutura da parte central do anel na seção superior e as imagens C e D mostram o tratamento das imagens para a qualificação dos intermetálicos.	61
Figura 5-13 – Quantificação de intermetálicos formados nas juntas soldadas MD7 e MD11 conforme análise de imagens. As imagens A e C apresentam a microestutura da parte central do anel na seção superior e as imagens C e D mostram o tratamento das imagens para a qualificação dos intermetálicos.	61
Figura 5-14 - Imagens utilizadas para a determinação da porcentagem de ferrita formada nas juntas soldadas MD1 e MD4. As imagens A e C mostram as microestruturas de regiões próximas à interface entre o anel e o	

tubo, enquanto as imagens B e D mostram regiões mais afastadas desta interface, sendo que todas estas microestruturas se desenvolveram dentro da ZTMA do anel e do tubo.	63
Figura 5-15 - Imagens utilizadas para a determinação da porcentagem de ferrita formada nas juntas soldadas MD7 e MD11. As imagens A e C mostram as microestruturas de regiões próximas à interface entre o anel e o tubo, enquanto as imagens B e D mostram regiões mais afastadas desta interface, sendo que todas estas microestruturas se desenvolveram dentro da ZTMA do anel e do tubo.	63
Figura 5-16 – Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD1, MD2 e MD3 representativas da condição de soldagem 1.	64
Figura 5-17 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD4, MD5 e MD6 representativas da condição de soldagem 2.	65
Figura 5-18 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD7, MD8 e MD9 representativas da condição de soldagem 3.	65
Figura 5-19 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD10, MD11 e MD12 representativas da condição de soldagem 4.	66
Figura 5-20 - Ensaios de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem1 (MD1). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B o dobramento de face.	67
Figura 5-21 - Ensaios de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 2 (MD4). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face.	68
Figura 5-22 - Ensaios de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 3 (MD7). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face.	68
Figura 5-23 - Ensaios de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 4 (MD10). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face. ...	69
Figura 5-24 – Imagem representativa das condição de soldagem 1 (amostra da junta soldada MD1) indicando fratura na interface tubo-anel.	70
Figura 5-25 - Imagem representativa das condição de soldagem 4 (amostra da junta soldada MD11) indicando fratura no metal base.	71
Figura 5-26 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD1 que rompeu na interface do tubo com o anel.	71
Figura 5-27 - Imagens da superfície fratura da amostra da junta soldada MD4 que rompeu no metal base.	71
Figura 5-28 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD9 que rompeu no metal base.	72
Figura 5-29 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD12 que rompeu no metal base.	72
Figura 5-30 - Imagens produzidas em MEV da superfície de fratura de amostra da junta soldada MD1. As setas marcadas com C indicam as regiões de clivagem e as setas marcadas com D indicam as regiões de <i>dimples</i>	73
Figura 5-31 - Imagem em MEV ampliada para detalhar a superfície de fratura da amostra MD1 indicando facetas de clivagem na ferrita e um mecanismo menos frágil na austenita.	73
Figura 5-32 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da primeira condição de soldagem – MD1.	74

Figura 5-33 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da segunda condição de soldagem – MD5.	75
Figura 5-34 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da terceira condição de soldagem – MD7.	75
Figura 5-35 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da quarta condição de soldagem – MD10.	76
Figura 5-36 – Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região VM.....	78
Figura 5-37 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL.	78
Figura 5-38 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL+2.	79
Figura 5-39 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL+5.	79
Figura 5-40 - Mapa de análise por EBSD conforme zonas identificadas.	80
Figura 5-41 - Metal Base: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	81
Figura 5-42 - ZTMA Tubo: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	82
Figura 5-43 – Interface da Solda: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	82
Figura 5-44 - ZTMA Anel: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	82
Figura 5-45 - ZTMA Superio do Anel: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	83
Figura 5-46 - ZTA Tubo: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).	83
Figura 6-1 - Isotermas calculadas por KANAN, 2016.	85

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3-1 - Classificação dos aços dúplex segundo UNS. Fonte: adaptado de (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS; AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1996)	23
Tabela 3-2 - Valores comuns das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e dúplex mais comuns. Fonte: (RAMÍREZ-LONDOÑO, 1997).....	25
Tabela 4-1 - Composição química do tubo de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803).....	38
Tabela 4-2 - Tabela indicando as variáveis do processo analisadas juntamente com seus níveis.	39
Tabela 4-3 - Condições de soldagem obtidas com o auxílio do <i>software</i> Minitab.	40
Tabela 4-4 - Matriz indicando as soldas realizadas no presente trabalho.....	40
Tabela 4-5 – Pontos de fixação dos termopares em relação à face de contato do tubo com o anel.....	47
Tabela 5-1 - Valores médios obtidos a partir dos cálculos das áreas resultantes do processo de soldagem.	58
Tabela 5-2 - Valores obtidos para a quantidade de intermetálicos presentes em cada junta soldada.	60
Tabela 5-3 - Resultados da quantificação de ferrita nas juntas soldadas.....	62
Tabela 5-4 - Valor médios de dureza com seus respectivos desvios padrão para cada junta soldada.	66
Tabela 5-5 - Resultados dos ensaios de tração das 24 amostras.	70
Tabela 5-6 - Melhores parâmetros de soldagem de acordo com o resultado do método Taguchi.	76
Tabela 5-7 - Valores obtidos nos ensaios de impacto Charpy-V realizados nas amostras de juntas soldadas produzidas com os parâmetros da condição de soldagem 4.	77
Tabela 5-8 - proporção de fases ($\alpha:\gamma$) e o tamanho de grão efetivo (EGS).	81

ÍNDICE DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Å – Angstrom

AID – Aços inoxidáveis dúplex

ASTM – American Society for Testing and Materials

CCC – Cúbica de corpo centrada

CDFW – Soldagem por fricção com rotação contínua

CFC – Cúbica de fase centrada

CV – Voltametria cíclica

dF – Taxa de força

du – Taxa de deslocamento

EBSD - Difração de elétrons retroespalhados

FHPP – Friction Hydro Pillar Processing

FSpW – Friction Spot Welding

FSSW – Friction Stir Spot Welding

FSW – Soldagem por fricção por mistura mecânica

HV – Dureza Vickers

L – Fase líquida

LAMEF – Laboratório de Metalurgia Física

MB – Metal base

MASF 1500 – Máquina de soldagem por fricção de tubos

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

PH – Precipitation hardening

R – Rotação

rpm – Rotações por minuto

TWI – The Welding Institute

ui – Deslocamento estabelecido

ul – Deslocamento final

UNS – Unified Numbering System

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTMA – Zona termomecanicamente afetada

α, δ – Ferrita α e ferrita δ

α' – Alpha prime

γ – Austenita

γ_2 – Austenita secundária

σ – Fase sigma

χ – Fase chi

RESUMO

O presente trabalho teve como objetivo investigar o comportamento da junta para diferentes parâmetros de soldagem em um processo inovador de soldagem por fricção em tubos utilizando um anel rotativo. O material do tubo utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803). Utilizou-se o método estatístico Taguchi para reduzir a quantidade de juntas soldadas e verificar quais os melhores parâmetros de soldagem. O processo avaliou 3 parâmetros variando em máximo e mínimo, resultando em 4 condições de soldagem. Três juntas soldadas foram produzidas para cada condição de soldagem, o que acabou gerando 12 juntas.

A obtenção da melhor condição de soldagem foi realizada através da análise de “quanto maior melhor” para o resultado de resistência à tração para as amostras. Nesta análise, a condição ótima de soldagem coincidentemente foi a condição de soldagem 4.

Paralelamente à análise Taguchi, foram realizados ensaios de qualificação para todas as 4 condições de soldagem de acordo com a norma DNV-OS-F101:2013: teste de tração, dobramento, dureza, porcentagem de ferrita e porcentagem de intermetálicos.

Adicionalmente aos ensaios exigidos pela norma DNV-OS-F101:2013, foram realizados testes de impacto Charpy-V e EBSD para a melhor condição de soldagem obtida pelo método Taguchi (condição 4).

Os resultados indicaram que, de acordo com os requisitos da norma DNV-OS-F101:2013, apenas a condição de soldagem quatro (0,10 mm/s; 7,50 kN/s/ 10,0 mm) foi integralmente qualificada. Valores insuficientes de resistência obtidos nos ensaios de tração, bem como divergências nas porcentagens ótimas de fases desqualificaram as outras três condições de soldagem. Como resultado adicional para a condição de soldagem qualificada, testes de impacto Charpy apresentaram valores de energia absorvida superiores àqueles encontrados para processos convencionais de soldagem.

ABSTRACT

The present work had as objective to investigate the joint behavior for different welding parameters in an innovative process of welding by friction in tubes using a rotating ring. The material of the tube used in this work was duplex stainless steel SAF 2205 (UNS S31803). The Taguchi statistical method was used to reduce the amount of welded joints and to verify the best welding parameters. The process evaluated 3 parameters varying in maximum and minimum, resulting in 4 welding conditions. Three welded joints were produced for each welding condition, resulting in 12 joints.

The best welding condition was obtained by the analysis of "the greater the better" for the result of tensile strength for the samples. In this analysis, the optimum welding condition coincidentally was the welding condition 4.

Parallel to the Taguchi analysis, qualification tests were performed for all 4 welding conditions according to DNV-OS-F101: 2013: tensile test, bending, hardness, percentage of ferrite and percentage of intermetallics.

In addition to the tests required by the DNV-OS-F101: 2013, Charpy-V impact tests and characterization by EBSD were performed for the best welding condition obtained by the Taguchi method (condition 4).

The results indicated that, according to the requirements of DNV-OS-F101: 2013, only the welding condition four (0.10 mm/s, 7.50 kN/s; 10.0 mm) was fully qualified. Insufficient values of strength obtained in the tensile tests, as well as divergences in the optimal percentages of phases, disqualified the other three welding conditions. As an additional result for the qualified welding condition, Charpy impact tests showed absorbed energy values higher than those found for conventional welding processes.

1 INTRODUÇÃO

A indústria do óleo e gás tem como principal meio de transporte de seus derivados e produtos os gasodutos ou oleodutos. Para a construção destes dutos, existem diversos materiais que podem ser utilizados, mas a escolha dependerá do produto a ser transportado, da pressão interna, da temperatura, da corrosividade do meio e do custo envolvido.

A principal dificuldade para a fabricação destes dutos está no processo de união dos tubos, já que esta etapa, sendo realizada por processos convencionais de soldagem, pode produzir juntas soldadas de baixa qualidade e elevado grau de retrabalho. Outra grande preocupação com os dutos é a corrosão a que estes estão submetidos. Para evitar este tipo de dano, foram desenvolvidos materiais que são mais resistentes à corrosão e, ao mesmo tempo, que garantem propriedades mecânicas.

A constante busca por melhorias no setor de Óleo e Gás abre caminhos para o desenvolvimento de novas tecnologias. A necessidade de se obter maior eficiência em processos de construção de dutos de óleo e gás deu espaço para que novas tecnologias de soldagem se desenvolvessem. O método de soldagem por fricção linear foi criado em 1991 pelo The Welding Institute (TWI) (W.M. et al, 1991) e, a partir desta variação, vários outros métodos foram surgindo ao longo do tempo.

Com o objetivo de desenvolver a soldagem por fricção em tubos, FAES et al. (2007) publicaram um novo processo que foi denominado FRIEX. O Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) vislumbrou um grande potencial nesta técnica inovadora e, por isto, projetou e fabricou uma máquina capaz de realizar esse processo.

Assim, para comprovar a eficácia e eficiência do processo e da máquina, o presente trabalho tem como objetivo avaliar a qualidade, via testes mecânicos e metalúrgicos, de doze juntas soldadas, produzidas a partir de quatro grupos de parâmetros ou condições de soldagem (triplicata para cada condição de soldagem). A ideia por trás da abordagem experimental empregada aqui é encontrar a condição de soldagem ótima, garantindo assim a aqualificação das juntas soldadas, de acordo com os requisitos da norma DNV-OS-F101:2013.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Comprovar a eficiência da nova técnica de soldagem de tubos por fricção axial com anel rotativo no aço inoxidável duplex.

2.2 Objetivos Específicos

- Estudar o aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS 31803) soldado pelo processo de soldagem por fricção axial com anel rotativo;
- Estabelecer condições e parâmetros ótimos de soldagem;
- Aplicar o modelo estatístico Taguchi para verificar quais condições de soldagem serão utilizados na soldagem;
- Realizar as soldagens;
- Realizar ensaios de tração para verificar a qualidade das juntas soldadas;
- Analisar os dados e os resultados obtidos;
- Realizar adicionalmente testes de impacto Charpy V instrumentado e caracterização por EBSD nas juntas soldadas produzidas com a condição ótima;

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis – Visão Geral

Os aços inoxidáveis são ligas especiais de ferro desenvolvidas inicialmente para resistir à corrosão por meio da formação de um filme altamente aderente de óxido de cromo. Para que um aço seja considerado inoxidável, é necessário que seja adicionado à liga um mínimo de 12% de Cromo (DAVIS, 2000).

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco grandes grupos, sendo eles: austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecidos por precipitação (também chamados de aços PH, do inglês *precipitation hardening*) e dúplex. Dentre esses, os aços austeníticos, ferríticos e dúplex não podem ser endurecidos por precipitação e, portanto, a composição da liga e o processamento termomecânico são projetados para diminuir a formação de fase deletérias à resistência mecânica, à corrosão e à tenacidade. Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser tratados termicamente por têmpera e revenimento com o objetivo de se obter alta dureza e resistência. Por sua vez, os aços PH são divididos em três sub-grupos conforme a microestrutura final obtida: martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos (KRAUSS, 2005).

Para se compreender as fases que podem ser formadas nessas ligas, é interessante estudar o diagrama ferro-cromo (Fe-Cr), mostrado na Figura 3-1. O Cromo é um elemento estabilizador da ferrita e com teores a partir de 12%, essa fase é completamente estável desde a temperatura ambiente até a temperatura de fusão.

Conforme o campo ferrítico se expande, o campo austenítico diminui, dando origem à chamada lupa austenítica.

Além do cromo, o níquel é outro elemento que influi fortemente na composição da liga de alguns aços inoxidáveis. Este elemento estabiliza a austenita, expandindo, portanto, a lupa austenítica.

A Figura 3-2 mostra o diagrama ferro-níquel (Fe-Ni), onde pode-se inferir que, para composições contendo teores suficientes de níquel, a austenita é estável a partir de temperaturas um pouco superiores à ambiente.

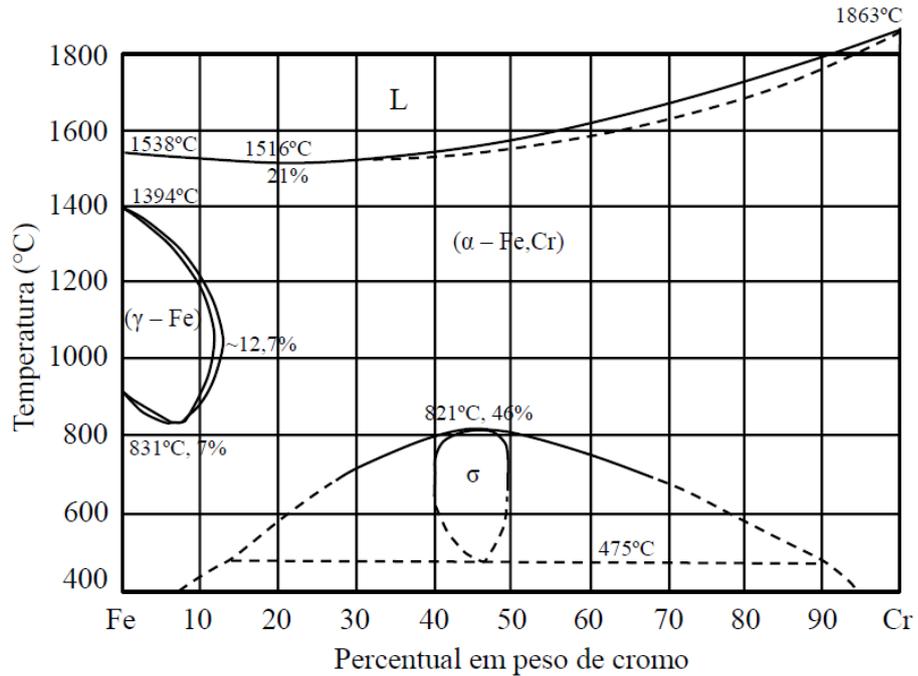


Figura 3-1 - Diagrama de fases Fe-Cr. Fonte: adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1973).

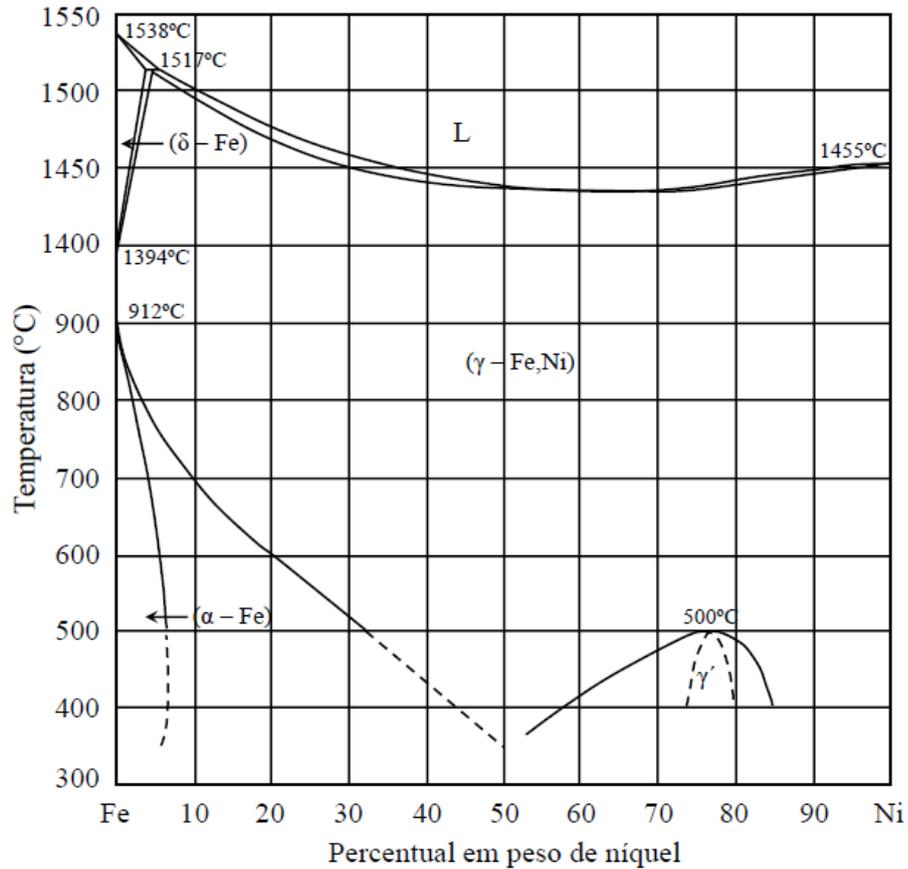


Figura 3-2 - Diagrama de fases Fe-Ni. Fonte: adaptado de (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1973).

Apesar de serem de grande utilidade, os diagramas de fase binários não permitem uma análise mais aprofundada dos aços inoxidáveis, pois quase todas as ligas possuem três ou mais componentes. Desta forma, as relações entre fases em função da temperatura e da composição devem ser representadas por meio de diagramas ternários, por exemplo.

A Figura 3-3 mostra seções verticais do diagrama ferro-cromo-níquel (Fe-Cr-Ni) para quantidades constantes de ferro. Ligas ricas em cromo solidificam como ferrita, enquanto ligas ricas em níquel solidificam como austenita.

Todavia, muitos aços inoxidáveis solidificam como uma mistura das duas fases. Assim, muitas ligas possuem uma microestrutura composta de ferrita e austenita na temperatura ambiente.

De fato, os aços inoxidáveis dúplex são projetados de forma que a microestrutura seja composta de, aproximadamente, 50% ferrita e 50% austenita (KRAUSS, 2005).

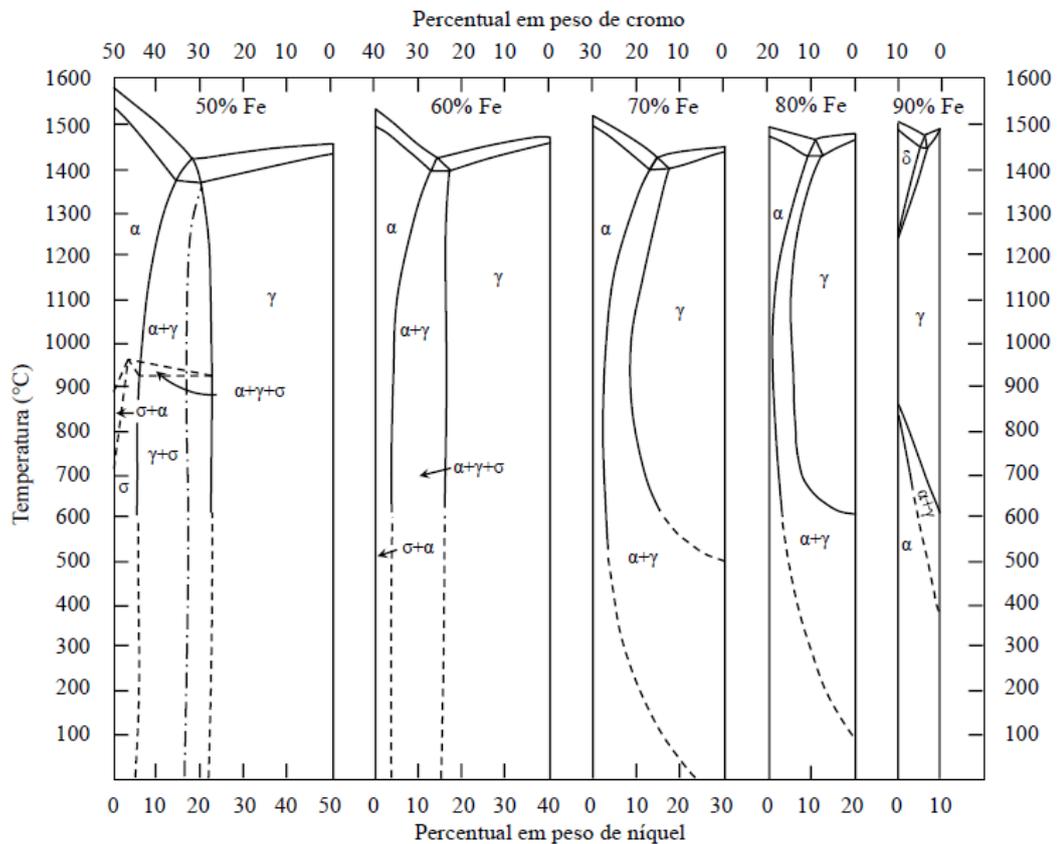


Figura 3-3 - Seções verticais do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para quantidades fixas de ferro.
Fonte: adaptado de (PECKNER; BERNSTEIN, 1977)

3.2 Aços Inoxidáveis Dúplex (AID's)

Nesta seção do trabalho, serão apresentados os conceitos fundamentais dos aços inoxidáveis dúplex (AID's), contemplando-se a sua microestrutura, propriedades mecânicas, de corrosão e de soldagem.

3.2.1 Conceitos gerais

Os aços inoxidáveis dúplex são ligas que possuem sua composição química e seu processamento ajustados para se ter como resultado uma microestrutura contendo quantidades iguais de ferrita e austenita. Essa microestrutura, contendo relativamente altos teores de cromo e molibdênio, garante boa resistência à corrosão por pites, corrosão por frestas e corrosão sob tensão em ambientes contendo sulfetos e cloretos (GUNN, 1997). A Tabela 3-1 apresenta a classificação dos aços inoxidáveis dúplex segundo o sistema de numeração unificado (UNS, do inglês, *Unified Numbering System*).

Inicialmente, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, algumas vantagens são bastante aparentes, tais como maior resistência mecânica, resistência à corrosão superior e menor custo, devido aos teores mais baixos de níquel. Entretanto, outras características tornaram-se conhecidas com o passar do tempo, em especial, a maior resistência à corrosão sob tensão (NILSSON, 1992).

Essa classe de aços apresenta uma combinação excelente de resistência à corrosão e propriedades mecânicas na faixa de temperaturas de -50 a 250 °C. Por exemplo, a resistência à corrosão por pites e corrosão sob tensão são excelentes e, em muitos casos, superior aos aços inoxidáveis austeníticos semelhantes. Devido à estrutura composta por grãos finos, a resistência ao escoamento dos aços inoxidáveis dúplex é normalmente o dobro em relação aos austeníticos, sem perdas significantes de tenacidade. Entretanto, fora da faixa de temperatura acima mencionada, os aços inoxidáveis dúplex são menos indicados devido ao comportamento frágil da ferrita. Além disso, acima de 280 °C, pode haver a formação de diversos precipitados que restringem o seu uso (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992).

Os aços inoxidáveis dúplex são utilizados em aplicações que requerem resistência à corrosão elevada, alta resistência mecânica ou ambas. Eles se apresentam como uma ótima alternativa para aplicações em ambientes quimicamente agressivos, especialmente aqueles contendo cloretos.

Tabela 3-1 - Classificação dos aços dúplex segundo UNS. Fonte: adaptado de (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS; AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 1996)

UNS	Elemento, % em peso										
	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	W	N
Baixa Liga											
S31500 (3RE60)	0,030	0,030	0,030	1,40- 2,00	1,20- 2,00	4,25- 5,25	18,0- 19,0	2,50- 3,00	-	-	-
S32304 (2304)	0,030	0,040	0,040	1,0	2,50	3,00- 5,50	21,5- 24,5	-	0,05- 0,60	-	0,05- 0,20
S32404 (Uramus 50)	0,04	0,010	0,030	1,0	2,0	5,50- 8,50	20,5- 22,5	2,00- 3,00	1,00- 2,00	-	0,20
Liga padrão 22% Cr											
S31803 (2205)	0,030	0,020	0,030	1,00	2,00	4,50- 6,50	21,0- 23,0	2,50- 3,50	-	-	0,08- 0,20
S32205	0,030	0,020	0,030	1,00	2,00	4,50- 6,50	22,0- 23,0	3,00- 3,50	-	-	0,14- 0,20
Alta Liga											
S31200 (44LN)	0,030	0,030	0,045	1,00	2,00	5,50- 6,50	24,0- 26,0	1,20- 2,00	-	-	0,14- 0,20
S31260 (DP3)	0,030	0,030	0,030	0,75	1,00	5,50- 7,50	24,0- 26,0	2,50- 3,50	0,20- 0,80	0,10- 0,50	0,10- 0,30
S32550 (Ferralium)	0,040	0,030	0,040	1,00	1,50	4,50- 6,50	24,0- 27,0	2,90- 3,90	1,50- 2,50	-	0,10- 0,25
S32900 (329)	0,080	0,030	0,040	0,75	1,00	2,50- 5,00	23,0- 28,0	1,00- 2,00	-	-	-
S32950 (7-MnPlus)	0,030	0,010	0,035	0,60	2,00	3,50- 5,20	26,0- 29,0	1,00- 2,50	-	-	0,15- 0,35
Superdúplex											
S32520 (Uramas 52N+)	0,030	0,020	0,035	0,80	1,50	5,50- 8,00	24,0- 26,0	3,00- 5,00	0,50- 3,00	-	0,20- 0,35
S32750 (2507)	0,030	0,020	0,035	0,80	1,20	6,00- 8,00	24,0- 26,0	3,00- 5,00	0,50	-	0,24- 0,32
S32760 (Zeron 100)	0,030	0,010	0,030	1,00	1,00	6,00- 8,00	24,0- 26,0	3,00- 4,00	0,50- 1,00	0,05- 1,00	0,20- 0,30
S39226	0,030	0,030	0,030	0,75	1,00	5,50- 7,50	24,0- 26,0	2,50- 3,50	0,20- 0,80	0,10- 0,50	0,10- 0,30
S39274 (DP3W)	0,030	0,020	0,030	0,80	1,00	6,00- 8,00	24,0- 26,0	2,50- 3,50	0,20- 0,80	1,50- 2,50	0,24- 0,32
S39277 (AF918)	0,025	0,020	0,025	0,80	-	6,50- 8,00	24,0- 26,0	3,00- 4,00	1,20- 2,00	0,80- 1,20	0,23- 0,33

Ademais, em conjunto com a sua resistência mecânica, tenacidade e boa soldabilidade, eles são adequados para muitas aplicações. Obviamente, é possível encontrar certos tipos de aços com propriedades específicas superiores as dos inoxidáveis dúplex. Porém, a combinação das propriedades anteriormente citadas torna os aços inoxidáveis dúplex excelentes opções.

Por exemplo, os aços inoxidáveis dúplex são utilizados em vasos de pressão para a indústria química e petroquímica. Já na indústria de óleo e de gás, essa classe de aços foi usada também em umbilicais, tubos, bombas, compressores, válvulas, *risers* rígidos, entre outras aplicações. Na indústria naval, especialmente na década de 80, os aços inoxidáveis dúplex substituíram os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente devido a sua maior resistência mecânica, permitindo a construção de estruturas mais leves por meio de chapas de aços de menor espessura. Entretanto, a sua aplicação em áreas de produção de energia é limitada devido à fragilização mecânica que pode ocorrer em temperaturas superiores a 300 °C (GUNN, 1997; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992).

3.2.2 Propriedades mecânicas do aços inoxidáveis dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex surgiram com o propósito de se ter um material com boa resistência à corrosão e também boa resistência mecânica. Comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, o inoxidáveis dúplex têm o limite de resistência duas vezes maior e ainda mantém uma boa ductilidade (DAVISON; REDMOND, 1990). A Tabela 3-2 demonstra a superioridade das propriedades mecânicas em comparação aos outros aços inoxidáveis.

Tabela 3-2 - Valores comuns das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e dúplex mais comuns. Fonte: (RAMÍREZ-LONDOÑO, 1997).

Tipo	Grau UNS	Resistência ao Escoamento [MN/m ²]	Limite de Resistência [MN/m ²]	Alongamento [%]	Energia	
					Absorvida no Ensaio Charpy V ^(a) [J]	Resistência à Fadiga ^(b) [MN/m ²]
Austeníticos	S 30400	210	515 – 690	45	>300	120 ± 120
	S 43000	205	450	20	-	-
Dúplex	S 32304	400	600 – 820	25	300	245 ± 245
	S 31803	450	680 – 880	25	250	285 ± 285
	S 32750	550	800 – 1000	25	230	300 ± 300

Notas: a: Temperatura ambiente.

b: Tração cíclica.

3.2.3 Estrutura dos aços inoxidáveis dúplex

Equilíbrio de fases em altas temperaturas

Os aços inoxidáveis dúplex modernos são caracterizados por uma estrutura de duas fases, consistindo em uma mistura de aproximadamente 50% em volume de ilhas de austenita (com estrutura cúbica de faces centradas, CFC) em uma matriz de ferrita (com estrutura cúbica de corpo centrado, CCC). Atualmente, o balanço ótimo de fases para esses aços varia para cada fabricante, porém a faixa de 45 a 60% de austenita pode ser esperada. Essa microestrutura é obtida através do controle da composição química e da temperatura de recozimento (GUNN, 1997).

A base para o estudo dessa classe de aços é o diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni, apresentado na Figura 3-4. A partir deste, considerando-se valores fixos de concentração de ferro, pode-se gerar um diagrama pseudo-binário (como mostrado na Figura 3-5) que representa

os aços inoxidáveis dúplex. Eles solidificam primeiramente como ferrita e, em temperaturas mais baixas, ocorre a transformação no estado sólido para formar a quantidade de austenita desejada (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

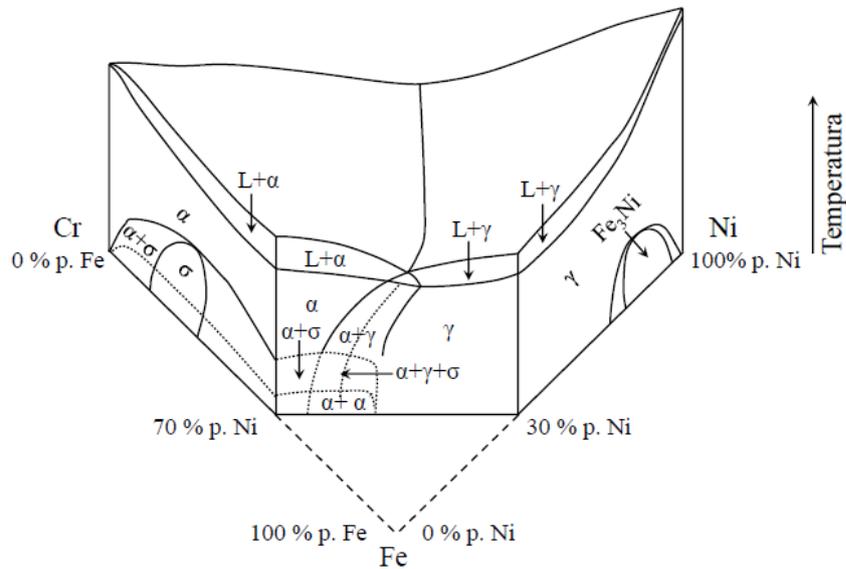


Figura 3-4 - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Fonte: adaptado de (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

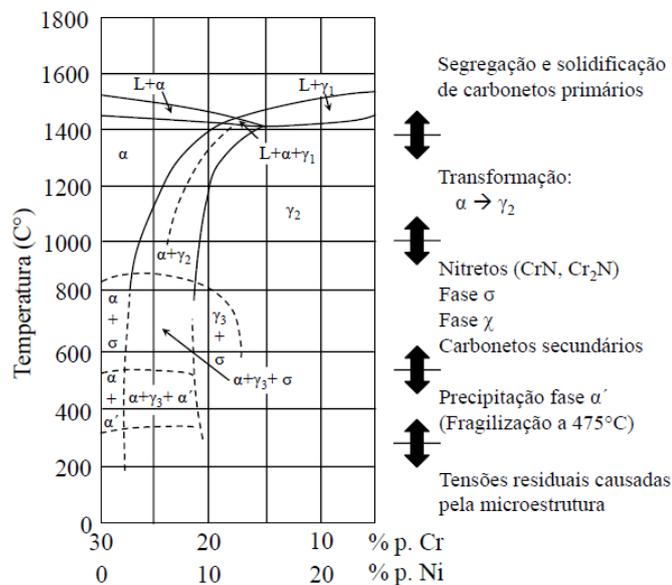


Figura 3-5 - Diagrama pseudo-binário. Fonte: adaptado de (HOFFMEISTER; MUNDT, 1981)

Contudo, é difícil prever a microestrutura de uma liga dúplex a partir de diagramas simplificados como esses, dado o papel do efeito de outros elementos de liga que modificam os

campos de fases. Uma alternativa foi abordada por Nilsson (1992), onde as seções do diagrama ternário foram calculadas a partir de um programa de computador chamado Thermocalc[®]. Apoiado nessas seções, um diagrama isoplético pode ser criado (como mostrado na Figura 3-6) para uma determinada composição.

Nota-se que esses diagramas devem ser usados de forma qualitativa e somente para se prever um comportamento geral.

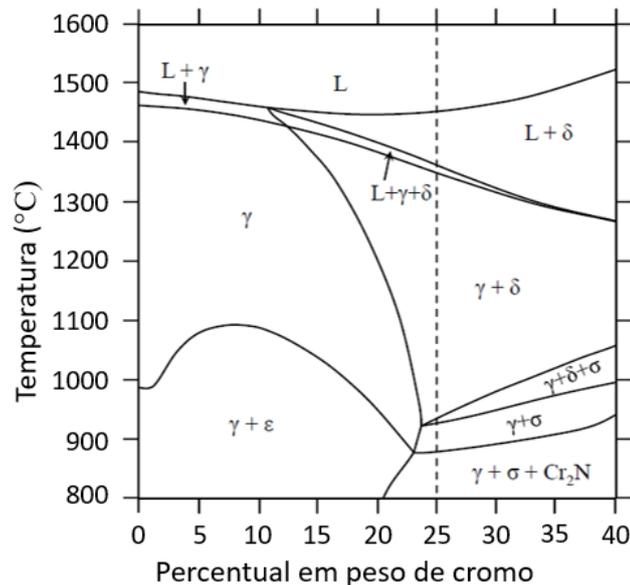


Figura 3-6 - Diagrama isoplético calculado via computador para temperaturas acima de 800 °C. A linha tracejada corresponde à composição do aço inoxidável superdúplex 2507. Fonte: adaptado de (NILSSON, 1992)

Outrossim, é possível perceber que as únicas fases estáveis previstas pelo *software* no intervalo de temperaturas de 1000 a 1200 °C são a ferrita (δ) e austenita (γ). Essas temperaturas representam a faixa de trabalho a quente, i.e., as condições nas quais a estrutura bifásica é primeiramente formada.

À 900 °C, há a previsão de que a fase σ passa a ser estável, enquanto nitretos de cromo do tipo Cr_2N precipitam em temperaturas um pouco mais baixas. É interessante também perceber que não há previsão de formação da fase χ até 800 °C, o que está de acordo com dados experimentais que mostram que essa fase se forma em temperaturas inferiores à σ , como será mostrado adiante (NILSSON, 1992).

Apesar de conterem informações importantes para se prever as fases que estarão presentes nos aços inoxidáveis dúplex, os diagramas de fases apresentam limitações devido à complexidade de cálculos termodinâmicos de sistemas com diversos componentes. O número de componentes relevantes para o sistema normalmente é maior do que cinco e, na literatura científica, são encontrados diagramas considerando, no máximo, quatro componentes. Por

exemplo, elementos não-metálicos como carbono e nitrogênio estão normalmente presentes em pequenas quantidades nesses aços, porém podem ter efeitos importantes (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

Outro fator de destaque é a temperatura de conformação a quente que, para esses aços, pode chegar a 1300 °C. Contudo, a faixa normal de trabalho fica entre 1000 e 1200 °C na região bifásica, como mostrado no diagrama da Figura 3-6. Temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação, enquanto, em temperaturas abaixo de 1000 °C, a precipitação de fases intermetálicas (conforme indicado na Figura 3-8) pode ocorrer, promovendo a fragilização do material.

Devido ao pequeno tamanho de grão, os aços inoxidáveis dúplex podem se tornar extremamente plásticos. A deformação plástica imposta causará um alongamento dos grãos na direção da laminação, levando a propriedades mecânicas bastante anisotrópicas.

Além disso, a energia interfacial δ/γ é inferior às energias dos contornos de grão δ/δ e γ/γ , levando à formação de uma estrutura lamelar como mostrado na Figura 3-7. Após a laminação a quente, um tratamento de solubilização é realizado entre 1000 e 1100 °C, seguido de um rápido resfriamento - necessário para restaurar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. Abaixo de 1000 °C, a proporção entre ferrita e austenita pode ser pouco modificada (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; NILSSON, 1992).

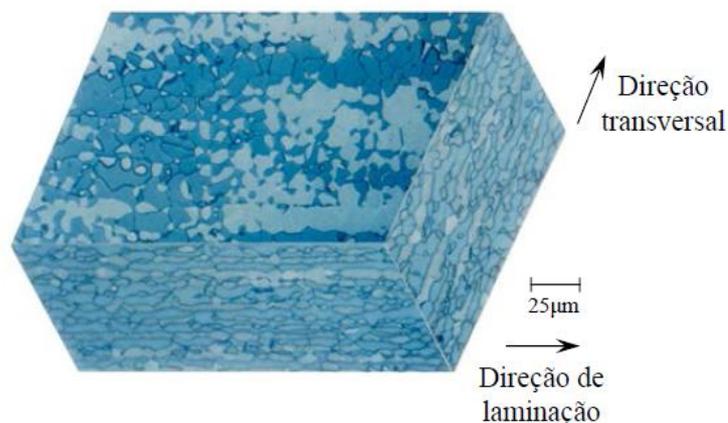


Figura 3-7 - Micrografia tridimensional de um aço inoxidável dúplex laminado. Ferrita é a fase mais escura. Fonte: adaptado de (REICK, 1993)

Precipitação de fases secundárias

Quando expostos a temperaturas inferiores a 1000 °C, os aços inoxidáveis dúplex são submetidos a muitas outras transformações de fases. Na faixa de temperaturas de 650 a 970°C,

a precipitação de fases intermetálicas pode ocorrer - principalmente a fase sigma (σ) e fase chi (χ) - além de carbonetos (M_7C_3 , $M_{23}C_6$), austenita secundária (γ_2) e nitretos (Cr_2N), por exemplo. Na faixa de 300 a 500 °C, a fase alpha prime (α') pode precipitar, sendo responsável pelo fenômeno de fragilização a 475 °C, além das fases π , G, entre outras.

Todas essas reações de precipitação são dependentes do tempo e da temperatura, seguindo um formato em C, como mostrado esquematicamente na Figura 3-8 (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; NILSSON, 1992).

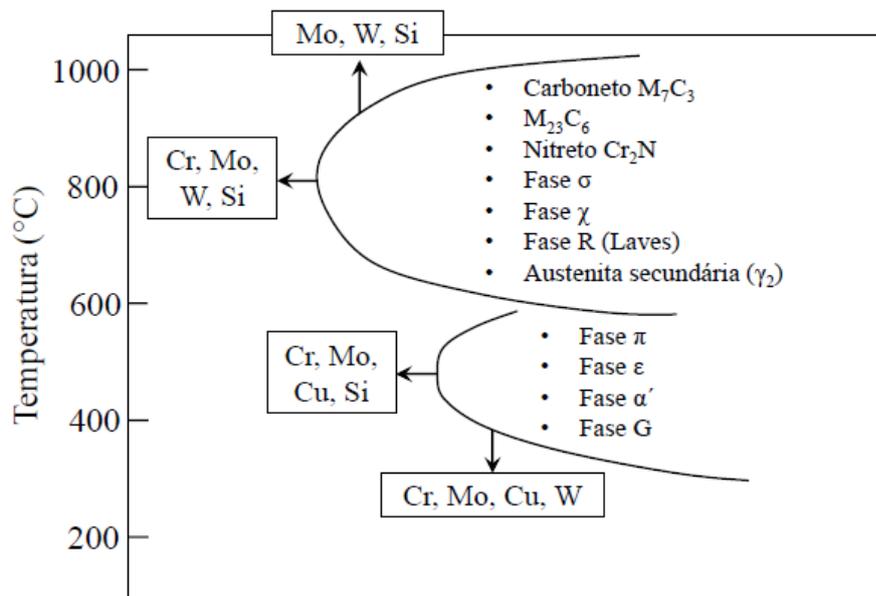


Figura 3-8 - Formação de precipitados em aços inoxidáveis dúplex. Fonte: adaptado de (CHARLES, 1991)

Fase sigma (σ)

A fase sigma é provavelmente o intermetálico mais estudado dos aços inoxidáveis dúplex, sendo um composto intermetálico contendo, aproximadamente, quantidades iguais de ferro e cromo. A estrutura cristalina é complexa, sendo tetragonal de corpo centrado e com 30 átomos por célula unitária, podendo ainda incluir outros elementos como o molibdênio (KRAUSS, 2005). Este tipo de intermetálico pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e dúplex. A precipitação desta fase causa aumento significativo na dureza e redução da resistência à corrosão (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009) e tende a nuclear na interface entre os grãos de ferrita e austenita, mas a formação intergranular também foi observada em aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 321 expostos à temperatura de 600 °C durante 17 anos (BENTLEY; LEITNAKER, 1979).

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis também são severamente prejudicadas com a presença da fase sigma. Caso tenhamos uma precipitação de 25 a 30% vol de fase sigma, a dureza pode ser elevada de 250 para 450 HV, com um pequeno aumento da resistência ao escoamento e resistência à tração com o prejuízo para o alongamento, que pode cair para até 7% contra 40% em um material sem este precipitado (MAEHARA et al., 1983; RAMÍREZ-LONDOÑO, 1997).

Alpha prime (α')

O precipitado *alpha prime* possui dimensões muito pequenas, em torno de 20 a 200 Å e sua presença traz importantes efeitos nas propriedades mecânicas e de corrosão. Dureza, resistência ao escoamento e resistência à tração são aumentadas, enquanto o alongamento e a resistência ao impacto são diminuídas (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

A fragilização da ferrita devido à presença de *alpha prime*, em geral, leva a uma fratura frágil do tipo clivagem à temperatura ambiente, e ALVAREZ-ARMAS e DEGALLAIX-MOREUIL (2009) demonstram esta ocorrência na Figura 3-9.

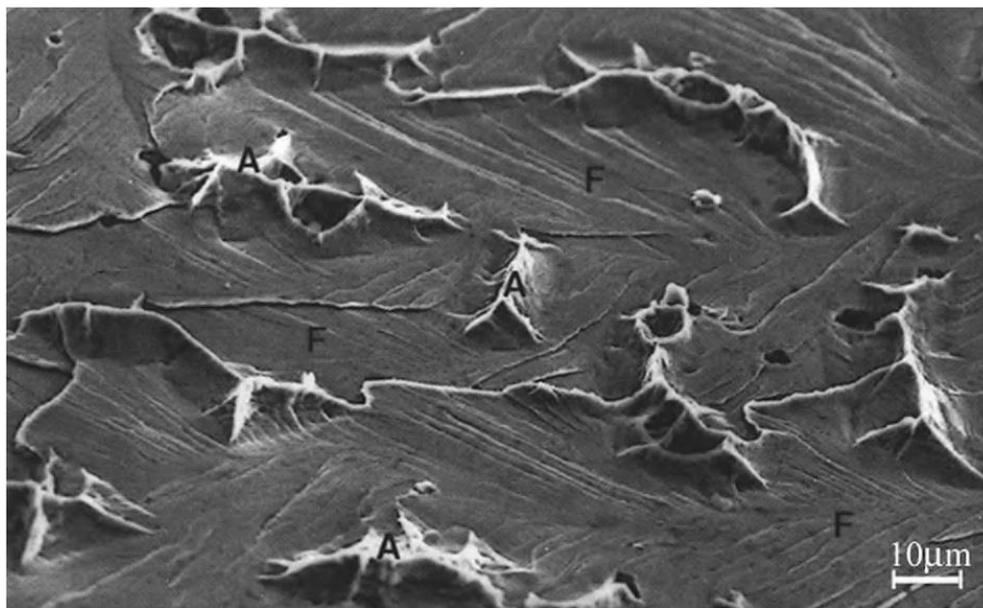


Figura 3-9 - Fratura frágil por clivagem causada por alpha prime (α') em aço inoxidável duplex. Imagem realizada usando microscopia eletrônica de varredura com elétron secundários. A = Austenita; F = Ferrita. Fonte: (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

Nitretos de cromo (Cr_2N , CrN)

Segundo ALVAREZ-ARMAS e DEGALLAIX-MOREUIL (2009), a precipitação de nitretos de cromo é muito importante durante o processo de soldagem, pois à medida que a

ferrita esfria rapidamente se torna supersaturada em nitrogênio, resultando em uma competição entre o nitreto de cromo e a precipitação de austenita.

A precipitação dos nitretos, que se dá nas inclusões, discordância, contornos de grão (α/α e γ/γ), interfaces (α/γ), e também pode ocorrer intergranularmente, também podem afetar as propriedades mecânicas dos AID's, onde uma diminuição da tenacidade é esperada (RAMÍREZ-LONDOÑO, 1997).

3.3 Soldagem por Fricção

A primeira patente observada sobre o processo de soldagem por fricção, ocorreu nos Estados Unidos no ano de 1889, depositada por Bevington (THOMAS; NICHOLAS, 1994). Já em 1929, na Alemanha, Richter (W.Richter, Patent No 477084 – Alemanha) patenteou um processo de soldagem por fricção em aço ferramenta e, em 1941 foi realizada a terceira patente na Inglaterra pelos pesquisadores Klopstock e Neelands (KLOPSTOCK; NEELANDS, 1941). Em 1960 a técnica foi introduzida nos Estados Unidos, onde Hollander e Cheng fizeram trabalhos pioneiros com a análise de parâmetros de soldagem por fricção (WANG; LIN, 1974).

Atualmente, há diversos processos de união por fricção aprimorados, entre os principais podemos citar: Soldagem por fricção com rotação contínua (CDFW); Soldagem por fricção radial; Soldagem por fricção orbital; Deposição superficial por fricção; Soldagem por fricção alternada linear; Soldagem por fricção por mistura mecânica (FSW); *Friction Stir Spot Welding* (FSSW); *Friction Spot Welding* (FSpW) e *Friction Hydro Pillar Processing* (FHPP) (FISCHER, 2015; MEYER, 2003; PINHEIRO, 2008).

O processo de soldagem por fricção é amplamente estudado, pois apresenta uma união no estado sólido, ou seja, o material não atinge a temperatura de fusão. No entanto, o aquecimento juntamente com a carga mecânica conseguem realizar a união do material. Em função disto, diversos benefícios podem ser obtidos, tais como: excelente propriedades mecânicas na área da junta soldada; refino microestrutural devido à recristalização; alta repetibilidade do processo; ausência de trincas de solidificação (MISHRA; MAHONEY, 2007).

3.3.1 Processo FRIEX

Um novo processo de soldagem por fricção para tubos foi desenvolvido pelo *Belgian Welding Institute* (FAES et al., 2007). Este é inovador por ser ideal para soldar por fricção elementos que são inviáveis de rotacionar, como tubos de grande comprimento.

A técnica consiste em deixar os tubos sem velocidade rotacional e inserir um material intermediário em formato de anel entre os tubos. Inserindo uma rotação pré-estabelecida no anel, os dois tubos a soldar são pressionados contra este anel (Figura 3-10). A carga aplicada nos tubos contra o anel em rotação provoca atrito entre as superfícies que gera calor entre as faces do anel com as faces do tubo (MATTEI, 2011). O calor gerado entre as superfícies, juntamente com a carga mecânica aplicada, possibilitam que o material do tubo e do anel se plastifiquem e promovam a união metalúrgica.

O processo inicialmente desenvolvido na Bélgica começou a ser estudado pelo Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) em 2011 em uma parceria com a Petrobras. A parceria constituiu em projetar e fabricar uma máquina de soldagem por fricção com o uso de anel intermediário rotativo. A máquina e o processo desenvolvido no LAMEF tiveram melhorias e uma variação do processo Belga surgiu. Além do uso de diferentes equipamentos para realizar as soldas, o laboratório automatizou completamente o processo e inseriu uma geometria de anel diferente ao processo.

A maneira de unir tubos, otimizado pelo LAMEF, apresenta cinco parâmetros que podem ser variados e controlados: rotação do anel, taxa de deslocamento, taxa de força aplicada, consumo inicial e consumo final.

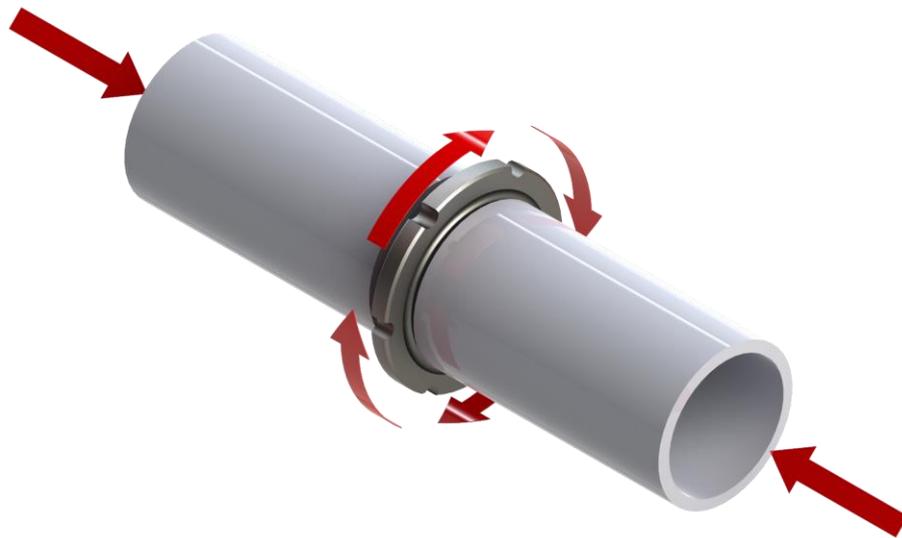


Figura 3-10 - Esquema do processo de soldagem por fricção em tubos com anel intermediário rotativo. Fonte: (PISSANTI et al., 2015)

Parâmetros controláveis

Inicialmente, após a rotação (R) do anel se estabelecer, uma taxa de deslocamento (du) é aplicada e o sistema mantém esta taxa até chegar a um deslocamento pré definido (ui). Quando

o sistema atinge o deslocamento u_i , o controle do sistema passa a ser de força pelo tempo, definido uma taxa de força (dF). Esta taxa de força é mantida até que o sistema atinja um deslocamento final (u_l). Assim que o sistema atinge este deslocamento final u_l , a Rotação do anel R para e a carga atingida se mantém por 30 segundos, aplicando uma força de recalque (KANAN, 2016).

A Figura 3-11 mostra os parâmetros de controle. A linha tracejada é a resposta das variáveis aos parâmetros de controle, e a linha contínua indica os parâmetros controlados.

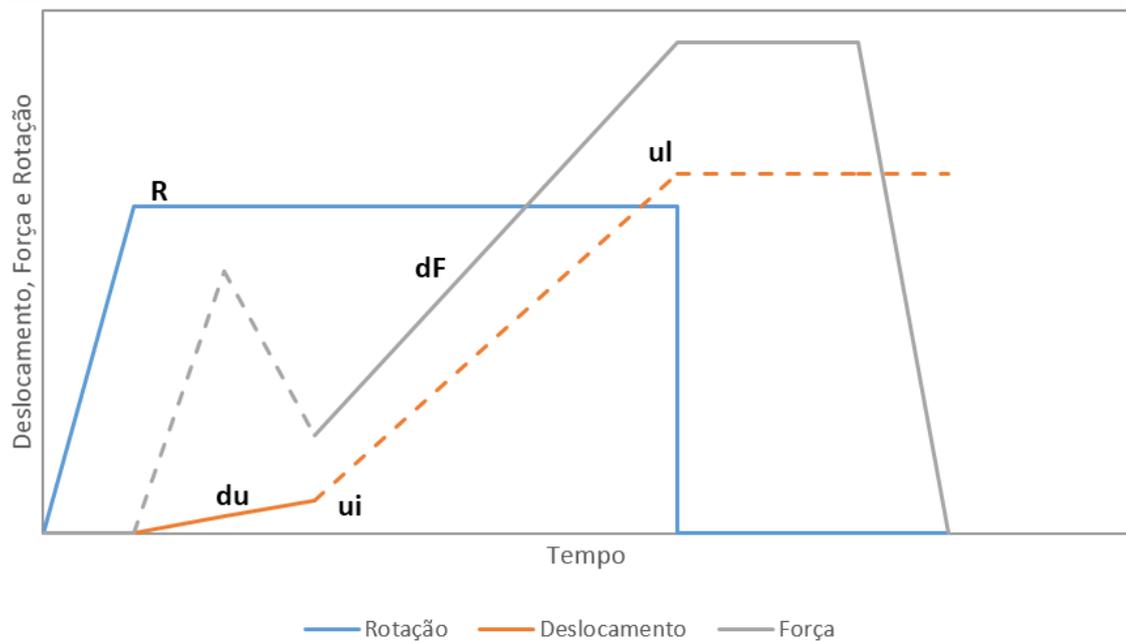


Figura 3-11 - Esquema demonstrativo dos parâmetros controláveis no processo de soldagem por fricção com anel rotativo. Fonte: adaptado de (KANAN, 2016).

3.3.2 Soldagem por Fricção em aços inoxidáveis Dúplex

É possível encontrar na literatura estudos em materiais dúplex que utilizam o processo de soldagem por fricção, porém com variações diferentes do atual processo demonstrado neste trabalho.

O processo de soldagem por fricção com pino consumível, também conhecido por *Friction Hydro-Pillar Process (FHPP)* em aço inoxidável dúplex foi estudado por CHLUDZINSKI, 2013, POHL MEINHARDT, 2015 e FEYH RIBEIRO, 2015.

O de soldagem por fricção com pino não consumível (*Friction Stir Welding – FSW*) para aços inoxidáveis Dúplex tem sido objeto de estudo de vários autores, que perceberam que o

refino de grão da ferrita e da austenita resultam em um aumento da dureza e da resistência à tração (SAEID; ASSADI; GHAINI, 2008; SATO et al., 2005).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Processo de soldagem de tubos por fricção axial com anel rotativo

A máquina de soldagem de tubos por fricção axial com anel rotativo (MASF 1500), desenvolvida no LAMEF e apresentada na Figura 4-1, é dividida em três partes.

Na parte central, tem-se um sistema de transmissão, que com o auxílio de seis motores elétricos, rotaciona o eixo central da máquina (Figura 4-2). O anel rotativo usado no processo é posicionado no centro do equipamento, sendo que se alcança uma rotação máxima de 500 rpm.

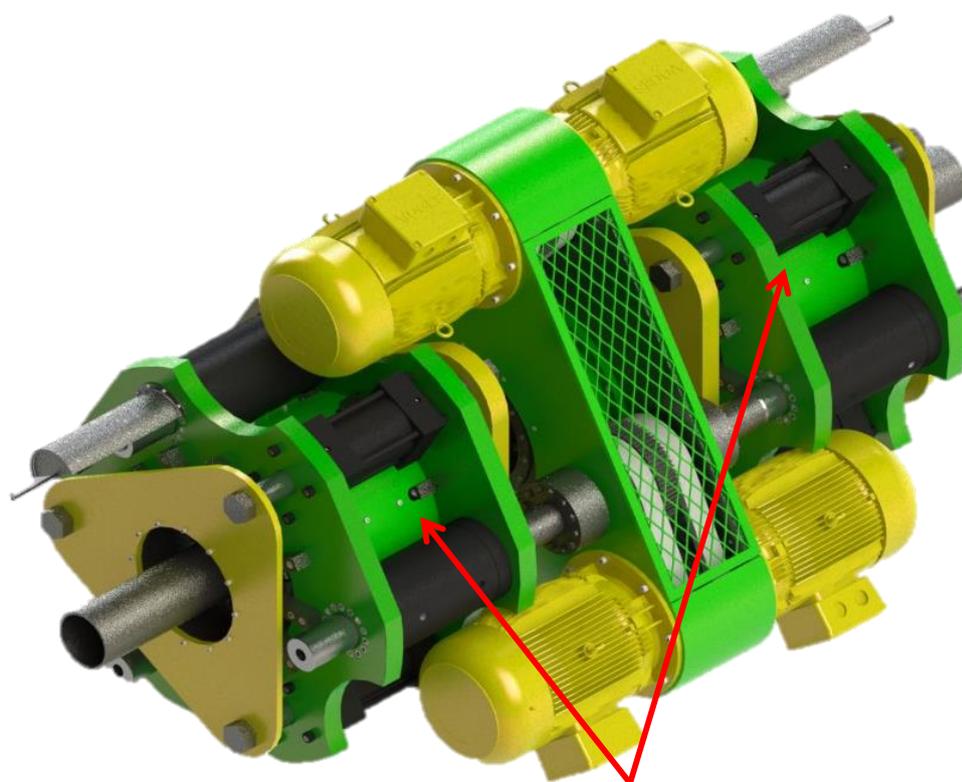
As outras duas extremidades são as outras duas partes da máquina. Elas são iguais e trabalham “espelhadas” (Figura 4-3) com duas funções, isto é, a primeira é fixar os tubos em relação ao conjunto para se conseguir um controle e posicionamento adequado destes, e a segunda função é movimentar os tubos em direção ao anel em movimento de rotação, conforme foi demonstrado na Figura 3-10.



Figura 4-1 - Máquina de soldagem por fricção axial com anel rotativo desenvolvida e fabricada no LAMEF. Fonte: adaptado de (PISSANTI et al., 2015)



Figura 4-2 - Sistema de transmissão com os seis motores da MASF 1500.



Partes móveis que trabalham espelhadas

Figura 4-3 - Ilustração da MASF 1500 com indicativo das partes móveis que trabalham espelhadas.

Para que seja possível posicionar e fixar um tubo na MASF 1500, é preciso que este tenha um comprimento mínimo de 1500 milímetros, ou seja, para realizar uma soldagem, seriam necessários três metros de comprimento de tubo por solda. O custo com material seria exagerado, o que tornaria inviável a realização de diversas soldagens para estudos.

A fim de se evitar o desperdício de material, utilizou-se um tubo prolongador nas soldagens realizadas para este estudo, sendo que o comprimento do tubo a ser estudado pôde ser reduzido para 120 milímetros.

Este prolongador é posicionado no sistema de agarre do equipamento, nas extremidades da máquina. Em uma das extremidades deste prolongador, existe um sistema de encaixe para posicionar o tubo a ser soldado. A Figura 4-4 mostra este sistema de economia de material.

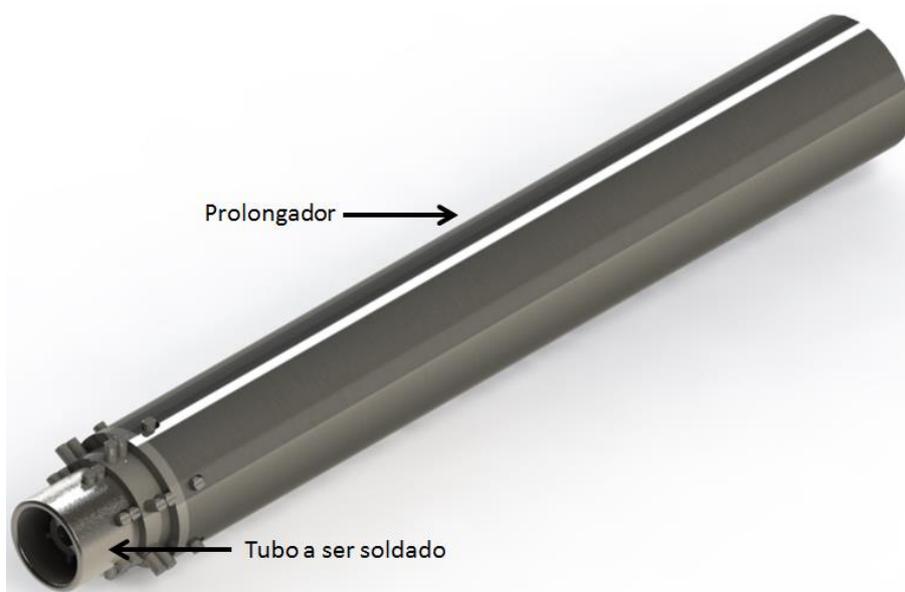


Figura 4-4 - Tubo a ser soldado e prolongador utilizado na MASF 1500.

4.2 Materiais utilizados

As soldagens foram realizadas com tubos de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803), doados pela empresa Micromazza. Estes foram submetidos à análise química através do método de espectrometria por emissão ótica por centelha, utilizando-se um espectrômetro da marca *Spectro* modelo *Spectrolab*. A composição química do aço em estudo está dada na Tabela 4-1.

Os tubos, que inicialmente tinham diâmetro externo de 169,543 milímetros e 22 milímetros de espessura, foram usinados e cortados de forma que se obtivessem segmentos de tubos e anéis com geometrias para a realização das soldagens.

Tabela 4-1 - Composição química do tubo de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803).

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu	%Nb	%W	%V	%N
0,016	0,363	1,599	21,84	2,743	4,954	0,292	0,042	0,054	0,063	0,225

Os segmentos de tubos foram usinados externamente para reduzir o diâmetro externo. Em uma extremidade, foram realizados rasgos para proporcionar o encaixe com o prolongador da MASF 1500 e, na outra extremidade, o tubo foi usinado de forma que o perfil ficasse circular e garantisse um melhor acoplamento com a face do anel. A espessura final do tubo ficou em 12,7 milímetros. As dimensões estão apresentadas na Figura 4-5.

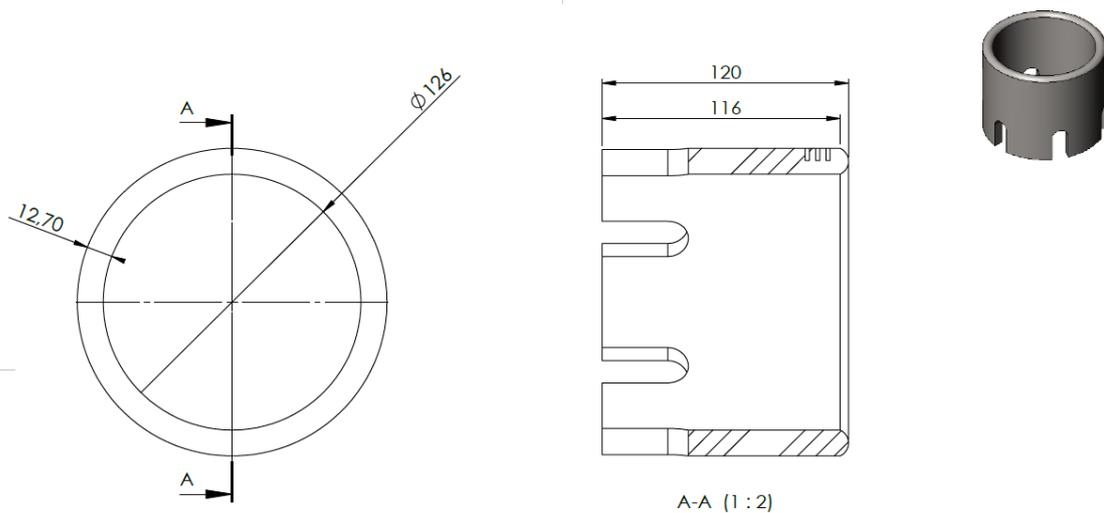


Figura 4-5 - Geometria final utilizada no tubo de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803), unidades em mm.

O anel utilizado neste estudo é uma parte do tubo que inicialmente tinha espessura de 22 milímetros e depois foi seccionado em pedaços de 24,5 mm de comprimento. Estes pedaços de tubos, denominados agora de anéis, foram usinados externamente para que pudesse se conectar à MASF 1500 e obter o giro. As faces também foram usinadas para se obter um canal com perfil circular. Este canal auxilia no acoplamento do tubo, otimizando o processo de soldagem.

A Figura 4-6 ilustra a geometria utilizada no anel.

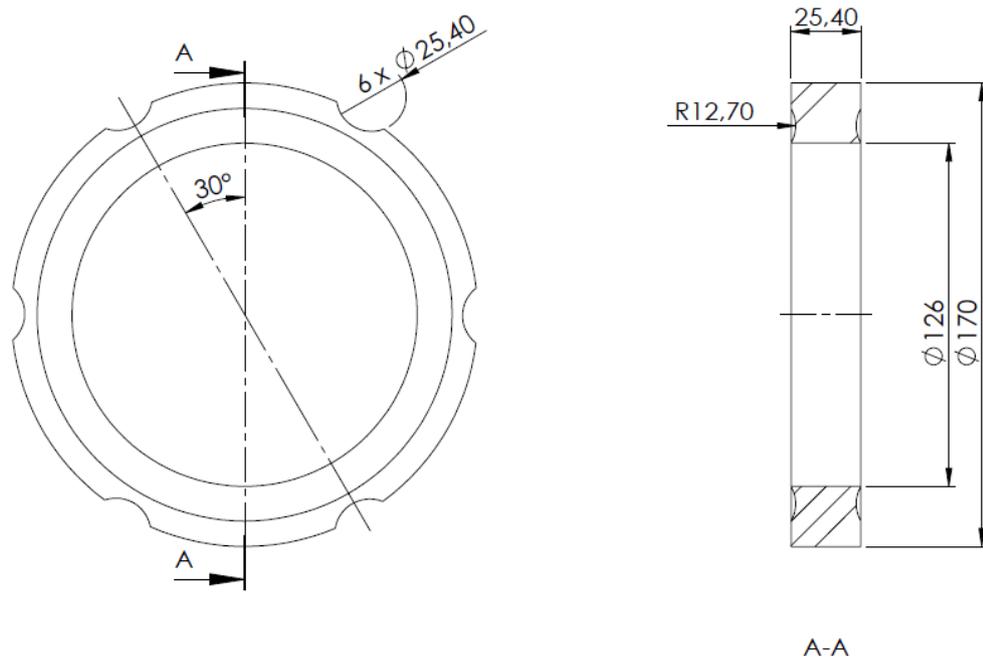


Figura 4-6 - Geometria utilizada no anel intermediário.

A aquisição e o controle do processo de soldagem foram realizados por meio do controlador FlexTest 60 da MTS. Este equipamento registra o sinal das células de carga, dos sensores de deslocamento, da rotação do motor e garante o controle do deslocamento e da carga aplicada no sistema. Já o controle de rotação dos motores ficou por conta de inversores de frequência.

4.3 Análise por Taguchi

Objetivando encontrar uma condição ótima de soldagem por fricção para o material supramencionado, foi utilizada a metodologia Taguchi do Projeto de Experimentos. Foram escolhidos três parâmetros variáveis em dois níveis (Tabela 4-2). Desta forma, uma matriz L4 foi utilizada, resultando em quatro condições de soldagem.

Tabela 4-2 - Tabela indicando as variáveis do processo analisadas juntamente com seus níveis.

Variáveis do processo	Nível inferior	Nível Superior
Taxa de deslocamento inicial [mm/s]	0,05	0,10
Taxa de força [kN/s]	4,50	7,50
Deslocamento final [mm]	10,0	15,0

O *software* Minitab foi utilizado para auxiliar na formação da matriz de condições de soldagem. Usando as variáveis acima, e escolhendo uma matriz L4, o software indicou as seguintes condições (Tabela 4-3).

Tabela 4-3 - Condições de soldagem obtidas com o auxílio do *software* Minitab.

Condições de Soldagem	Taxa de Deslocamento inicial [mm/s]	Taxa de força [kN/s]	Deslocamento final [mm]
1	0,05	4,50	10,0
2	0,05	7,50	15,0
3	0,10	4,50	15,0
4	0,10	7,50	10,0

É importante salientar que foram produzidas 3 (três) juntas soldadas para cada condição de soldagem. A Tabela 4-4 indica a matriz de soldagens realizadas de acordo com as condições de soldagem sugeridas pelo método Taguchi.

Tabela 4-4 - Matriz indicando as soldas realizadas no presente trabalho.

Nome da Solda	Taxa de Deslocamento inicial [mm/s]	Taxa de força [kN/s]	Deslocamento final [mm]
MD1	0,05	4,50	10,0
MD2	0,05	4,50	10,0
MD3	0,05	4,50	10,0
MD4	0,05	7,50	15,0
MD5	0,05	7,50	15,0
MD6	0,05	7,50	15,0
MD7	0,10	4,50	15,0
MD8	0,10	4,50	15,0
MD9	0,10	4,50	15,0
MD10	0,10	7,50	10,0
MD11	0,10	7,50	10,0
MD12	0,10	7,50	10,0

4.4 Caracterizações

Para realizar a avaliação da qualidade das juntas soldadas, tomou-se como referência a norma DNV-OS-F101:2013, que indica critérios e recomendações no conceito de desenvolvimento, projeto, construção, operação e abandono de sistemas de dutos submarinos. A norma indica os requisitos mínimos que devem ser atendidos para se qualificar uma junta soldada pelo método convencional em tubos de aço inoxidável dúplex.

Foram realizados os ensaios solicitados pela norma supramencionada para analisar as juntas soldadas e verificar a qualidade destas. Um dos ensaios que a norma DNV-OS-F101:2013 solicita – ensaio de tração – foi utilizado para realizar a análise estatística do Taguchi. Além dos ensaios de qualificação conforme norma DNV-OS-F101:2013, também foi realizada aquisição da temperatura em todas as soldas para melhor compreensão do processo e dois ensaios complementares na melhor solda conforme estabelecido pela Análise Taguchi. Estes últimos ensaios auxiliaram no entendimento do processo e verificação do comportamento mecânico e microestrutural das juntas. A Figura 4-7 sintetiza e auxilia na compreensão das caracterizações.



Figura 4-7 - Resumo e sequência das caracterizações realizadas.

4.4.1 Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada em um corpo de prova (CP) retirado de cada solda conforme indica a Figura 4-8. Estes CPs foram retirados da junta soldada através da usinagem por eletroerosão a fio. Após a usinagem, os CPs foram preparados conforme a norma ASTM E3-95 e atacadas com o reagente químico Behara modificado por imersão de 5 segundos (BARELLA et al., 2014). Este reagente químico é preparado com as seguintes substâncias:

- 80 ml de água;
- 20 ml de ácido clorídrico P.A.;
- 1 g de metabissulfito de potássio;
- 2 g de bifluoreto de amônio.

Foram produzidas imagens das juntas soldadas na secção transversal (Figura 4-8), com um aumento de 50 e 200 vezes em microscópio óptico Olympus modelo BX 51M, buscando-se defeitos em geral, como falhas de preenchimento e verificação das microestruturas formadas.

Nestas análises também foi delimitada a região do processo de soldagem que indica quanto de material permaneceu entre os dois tubos após a soldagem. Após esta limitação, com a ajuda do software Image J, foi calculada a área resultante denominada área da soldagem.

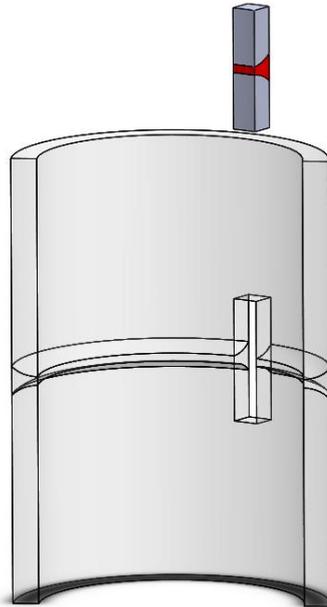


Figura 4-8 - Ilustração indicando como foram retiradas as amostras das juntas soldadas para a realização das análises microestruturais, de dureza e de porcentagens de intermetálicos e ferrita.

4.4.2 Análise da Porcentagem de Intermetálicos

A norma DNV-OS-F101:2013 recomenda como aceitável um valor abaixo de 1,0% para o teor de fases deletérias ao longo do eixo central do metal base (máximo de 0,5% de fases intermetálicas). Esta medição deve ser realizada por análise de imagens, com magnificação de 400 vezes. Para a região soldada, a norma não menciona uma quantidade máxima.

A análise da porcentagem de fases intermetálicas para este trabalho foi realizada através de imagens com aumento de 500 vezes, produzidas em microscópio óptico modelo Olympus BX 51M, das amostras retiradas conforme ilustra a Figura 4-8. Toda a secção transversal da junta soldada foi preparada conforme o preparo para a análise metalográfica e mapeada buscando regiões de intermetálicos.

Após produzidas as imagens, estas foram analisadas no software ImageJTM para verificar a porcentagem de fases deletérias. Foram produzidas cinco imagens de cada junta soldada e o maior valor encontrado foi escolhido como resultado de análise.

4.4.3 Análise da Porcentagem de Fases

Uma análise importante a ser realizada nos aços inoxidáveis dúplex é a quantificação da porcentagem de ferrita que o material apresenta. A norma DNV-OS-F101:2013 recomenda que o teor de fase ferrita no metal base deve estar entre 35 e 55% em balanço com a austenita.

Na região soldada do material, o teor de ferrita deve estar entre 30 e 65% em balanço com a austenita no metal de solda. Para este trabalho, a análise da porcentagem de ferrita foi realizada de acordo com a norma ASTM E562: 2011 e ASTM E1245:2016. Porém, como não temos um metal de solda característico, foram analisadas duas regiões, a interface do tubo com a anel e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Foram analisadas cinco imagens por região, com o microscópio óptico modelo Olympus BX 51M, com magnificação de 200 vezes e obtida a média dos valores juntamente com seus desvios padrão. As imagens foram obtidas através da análise das regiões da amostra indicada conforme a Figura 4-8. O preparo das amostras foi realizado da mesma maneira quando realizada a análise metalográfica.

4.4.4 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados conforme a norma DNV-OS-F101:2013. Para aços inoxidáveis dúplex, a dureza tem que ser medida com carga de 10 kg na escala Vickers, sendo produzida apenas uma medição por amostra na parte central da seção transversal da solda. A região da seção transversal utilizada está de acordo com a Figura 4-8.

O máximo permitido por norma é de 290HV para a região do metal base e 350HV para a região de solda. Todas as medições foram realizadas com o microdurômetro da marca Struers, modelo Duramin.

4.4.5 Ensaio de Dobramento

A norma DNV-OS-F101:2013 indica que após os ensaios de dobramento não pode haver defeitos no material de solda, em nenhuma direção que exceda 3,2 mm, e também não pode haver defeitos na linha de fusão, ZTA ou no metal base que ultrapassem 1,58 mm. Para realizar o ensaio, a norma prevê que se faça o dobramento em duas faces opostas, denominado de *Dobramento de Face* e *Dobramento de Raiz* (Figura 4-9), ou seja, foram realizados 24 ensaios de dobramento, 12 ensaios *de Face* e 12 ensaios *de Raiz*. As amostras de dobramento foram

retiradas dos tubos soldados, conforme mostra a Figura 4-10. Antes de retirar as amostras de dobramento, foi usinado a face externa e interna do tubo soldado para retirar a rebarba. As dimensões da amostra estão conforme a Figura 4-11.

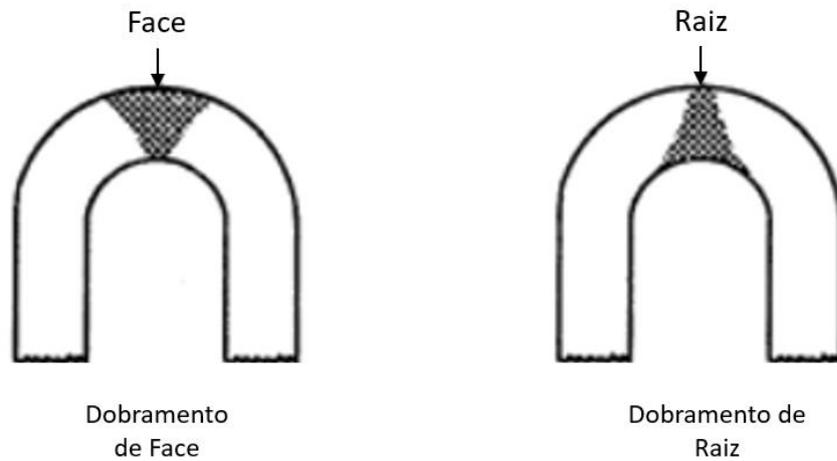


Figura 4-9 - Dobramentos realizados. *Dobramento de Face* e *Dobramento de Raiz*. Fonte: adaptado de (HEISERMAN, 2015)

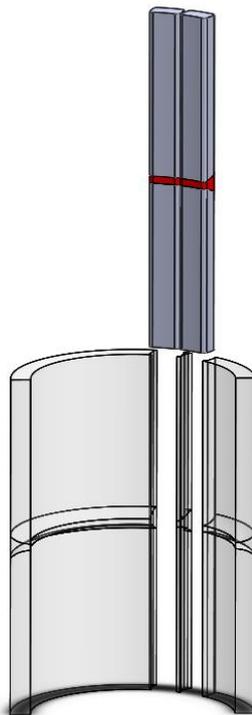


Figura 4-10 - Amostras de dobramento retiradas dos tubos soldados.

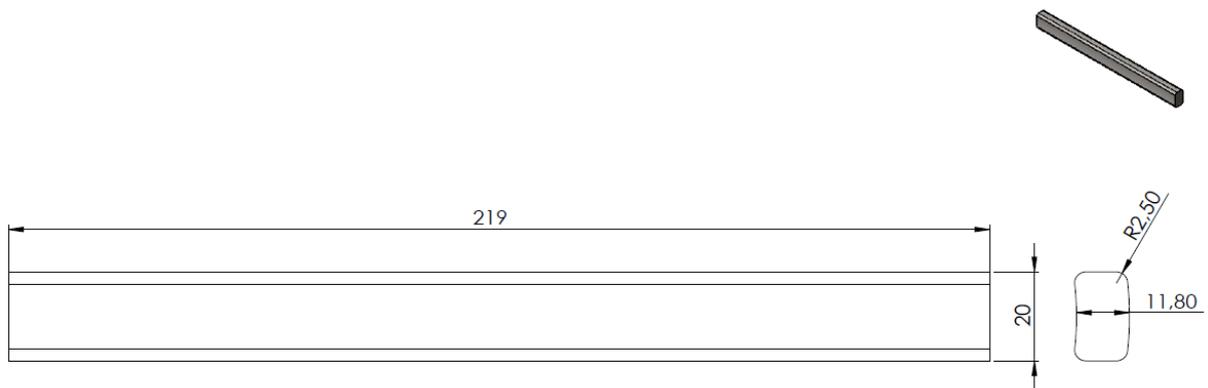


Figura 4-11 - Dimensional das amostras de dobramento.

4.4.6 Ensaio de Tração

A qualificação da junta soldada de acordo com a norma DNV-OS-F101:2013 depende de um valor mínimo de 620 MPa para a resistência à tração e 17% de alongamento. Os corpos de prova foram usinados de acordo com a norma ASTM A370: 2002, espécime nr 2. Esta norma recomenda que o corpo de prova seja usinado em formato tipo gravata, sendo que a seção transversal pode manter o formato curvo do tubo. Foram realizados 2 ensaios para cada junta, totalizando 24 ensaios.

A Figura 4-12 e a Figura 4-13. mostram as dimensões e a forma de extração dos corpos de prova para os ensaios de tração, respectivamente.

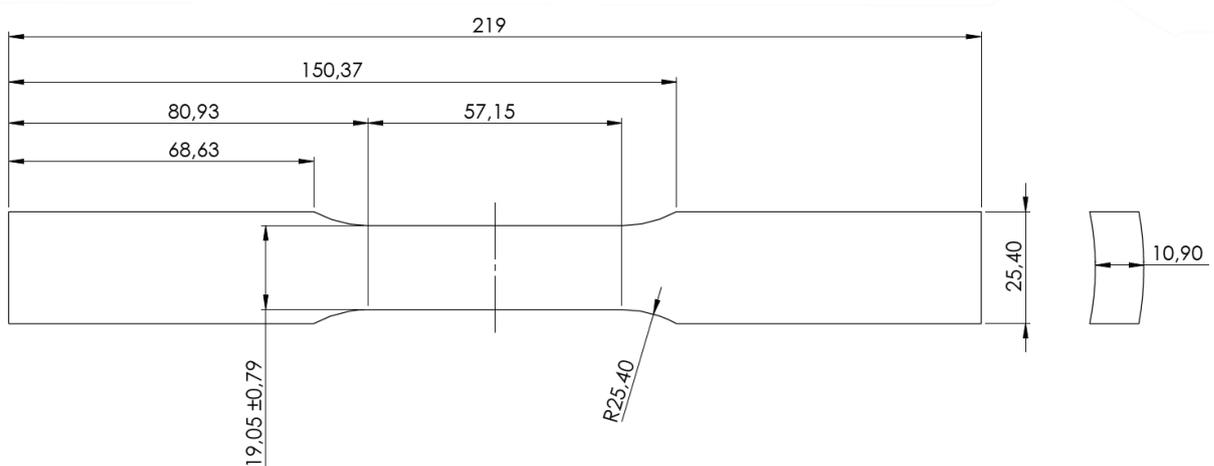


Figura 4-12 - Dimensional das amostras para os ensaios de tração.

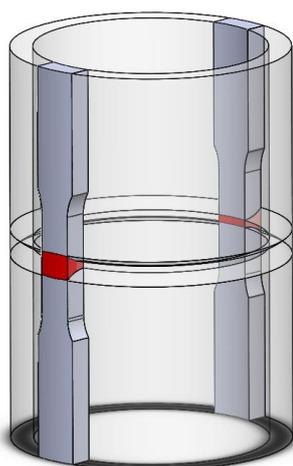


Figura 4-13 - Região do tubo soldado a partir do qual foram retiradas as amostras para os ensaios de tração.

4.5 Análise do ciclo térmico

Além dos testes exigidos pela Norma DNV-OS-F101:2013, o presente trabalho também analisou a temperatura em diferentes pontos próximos à região de união entre os tubos e o anel rotativo, através do uso de termopares do tipo K. Os pontos de medição de temperatura ficaram a uma distância x mm, $x+5$ mm e $x+10$ mm da face de contato do tubo com o anel e y mm de profundidade. A Tabela 4-5 indica as distâncias utilizadas em cada junta soldada produzida. A Figura 4-14 ilustra esquematicamente os pontos de avaliação de temperatura.

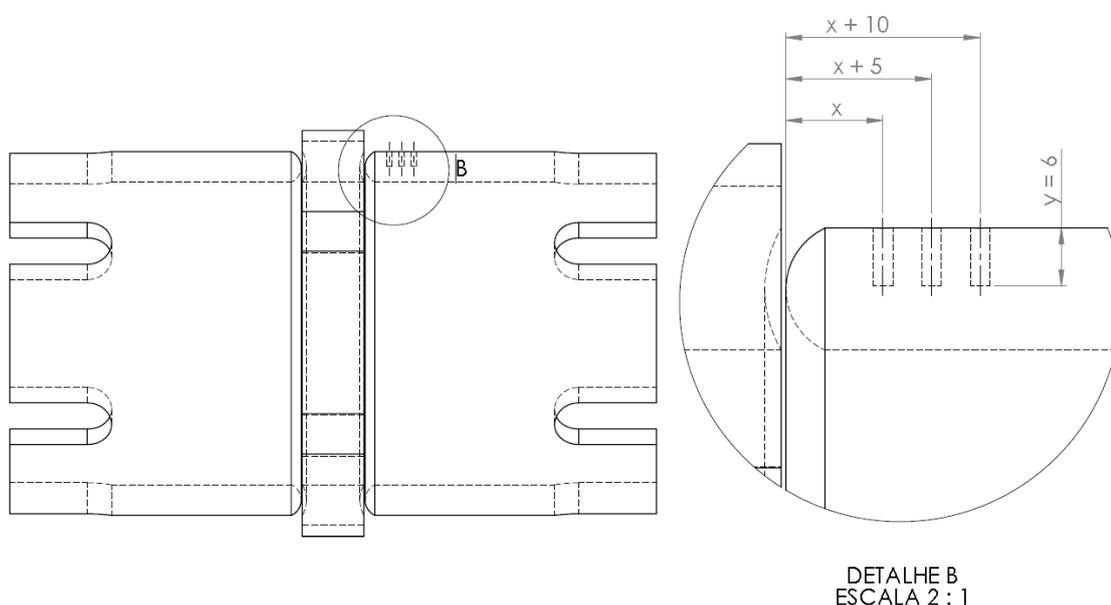


Figura 4-14 - Imagem que mostra as posições de fixação dos termopares do tipo K para as medições de temperatura.

Tabela 4-5 – Pontos de fixação dos termopares em relação à face de contato do tubo com o anel.

Solda	Posição x	Posição $x+5$	Posição $x+10$
	Termopar 1 [mm]	Termopar 2 [mm]	Termopar 3 [mm]
MD1	10	15	20
MD2	10	15	20
MD3	10	15	20
MD4	15	20	25
MD5	15	20	25
MD6	15	20	25
MD7	15	20	25
MD8	15	20	25
MD9	15	20	25
MD10	10	15	20
MD11	10	15	20
MD12	10	15	20

4.6 Condição de Soldagem Otimizada

O método matemático Taguchi é utilizado neste caso para descobrir a melhor condição de soldagem realizando o mínimo de soldas possíveis. Neste processo, possuímos três variáveis que possuem valores máximos e mínimos. Caso fossemos realizar todas as combinações de parâmetros possíveis, teríamos 8 condições de soldagem, porém, para diminuir as soldas e economizar material, utilizamos o método Taguchi que, com o uso de estatística, indica quatro condições de soldagem e, posteriormente, com uma resposta de saída ao processo, consegue verificar individualmente qual valor cada variável é mais benéfica para o processo.

A resposta de saída que iremos utilizar para avaliar cada parâmetro é o de resistência à tração, ou seja, é dito ao modelo Taguchi os valores obtidos de resistência à tração para cada condição de soldagem realizada (inclusive suas réplicas). Após inserido os valores, define-se que quanto maior estes valores, melhor é o processo. Desta forma o modelo estatístico consegue estimar uma nova condição de soldagem otimizada, ou seja, com os melhores valores para cada parâmetro de soldagem.

Utilizou-se o *software* Minitab para realizar os cálculos e conseguir demonstrar qual a condição de soldagem ótima para o experimento de acordo com o estabelecido de quanto maior, melhor.

Testes de impacto Charpy-V instrumentados foram realizados, em diferentes pontos ao longo das juntas soldadas, para a melhor condição de soldagem, com o objetivo de se produzir resultados adicionais a respeito do comportamento mecânico destas juntas.

4.6.1 Testes de impacto Charpy-V

A verificação da tenacidade ao impacto das juntas foi realizada conforme a norma DNV-OS-F101:2013, que exige uma energia absorvida mínima de 35 J para o corpo de prova individual e 45 J para a média dos resultados.

Esta norma requer ainda que sejam realizados três ensaios por região de acordo com a Figura 4-15. Os entalhes foram usinados nas região central da solda – VM, na região que corta pela metade a “linha de fusão” – FL (aqui caracterizada pela linha de união do tubo com o anel) e ainda a 2 e 5 mm da linha de fusão – FL+2 e FL+5.

Os corpos de prova foram usinados conforme a norma ASTM E23: 2001, com a dimensão padrão de 10 mm x 10 mm por 55 mm de comprimento e 2 mm de entalhe (Figura 4-16). Os ensaios foram realizados na temperatura de 0 °C. Os corpos de prova foram retirados do tubo soldado conforme ilustra a Figura 4-17.

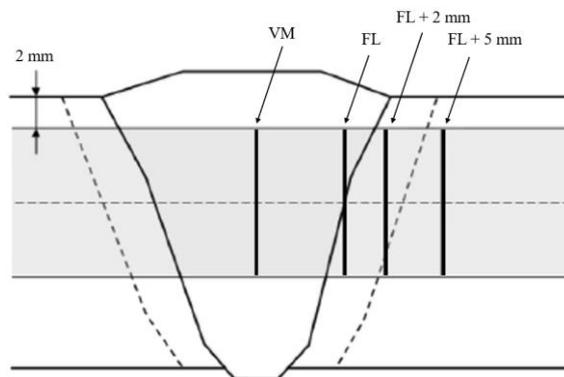


Figura 4-15 - Regiões indicadas para o posicionamento dos entalhes em V para os testes de impacto Charpy nos tubos soldados. Fonte: (DNV-OS-F101:2013).

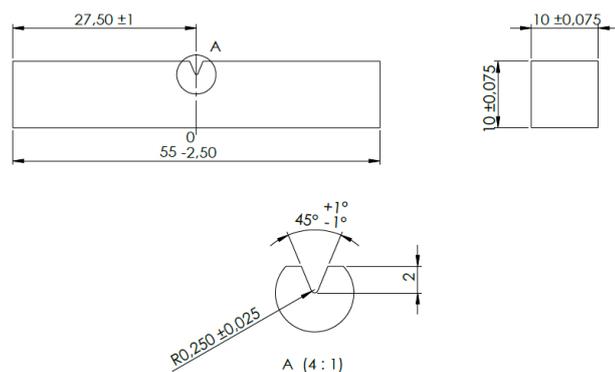


Figura 4-16 - Dimensional dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy-V.

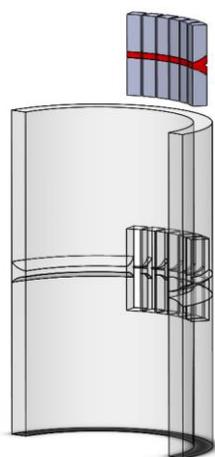


Figura 4-17 - Ilustração de como foram retiradas as amostras do tubo soldado.

4.6.2 Caracterização por EBSD

As amostras foram analisadas por difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Para a adequada preparação, as amostras foram lixadas e polidas mecanicamente e, posteriormente, polidas eletroliticamente pela imersão em uma solução contendo 57 mL de glicerol, 7 mL de água destilada e 50 mL de solução de ácido fosfórico. A solução foi aquecida a 90°C e as amostras foram imersas por um tempo de 10 minutos ficando conectadas a uma fonte com uma tensão de 30 V.

As análises por EBSD foram utilizadas inicialmente para definir as regiões das juntas soldadas conforme a microestrutura e depois para determinar a proporção de ferrita e austenita e também produzir os mapas de imagem de orientação e o tamanho de grão efetivo (contornos de grão de alto ângulo, com diferenças na orientação cristalográfica superior a 15°). Para as análises, as amostras foram posicionadas na câmara de um microscópio eletrônico de varredura marca TESCANTM, com detector de EBSD marca OXFORDTM e, em seguida, inclinados

para um ângulo de 70° com a horizontal em direção à câmera de coleta. O controle de foco dinâmico (DFC) foi ativado para manter a imagem inteira em foco durante a coleta de dados. Os parâmetros para a análise EBSD foram 20 kV e distância de trabalho de 10 mm.

5 RESULTADOS

Os resultados aqui apresentados seguem a ordem de realização do trabalho, ou seja, primeiro a realização das soldagens e posterior as caracterizações conforme Figura 4-7.

5.1 Realização das soldagens

Foram preparados 24 tubos e 12 anéis para a realização das soldagens, conforme indicado na Tabela 4-4. Todas as juntas soldadas foram produzidas no mesmo dia e os dados de saída foram adquiridos pelo controlador MTS FlexTest 60.

A Figura 5-1 mostra, a título de ilustração, quatro juntas soldadas, uma para cada condição de soldagem, e a Figura 5-2 apresenta os gráficos de saída dos parâmetros de controle respectivos. Nesta última imagem, é possível verificar as diferenças nas forças de soldagem impostas e nos tempos de soldagem resultantes. Os tempos de soldagem para as amostras MD1 e MD4 foram maiores. Porém, na região onde o controle é por taxa de deslocamento, estas soldas desenvolveram menores valores de força, o que está representado pelas linhas roxas e verde. Já as soldas MD7 e MD10 apresentaram elevados valores de força de soldagem neste primeiro momento, onde o controle é por taxa de deslocamento e, devido aos parâmetros impostos, menores tempos de soldagem foram observados.



Figura 5-1 - Juntas soldadas produzidas com diferentes parâmetros de soldagem.

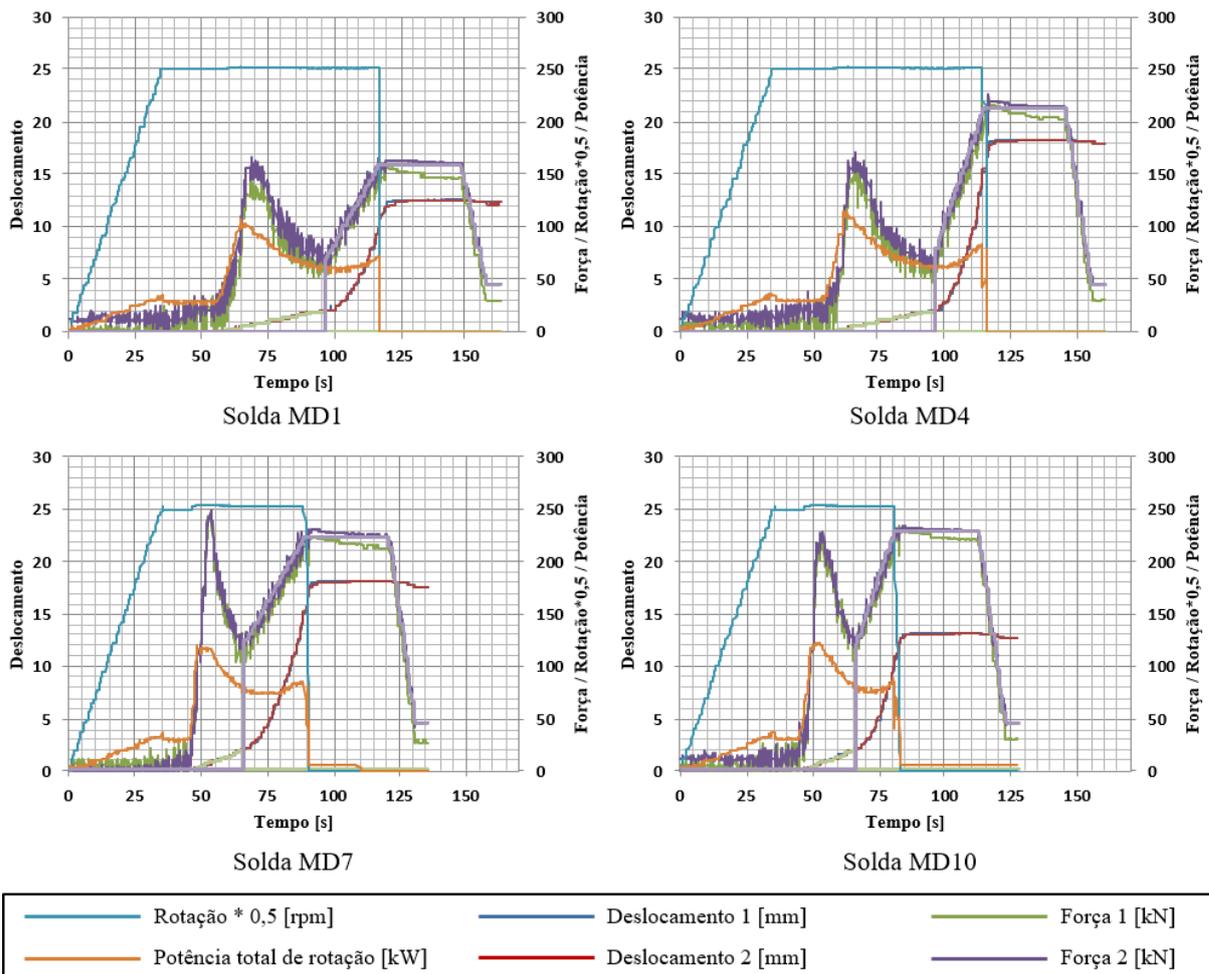


Figura 5-2 - Gráficos de saída dos parâmetros de soldagem das juntas produzidas apresentadas na Figura 5-1.

5.2 Análise Microestrutural

A análise microestrutural das juntas soldadas produzidas permitiu verificar a sua integridade (total preenchimento). Após a análise das imagens da secção transversal das 12 juntas soldadas produzidas, verificou-se que não houve falta de preenchimento nestas. A união metalúrgica comprovada pelas imagens “qualifica” preliminarmente as quatro condições de soldagem estudadas.

Nesta etapa do trabalho realizamos a análise das microestruturas conforme as regiões separadas e identificadas a seguir. A correta identificação destas regiões foi possível com a análise do EBSD, que será descrita com maiores detalhes no capítulo seguinte. A Figura 5-3 demonstra as regiões identificadas para posterior análise microestrutural.

A região 1 é o metal base (MB), a região 2 é a zona afetada pelo calor na região do tubo (ZTA do tubo), a região 3 é a zona termomecanicamente afetada na região do tubo (ZTMA do

tubo), a região 4 é a zona termomecanicamente afetada na região do anel (ZTMA do anel) e a região 5 é a zona termomecanicamente afetada na região superior do anel (ZTMA superior do anel). Além destas regiões, foi identificada a interface da solda, conforme apresenta a Figura 5-3.

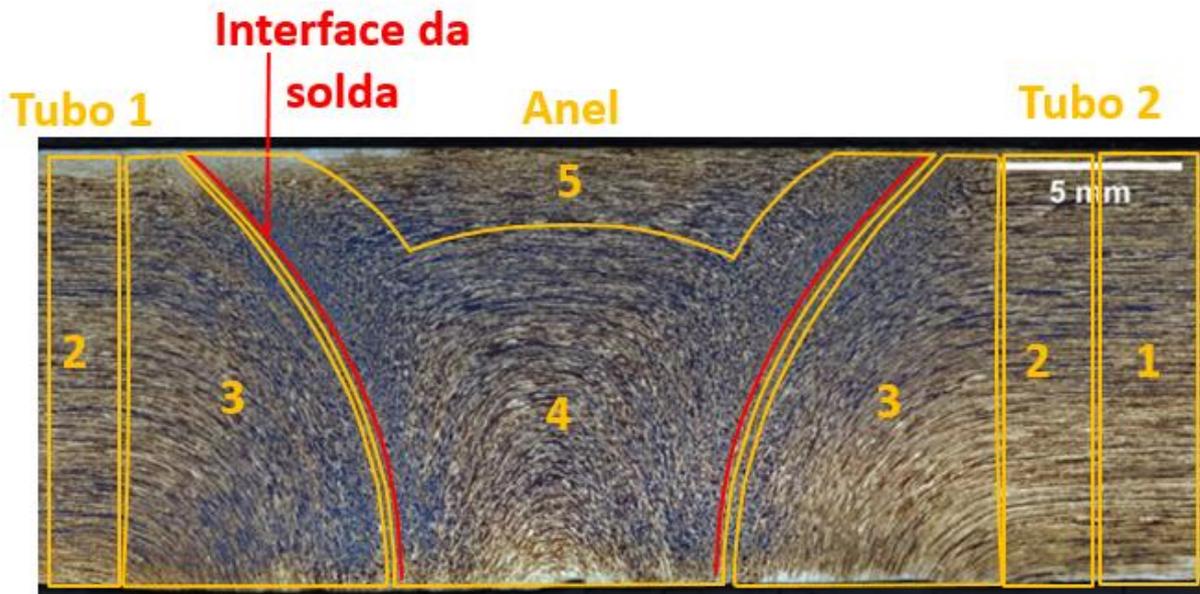


Figura 5-3 - Macrografia da seção transversal da junta soldada MD3 com a definição das diferentes regiões observadas.

A microestrutura do metal base está apresentada na Figura 5-4. Nesta imagem, é possível observar a ferrita (fase escura) e as ilhas de austenita (fase clara) alongadas de acordo com o sentido de laminação do material.

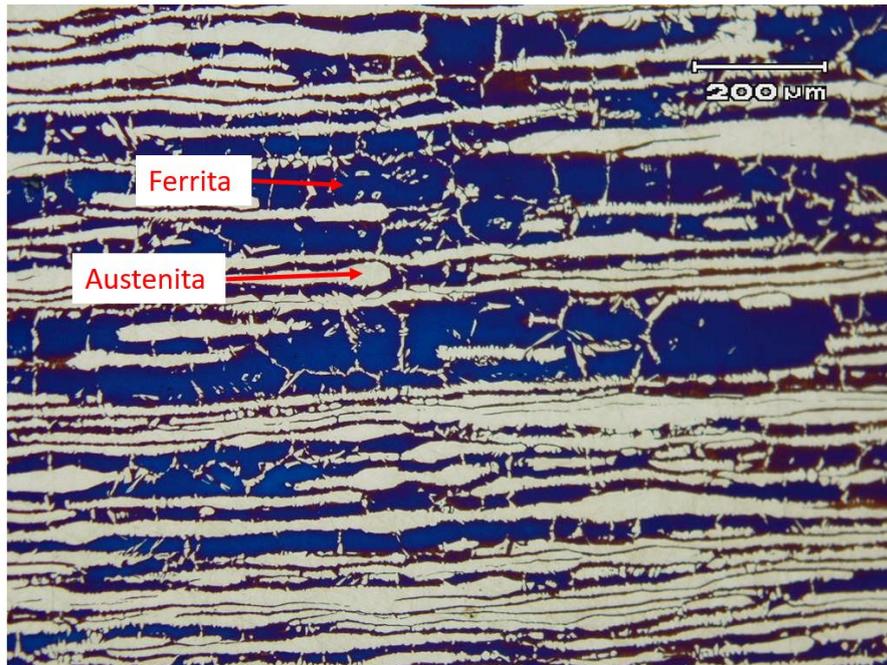


Figura 5-4 - Microestrutura observada no metal base.

A Figura 5-5 e a Figura 5-6 mostram a ZTMA do tubo (região 3). Nestas imagens, é possível observar que a rotação do anel gera calor e aquece o aço enquanto a força axial aplicada leva à deformação plástica na região, promovendo uma reorientação das ilhas de austenita. Já a Figura 5-6 mostra que com a aproximação da região de interface com o anel, o aumento de temperatura combinado com deformação plástica promove a recristalização, sendo que o resfriamento relativamente rápido transforma as ilhas de austenita para morfologias de Widmanstätten.

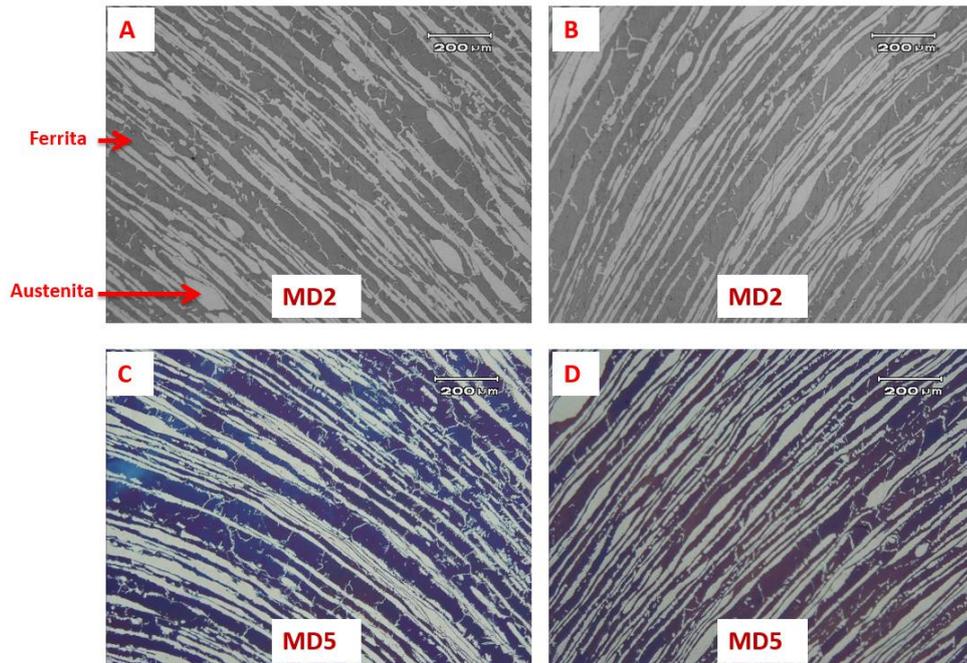


Figura 5-5 - Microestruturas encontradas na região 3, isto é, ZTMA do tubo para as amostras MD2 e MD5. As imagens A e C mostram a ZTMA do tubo no lado esquerdo (Tubo 1) da seção transversal, enquanto as imagens B e D mostram a ZTMA do tubo no lado direito (Tubo 2) da seção transversal.

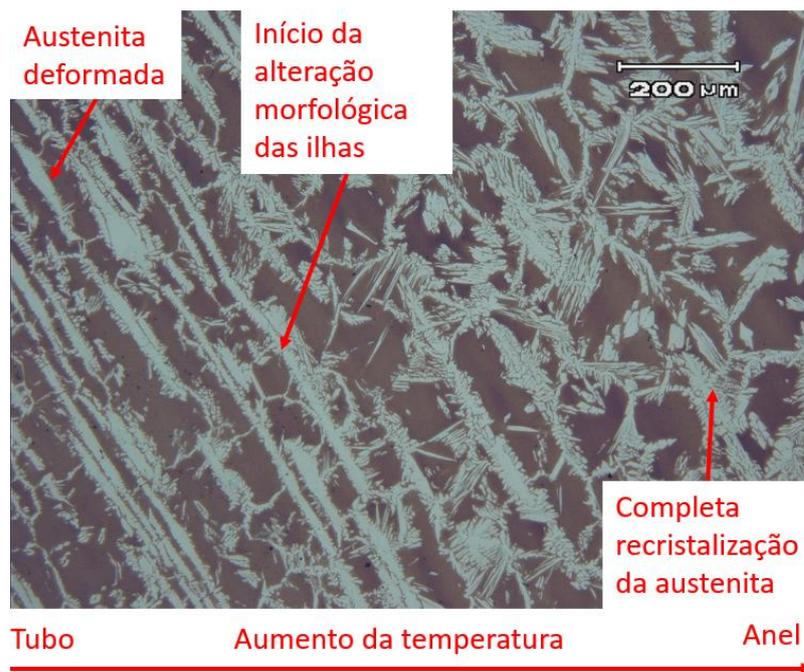


Figura 5-6 - Microestrutura observada na ZTMA do tubo (região 3) e na interface da solda da junta MD1. As ilhas de austenita começam o processo de alteração morfológica na região com menor temperatura e sofrem recristalização em locais com temperaturas mais elevadas.

A região 4, isto é, ZTMA do anel, possui microestrutura similar à região 3. Quanto mais próximo da interface com o tubo, maior é a temperatura e, portanto, maior a alteração morfológica da austenita, sendo que, eventualmente, esta tem uma recristalização completa. A Figura 5-7e a Figura 5-8 indicam estas regiões e as microestruturas formadas.

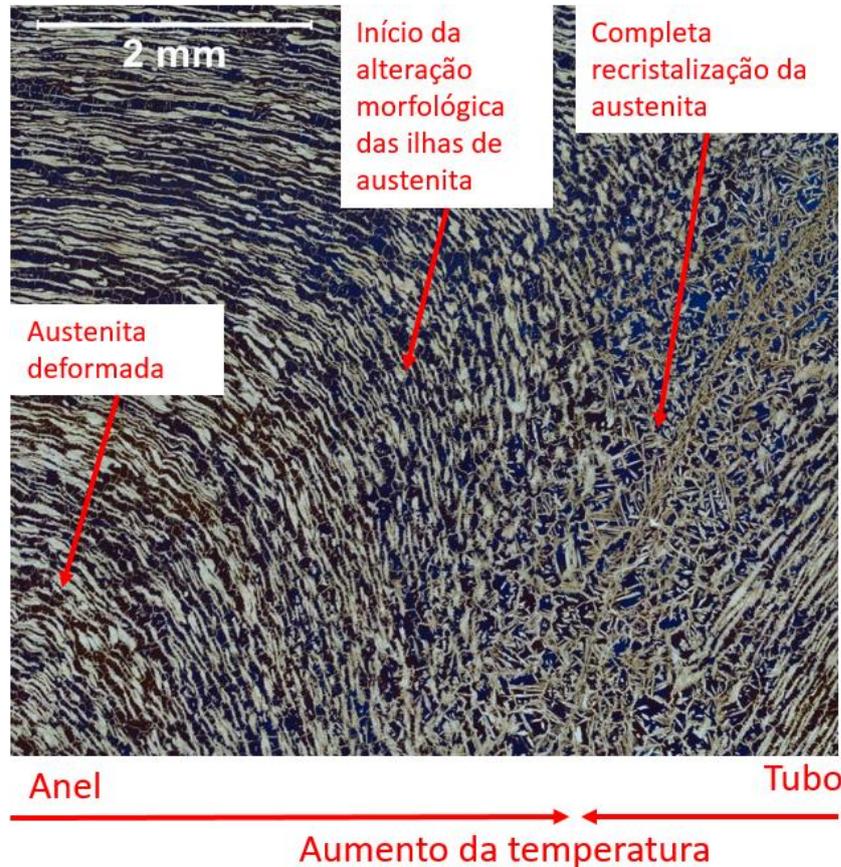


Figura 5-7 - Região 4 (ZTMA do anel) com as transformações da austenita ao longo do anel na junta soldada MD3.

A região 5 (ZTMA superior do anel), está apresentada na Figura 5-9. Nesta imagem é possível verificar que a austenita e a ferrita não estão alteradas em relação à sua morfologia original, porém são encontrados elementos intermetálicos os quais comprovam que ocorreram transformações induzidas pelo calor. Além disto, nas análises de EBSD no capítulo 5.9.2, é possível verificar que houve recristalização dos grãos.

A interface entre o anel e o tubo está apresentada na Figura 5-10, onde se verifica a microestrutura recristalizada, com morfologias de dente de serra, placas laterais e placas intragranulares de Widmanstätten, de acordo com a classificação Dubé (KRAUSS, 2005).

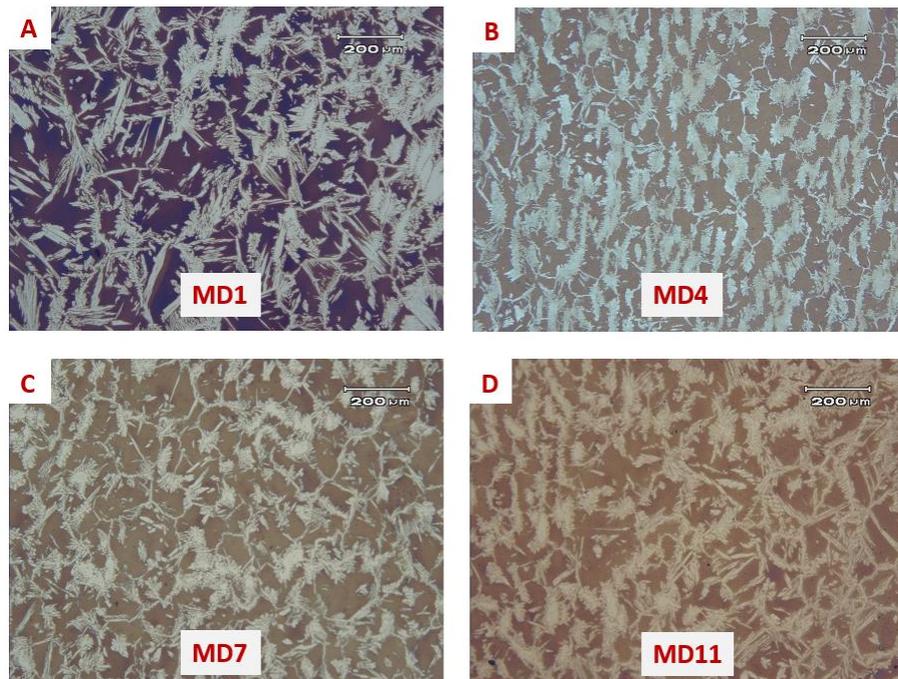


Figura 5-8 - Microestruturas encontradas na região 4 próximas à interface com o tubo das amostras MD1 (A), MD4 (B), MD7 (C) e MD11 (D).

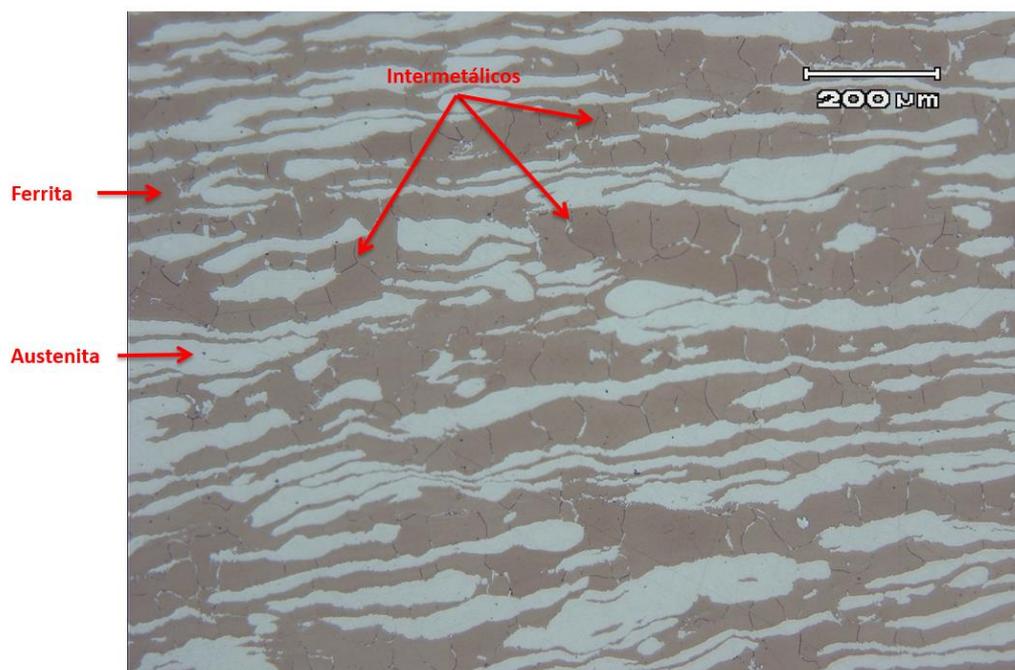


Figura 5-9 - Região superior central do anel na junta soldada MD12, com indicação da presença de intermetálicos.

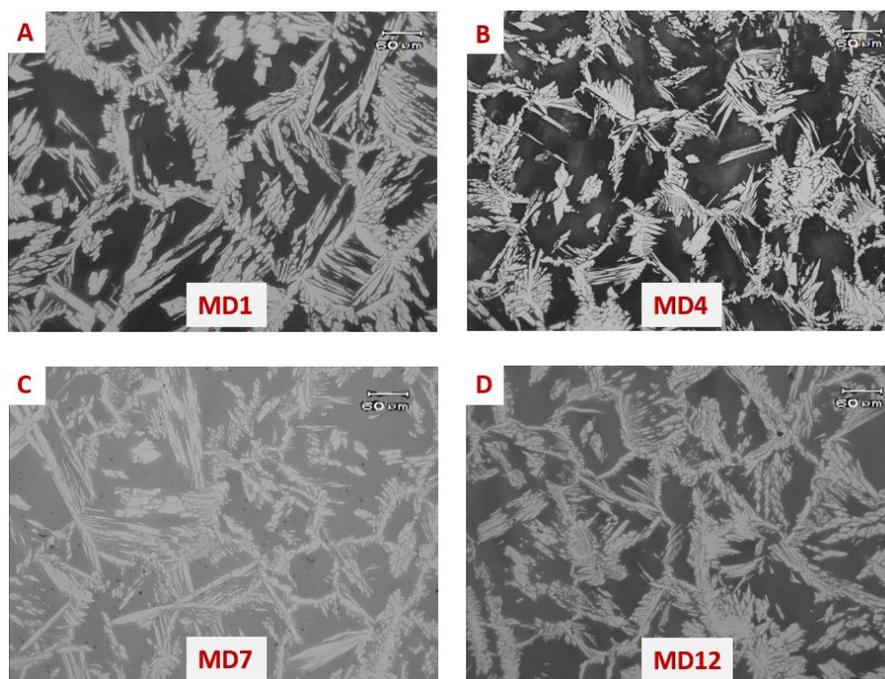


Figura 5-10 - Microestruturas das regiões de interface observadas em um aumento de 200 vezes para as amostras MD1 (A), MD4 (B), MD7 (C) e MD12 (D).

Por fim, na análise metalográfica foram calculadas as áreas resultantes na seção transversal das juntas soldadas. Os cálculos foram realizados tomando-se como referência a linha de interface dos tubos com o anel. A título de ilustração, a Figura 5-11 mostra como as áreas foram calculadas para juntas soldadas representativa das quatro condições de soldagem, enquanto que a Tabela 5-1 apresenta os valores obtidos nas análises. Note que a Figura 5-11 apresenta vazios próximos a região de interface tubo/anel. Estes vazios são os furos onde foram introduzidos os termopares para a aquisição de temperatura.

Tabela 5-1 - Valores médios obtidos a partir dos cálculos das áreas resultantes do processo de soldagem.

Condição de soldagem	Área Média
Condição 1	130,55
Condição 2	68,13
Condição 3	86,50
Condição 4	99,77

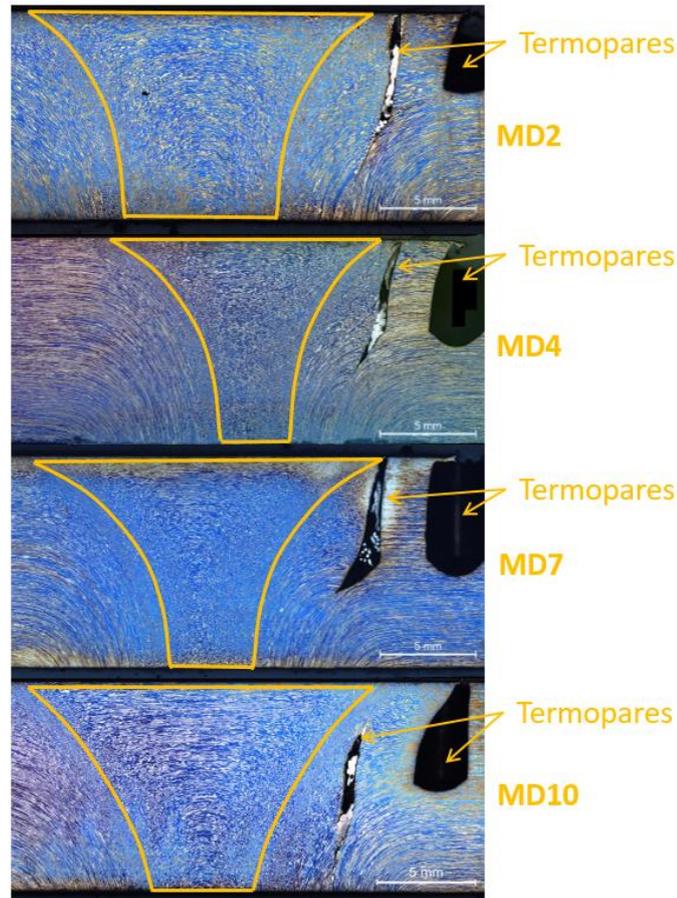


Figura 5-11 – Imagens de juntas soldadas representativas das quatro condições de soldagem empregadas para o cálculos das áreas resultantes no processo de soldagem.

5.3 Análise da Porcentagem de Intermetálicos

Realizou-se a análise da porcentagem de intermetálicos em todas as doze juntas soldadas em todas as regiões. Os resultados (ver Tabela 5-2) indicaram a presença de intermetálicos apenas na região central do anel na porção superior.

A título de ilustração de como foi feita a quantificação dos intermetálicos, a Figura 5-12 apresenta a microestrutura da região central do anel na porção superior (Figuras (A) e (C)) bem como o tratamento da imagem para a quantificação dos precipitados (Figuras (B) e (D)) das juntas soldadas MD1 e MD4, respectivamente. Já a Figura 5-13 mostra imagens equivalentes à Figura 5-12, mas para as juntas soldadas MD7 e MD11.

Neste quesito, não existe uma recomendação da quantidade de intermetálicos para a região da solda. Há apenas uma recomendação para a quantidade de intermetálicos para o metal base. Porém, para analisar se o processo teve influência na quantidade de intermetálicos

formados, utilizou-se como base de análise o valor que a norma sugere como máximo aceitável para o metal base.

Todos os resultados descritos abaixo apresentam valores abaixo de 0,5%. Portanto, todas as quatro condições de soldagem testadas e analisadas nas doze juntas soldadas produzidas podem ser classificadas como qualificadas. Porém, é importante ressaltar que as últimas duas juntas apresentaram maiores quantidades de intermetálicos, produzindo, para a última condição de soldagem, uma maior média de porcentagem de intermetálicos.

Tabela 5-2 - Valores obtidos para a quantidade de intermetálicos presentes em cada junta soldada.

Soldas	% Intermetálico máxima
MD1	0,0850
MD2	0,1250
MD3	0,1460
MD4	0,0540
MD5	0,2820
MD6	0,2300
MD7	0,0590
MD8	0,2760
MD9	0,2200
MD10	0,1900
MD11	0,4690
MD12	0,4280

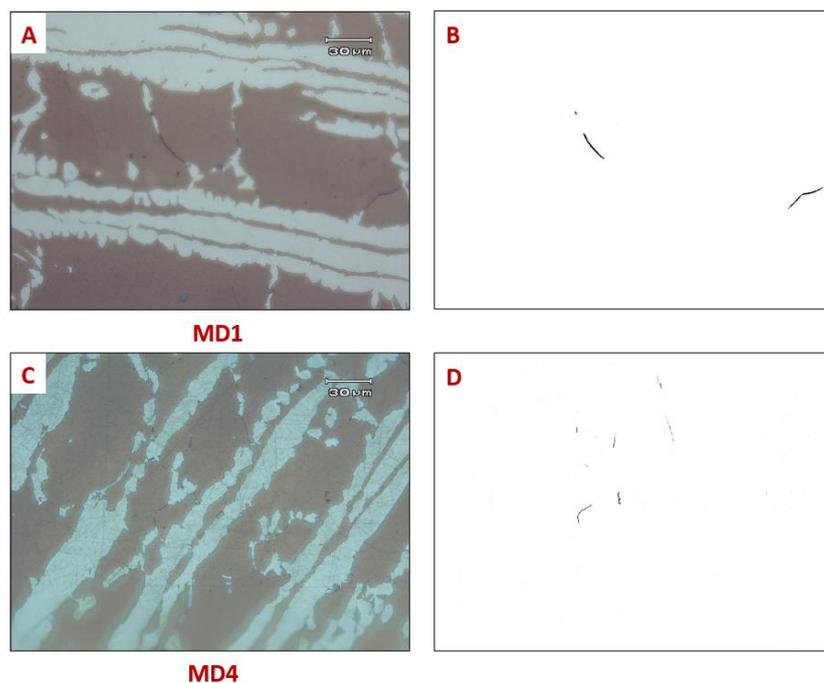


Figura 5-12 - Quantificação de intermetálicos formados nas juntas soldadas MD1 e MD4, conforme análise de imagens. As imagens A e C apresentam a microestrutura da parte central do anel na seção superior e as imagens C e D mostram o tratamento das imagens para a qualificação dos intermetálicos.

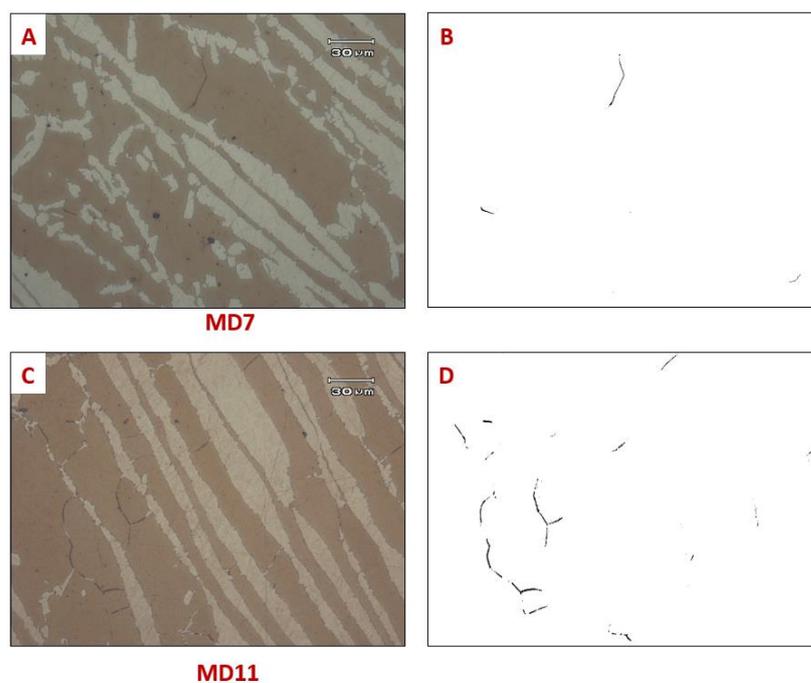


Figura 5-13 – Quantificação de intermetálicos formados nas juntas soldadas MD7 e MD11 conforme análise de imagens. As imagens A e C apresentam a microestrutura da parte central do anel na seção superior e as imagens C e D mostram o tratamento das imagens para a qualificação dos intermetálicos.

5.4 Análise de porcentagem de ferrita

Conforme é solicitado pela norma DNV-OS-F101:2013, as análises de porcentagem de ferrita devem ser realizadas na região do metal de solda. Neste trabalho, foram medidas as frações de ferrita para a região de interface anel/tubo, bem como para a ZTMA do anel e do tubo. Os resultados destas análises estão apresentados na Tabela 5-3.

O metal base também foi analisado e se obteve um valor de 54,1% de ferrita, um valor dentro do que a norma recomenda, isto é, abaixo de 55%. A título de ilustração, a Figura 5-14 e a Figura 5-15 apresentam algumas imagens utilizadas para a determinação da porcentagem de ferrita em juntas soldadas representativas das quatro condições de soldagem. De acordo com a norma de referência, é permitida, na região “do metal de solda” (interface do tubo e do anel), uma quantidade entre 30 a 65% de ferrita. Portanto, pelos resultados obtidos, afere-se que as juntas soldadas MD6, MD7 e MD9 não se qualificaram como aceitáveis.

Tabela 5-3 - Resultados da quantificação de ferrita nas juntas soldadas.

Junta soldada	% Ferrita	
	Média	Desvio
MD1	55,65%	0,97
MD2	61,73%	2,25
MD3	61,87%	4,25
MD4	62,93%	3,08
MD5	59,29%	1,45
MD6	63,63%	3,61
MD7	67,08%	1,57
MD8	59,81%	1,97
MD9	65,87%	2,07
MD10	58,89%	5,13
MD11	59,33%	1,84
MD12	60,22%	1,58

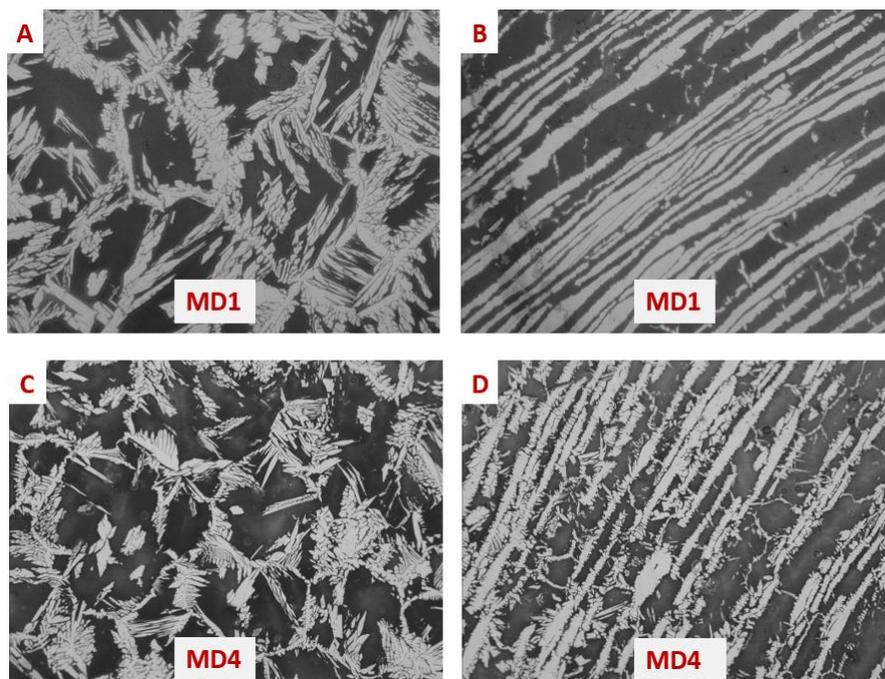


Figura 5-14 - Imagens utilizadas para a determinação da porcentagem de ferrita formada nas juntas soldadas MD1 e MD4. As imagens A e C mostram as microestruturas de regiões próximas à interface entre o anel e o tubo, enquanto as imagens B e D mostram regiões mais afastadas desta interface, sendo que todas estas microestruturas se desenvolveram dentro da ZTMA do anel e do tubo.

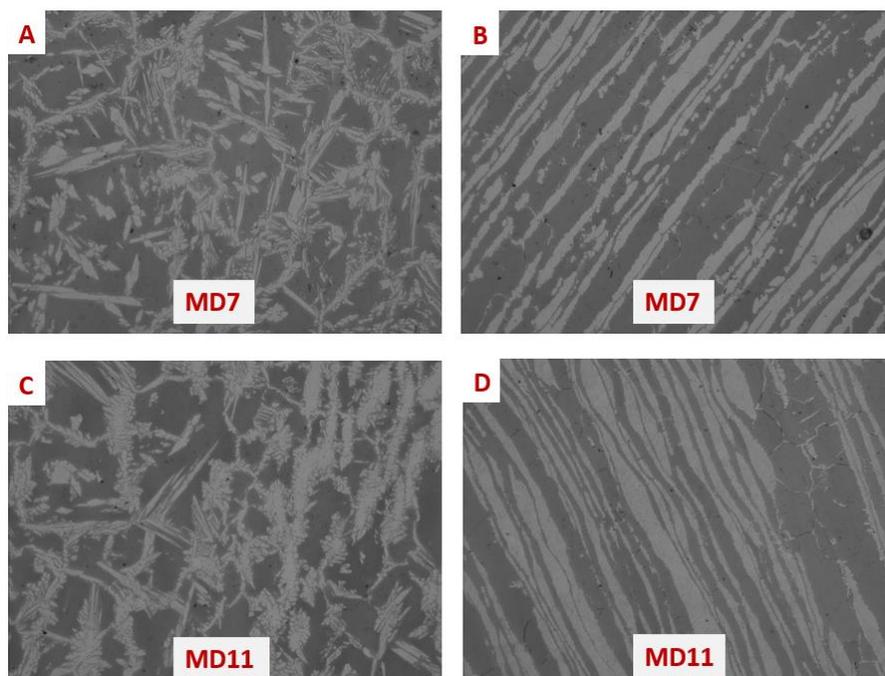


Figura 5-15 - Imagens utilizadas para a determinação da porcentagem de ferrita formada nas juntas soldadas MD7 e MD11. As imagens A e C mostram as microestruturas de regiões próximas à interface entre o anel e o tubo, enquanto as imagens B e D mostram regiões mais afastadas desta interface, sendo que todas estas microestruturas se desenvolveram dentro da ZTMA do anel e do tubo.

5.5 Ensaio de Dureza

Os ensaios de dureza realizados nas doze juntas soldadas tiveram como principal objetivo verificar como alterações microestruturais produzidas pelo processo de soldagem alteraram as propriedades mecânicas.

As Figura 5-16 a Figura 5-19 apresentam os perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD1, MD2 e MD3 (Figura 5-16); MD4, MD5 e MD6 (Figura 5-17); MD7; MD8 e MD9 (Figura 5-18) e MD10, MD11 e MD12 (Figura 5-19), que representam as quatro condições de soldagem, respectivamente. A Tabela 5-4 indica a média de dureza em cada junta bem como seu desvio padrão.

Em todos os perfis construídos, nenhum valor de dureza foi superior ao limite especificado pela norma DNV-OS-F101:2013, de forma que todas as soldas foram consideradas aprovadas.

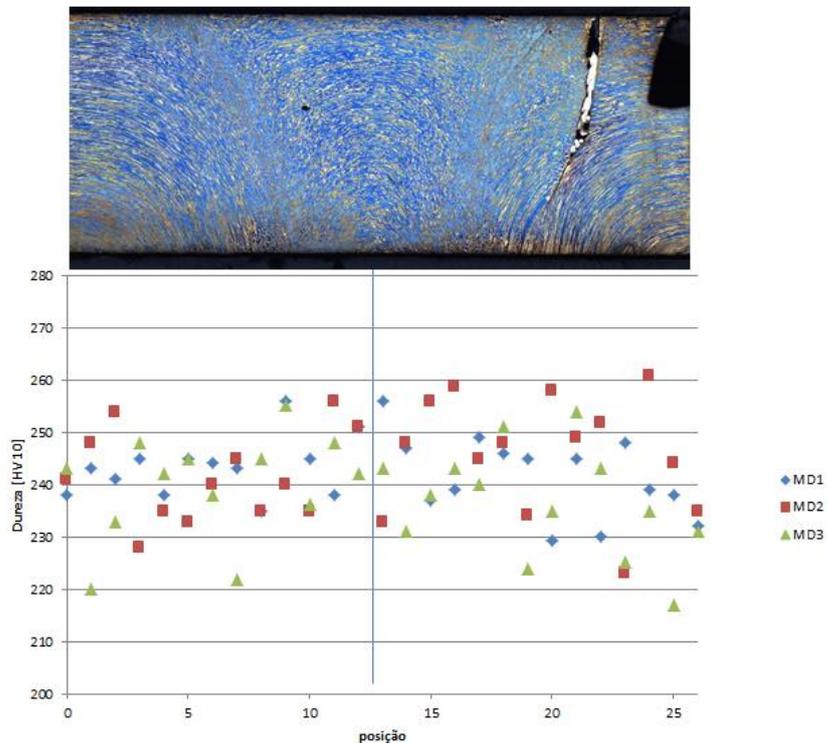


Figura 5-16 – Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD1, MD2 e MD3 representativas da condição de soldagem 1.

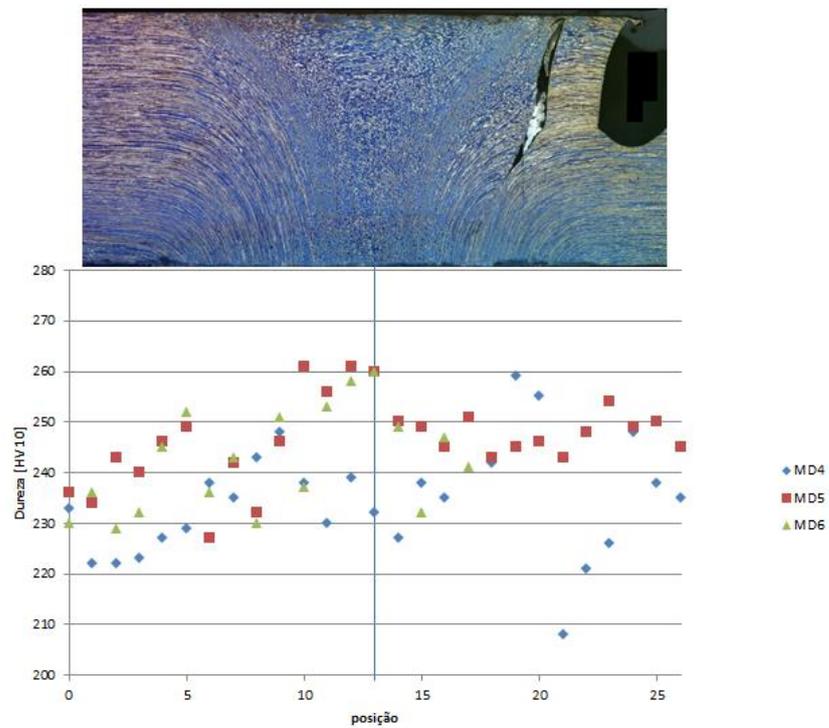


Figura 5-17 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD4, MD5 e MD6 representativas da condição de soldagem 2.

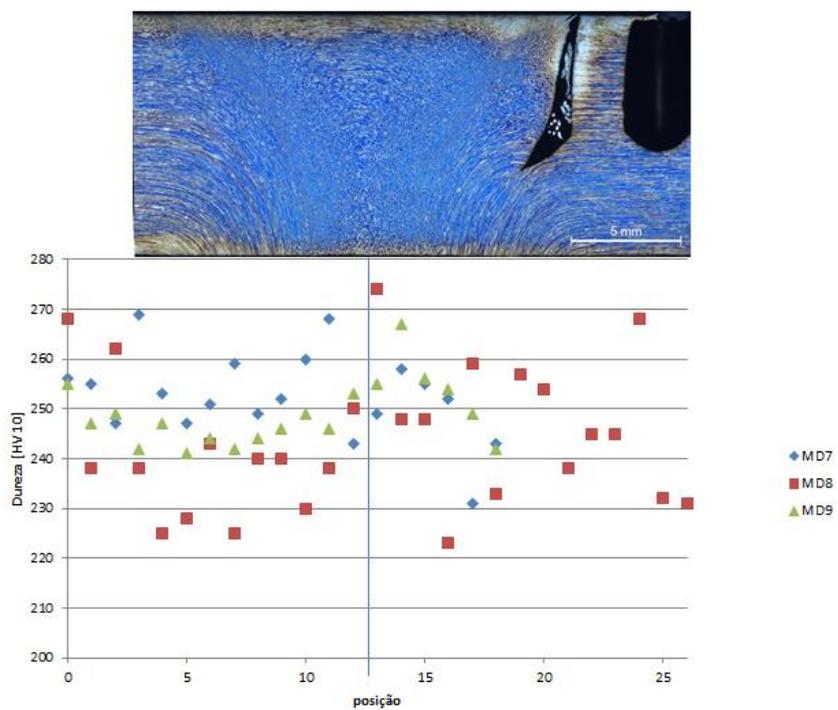


Figura 5-18 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD7, MD8 e MD9 representativas da condição de soldagem 3.

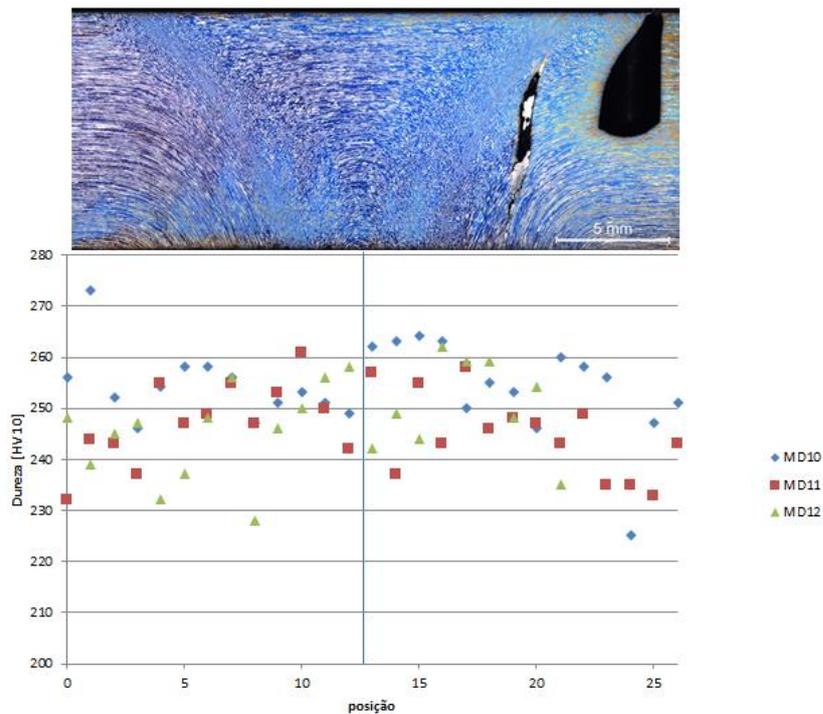


Figura 5-19 - Perfis de dureza ao longo das juntas soldadas MD10, MD11 e MD12 representativas da condição de soldagem 4.

Tabela 5-4 - Valor médios de dureza com seus respectivos desvios padrão para cada junta soldada.

Solda	Valor médio [HV]	Desvio Padrão
MD1	243,00	6,72
MD2	245,00	9,98
MD3	240,00	9,96
MD4	235,00	11,26
MD5	246,00	8,11
MD6	242,00	9,77
MD7	252,50	8,41
MD8	240,00	13,83
MD9	247,00	6,38
MD10	254,00	8,44
MD11	247,00	7,81
MD12	248,00	9,02

5.6 Ensaio de Dobramento

Para os ensaios de dobramento, foram realizados vinte e quatro testes. Dois em cada junta soldada, isto é, um dobramento de face e outro de raiz. Todos os ensaios alcançaram um dobramento de 180 graus sem ruptura, conforme recomenda a norma DNV-OS-F101:2013.

Após o dobramento, foi utilizado líquido penetrante para verificar a presença de trincas. Em nenhum dos vinte e quatro testes realizados foram observadas trincas maiores do que 1,58 mm, o que está em conformidade com as exigências da norma. As Figura 5-20 à Figura 5-23 mostram as imagens dos testes realizados nas juntas soldadas MD1, MD4, MD7 e MD10, representativas das quatro condições de soldagem.

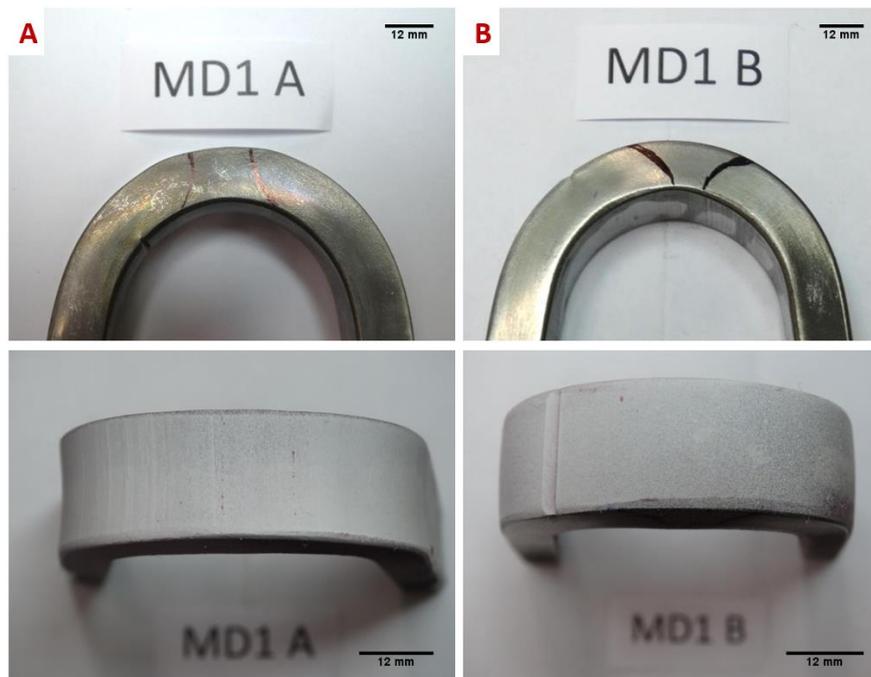


Figura 5-20 - Ensaio de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem1 (MD1). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B o dobramento de face.

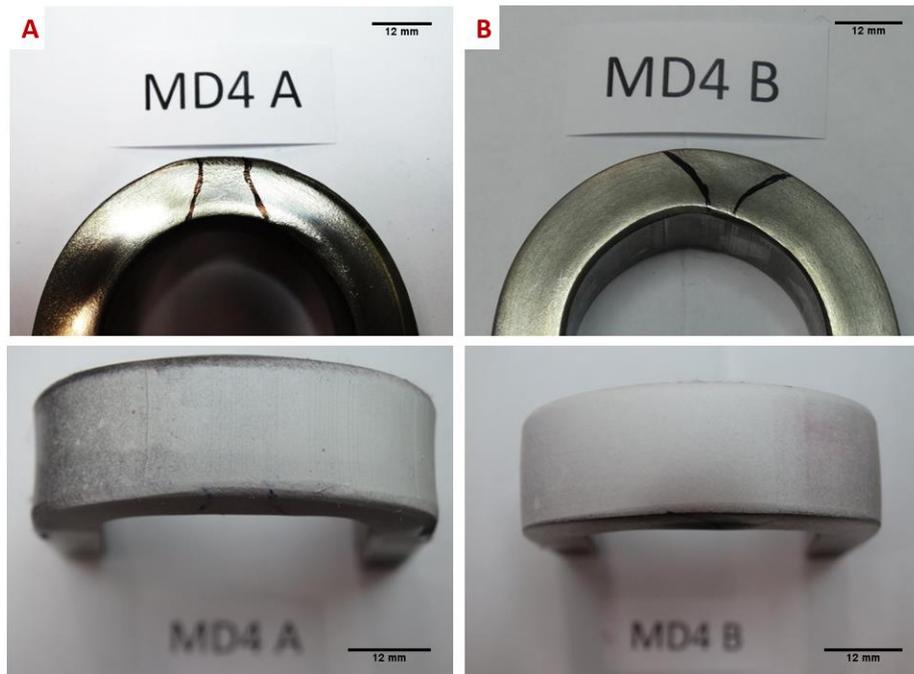


Figura 5-21 - Ensaio de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 2 (MD4). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face.



Figura 5-22 - Ensaio de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 3 (MD7). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face.

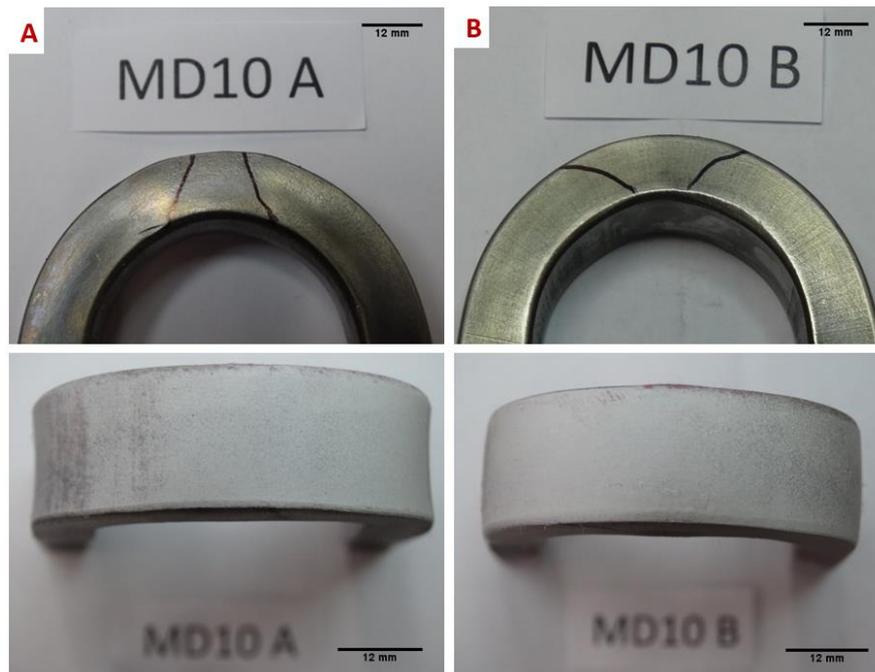


Figura 5-23 - Ensaio de dobramento realizados em amostras representativas da condição de soldagem 4 (MD10). A Imagem A mostra o ensaio de dobramento de raiz, enquanto a imagem B, o dobramento de face.

5.7 Ensaio de Tração

Foram retirados dois corpos de prova de cada junta soldada das quatro condições de soldagem para os ensaios de tração, resultando em vinte e quatro testes. Na Tabela 5-5, estão apresentados os resultados obtidos para cada teste. Foram considerados os valores de alongamento e resistência à tração.

Analisando-se a Tabela 5-5, percebe-se que as três primeiras juntas soldadas, ou seja, a primeira condição de soldagem, não acompanham os resultados de alongamento das outras juntas, ficando com um valor abaixo de 17%, o mínimo exigido pela norma DNV-OS-F101:2013. Quanto às fraturas resultantes dos ensaios de tração, verificou-se que as amostras das juntas soldadas MD1, MD2 e MD3 romperam na interface do anel com o tubo, enquanto todas as outras romperam no metal base.

A título de ilustração, a Figura 5-24 e a Figura 5-25 indicam o local de fratura resultante dos ensaios de tração para as juntas soldadas MD1 e MD11, respectivamente. A fratura na amostra MD1 ocorreu na interface tubo-anel, enquanto a fratura na amostra MD11 ocorreu no metal base. As imagens das Figura 5-26 à Figura 5-29 mostram as superfícies de fratura dos ensaios de tração para as amostras de juntas soldadas produzidas para cada condição de soldagem.

Tabela 5-5 - Resultados dos ensaios de tração das 24 amostras.

Amostra		Alongamento [%]	Resistência à Tração [MPa]
MD1	A	22,48	744,14
	B	6,70	681,21
MD2	A	33,76	752,97
	B	12,66	736,76
MD3	A	7,56	703,68
	B	9,10	699,43
MD4	A	33,68	742,44
	B	35,32	738,85
MD5	A	33,50	761,98
	B	35,02	762,42
MD6	A	34,82	734,63
	B	34,08	733,47
MD7	A	35,32	762,37
	B	36,74	682,11
MD8	A	31,76	834,34
	B	31,70	722,01
MD9	A	-	740,57
	B	32,86	740,86
MD10	A	30,78	744,73
	B	31,20	746,87
MD11	A	28,00	745,54
	B	32,98	761,37
MD12	A	29,58	745,75
	B	32,88	743,42



Figura 5-24 – Imagem representativa das condições de soldagem 1 (amostra da junta soldada MD1) indicando fratura na interface tubo-anel.



Figura 5-25 - Imagem representativa das condições de soldagem 4 (amostra da junta soldada MD11) indicando fratura no metal base.



Figura 5-26 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD1 que rompeu na interface do tubo com o anel.

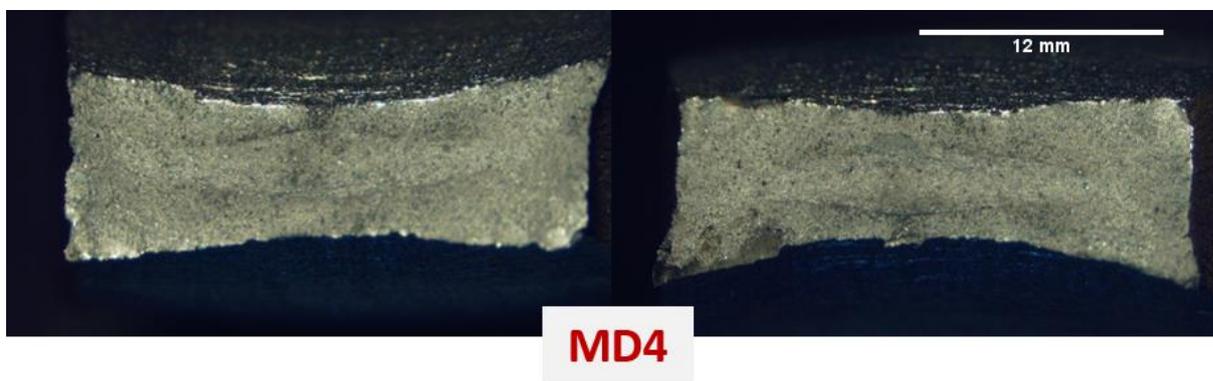


Figura 5-27 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD4 que rompeu no metal base.

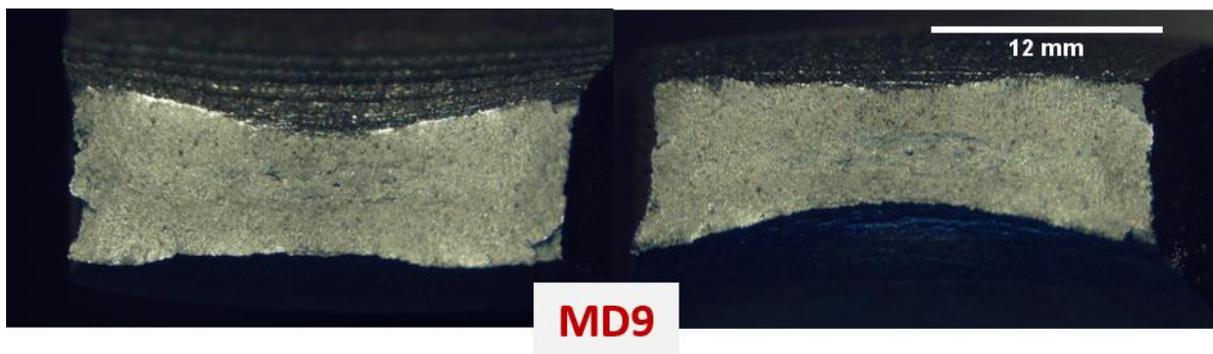


Figura 5-28 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD9 que rompeu no metal base.

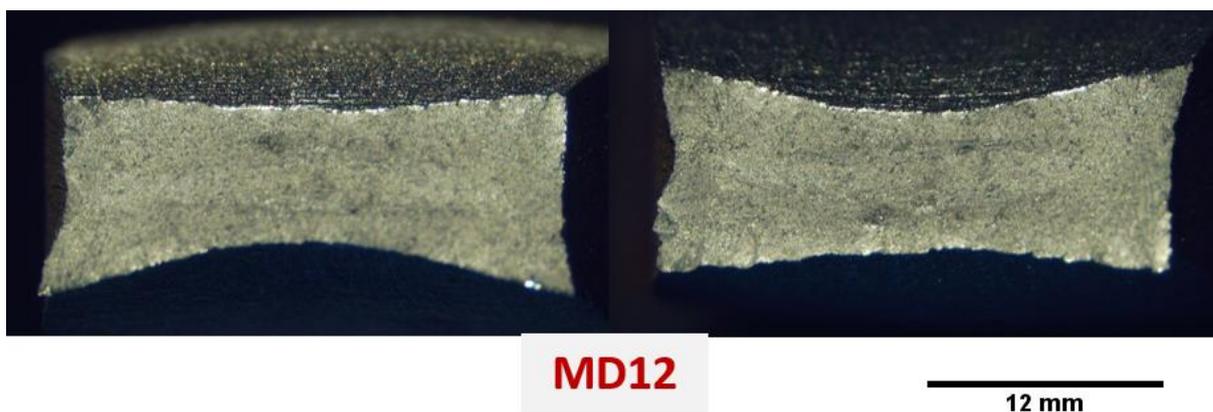


Figura 5-29 - Imagens da superfície de fratura da amostra da junta soldada MD12 que rompeu no metal base.

Aprofundando a análise da região de falha de amostras das juntas soldadas representativas da primeira condição de soldagem (MD1, MD2 e MD3), foram produzidas imagens com microscópio eletrônico de varredura (MEV) para verificar o micromecanismo de fratura e origem da falha. A Figura 5-30 mostra 4 regiões distintas na superfície de fratura da amostra da junta soldada MD1. Constata-se, claramente, as regiões de fratura dúctil com a presença de coalescimento de microcaviades (*dimples*) e também fraturas frágeis com facetas de clivagem. Estas últimas estão mais bem representadas na Figura 5-31.

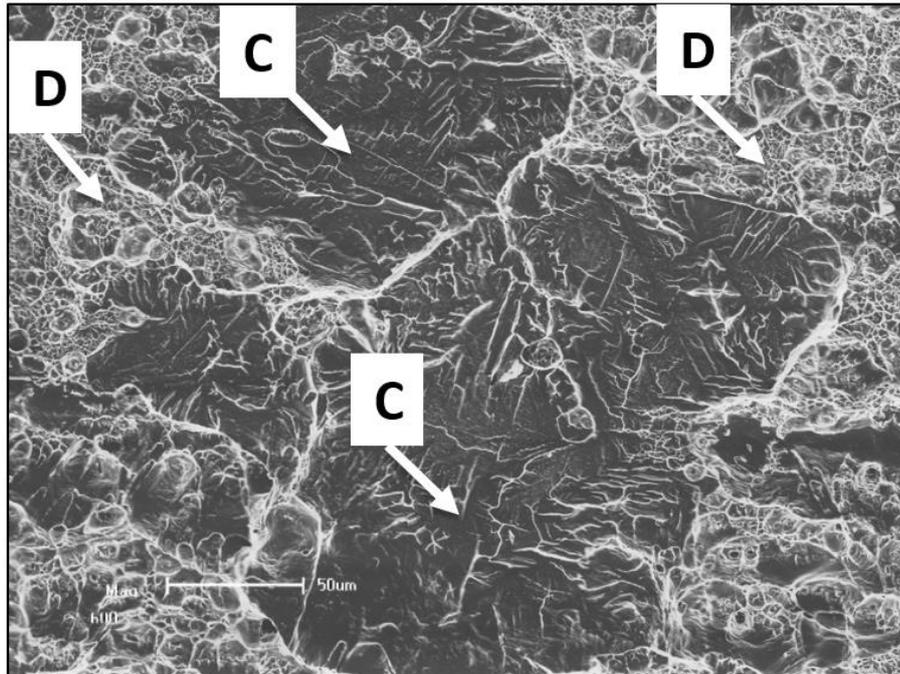


Figura 5-30 - Imagens produzidas em MEV da superfície de fratura de amostra da junta soldada MD1. As setas marcadas com C indicam as regiões de clivagem e as setas marcadas com D indicam as regiões de *dimples*.

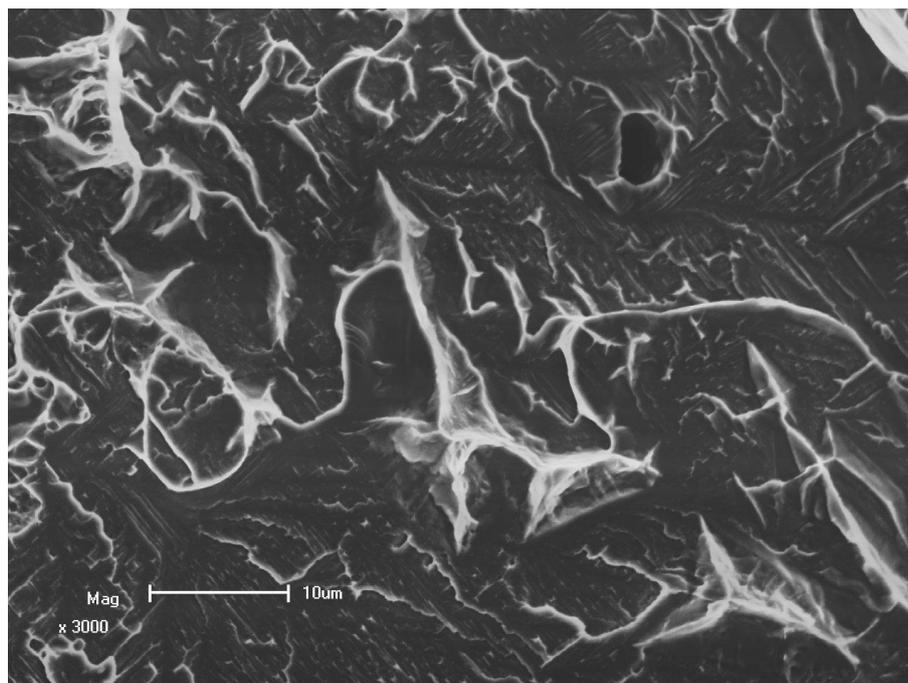


Figura 5-31 - Imagem em MEV ampliada para detalhar a superfície de fratura da amostra MD1 indicando facetas de clivagem na ferrita e um mecanismo menos frágil na austenita.

5.8 Análise do Ciclo Térmico

Os resultados da análise de temperatura para as quatro juntas soldadas representativas das quatro condições de soldagem estão apresentados nas Figura 5-32 às Figura 5-35. Estas imagens mostram os valores adquiridos pelos termopares nos pontos x, x+5 e x+10 mm afastados da interface anel/tubo. É possível verificar que as juntas soldadas produzidas pela condição de soldagem 1 alcançaram as maiores temperaturas, com picos de mais de 1200°C. As condições de soldagem 2 e 4 produziram temperaturas próximas a 1200°C, porém não ultrapassaram este valor. Já a condição de soldagem 3 garantiu o menor pico de temperatura de todas as 4 condições de soldagem, não ultrapassando 1.000°C.

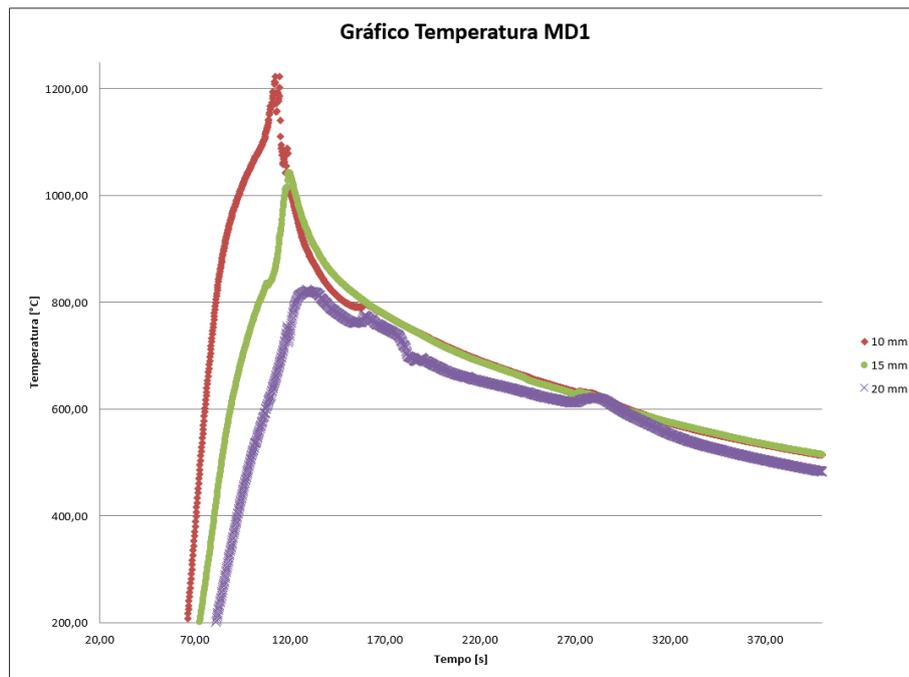


Figura 5-32 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da primeira condição de soldagem – MD1.

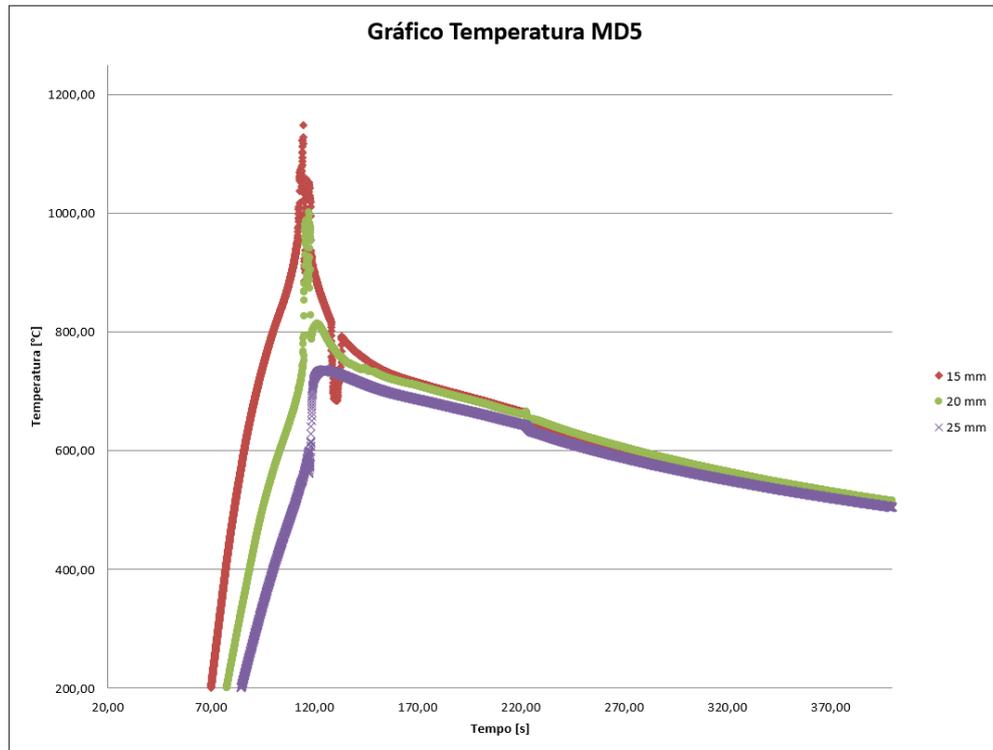


Figura 5-33 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da segunda condição de soldagem – MD5.

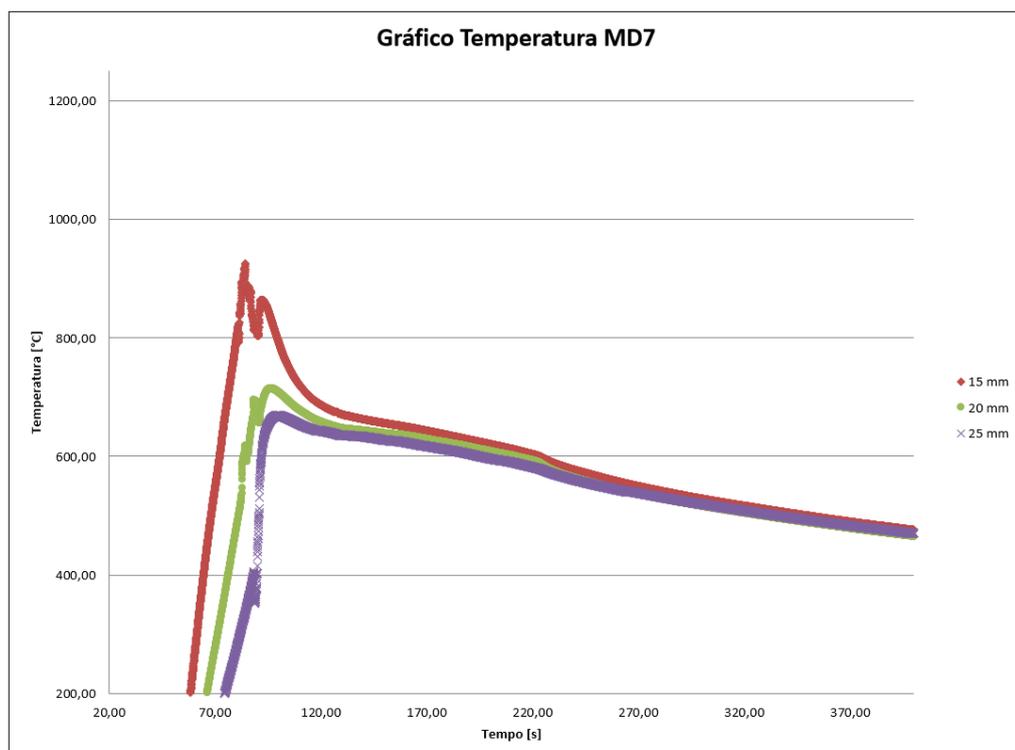


Figura 5-34 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da terceira condição de soldagem – MD7.

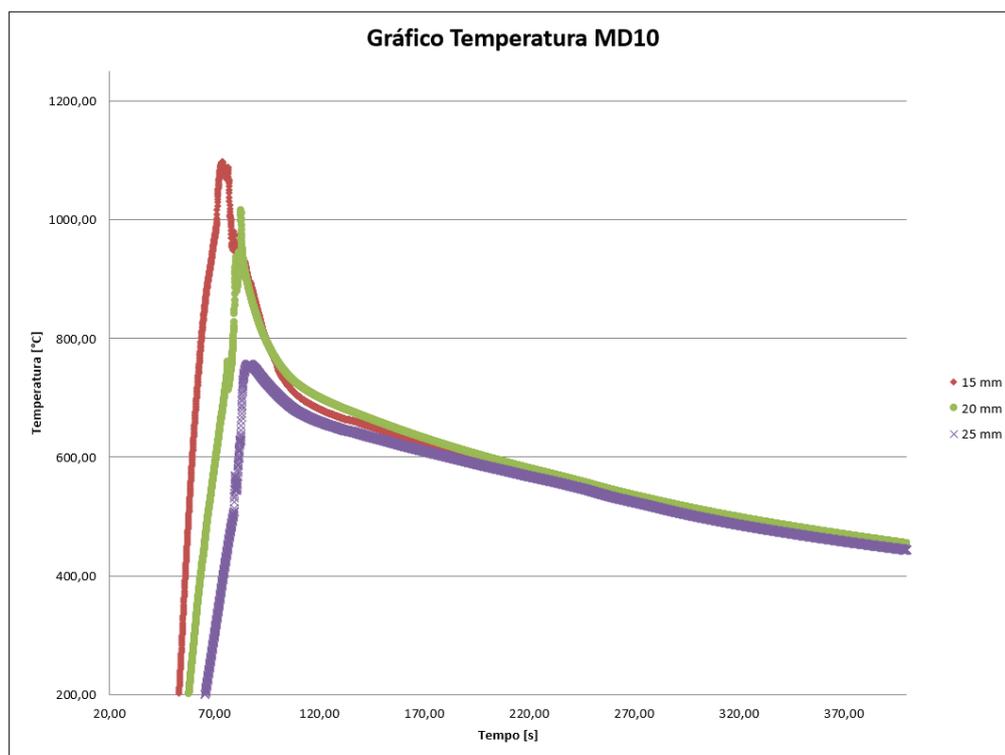


Figura 5-35 - Ciclos de aquecimento e resfriamento gerados em amostras representativas da quarta condição de soldagem – MD10.

5.9 Parâmetro otimizado para tração

Os resultados de resistência à tração obtidos nos ensaios descritos acima foram utilizados para realizar a análise da condição ótima pelo método Taguchi. Cada junta soldada obteve dois resultados de resistência à tração, desta forma, fez-se uma média entre estes dois valores e adicionou estes dados no *software* minitab. O software, configurado para realizar a avaliação de “quanto maior melhor”, executou as contas e indicou a condição de soldagem com os parâmetros descritos na Tabela 5-6.

Tabela 5-6 - Melhores parâmetros de soldagem de acordo com o resultado do método Taguchi.

Condição Ótima	Taxa de deslocamento inicial [mm/s]	Taxa de força [kN/s]	Deslocamento final [mm]
	0,1	7,5	10

Coincidentemente, a melhor combinação de parâmetros de soldagem pelo método Taguchi é a condição de ensaio 4 (Tabela 4-3). Logo, ensaios adicionais de impacto Charpy foram realizados em amostras de juntas soldadas produzidas pela condição de soldagem 4 (MD10, MD11 e MD12).

5.9.1 Testes de impacto Charpy-V

Os entalhes em V para os testes de impacto Charpy foram posicionados em quatro regiões distintas das juntas soldadas, conforme mostra a Figura 4-15. A Tabela 5-7 apresenta os valores obtidos nos testes de impacto de acordo com a região. A norma DNV-OS-F101:2013 especifica valores médios de pelo menos 45J para as juntas soldadas serem consideradas aprovadas.

Também foi realizado ensaio no material base, porém o equipamento não conseguiu romper o corpo de prova. O instrumento marcou valor de 400 J sem o rompimento total. Para este trabalho consideramos então, que o valor do charpy no MB é superior a 400 J.

As Figura 5-36 a Figura 5-39 ilustram as fraturas obtidas no ensaio de impacto Charpy-V para cada região – VM, FL, FL+2 e FL+5. Nestas imagens é possível verificar que a menor energia absorvida (região FL - Figura 5-37) também se reflete nas fraturas, que possuem regiões de clivagem e faces retas na região da fratura.

A Figura 5-36 mostra o perfil de fratura da região VM, segunda maior energia absorvida. Verifica-se que, principalmente para a região logo após o entalhe, o material mostra acentuada deformação plástica, com muitos desvios de direção da trinca, o que se reflete em altos valores de energia absorvida.

Tabela 5-7 - Valores obtidos nos ensaios de impacto Charpy-V realizados nas amostras de juntas soldadas produzidas com os parâmetros da condição de soldagem 4.

Região VM		Região FL		Região FL+2		Região FL+5	
Amostra	Valor Charpy [J]						
MD12-A1	218	MD12-B1	84	MD11-A1	116	MD11-B1	358
MD12-A2	204	MD12-B2	80	MD11-A2	144	MD11-B2	350
MD12-A3	214	MD12-B3	90	MD11-A3	262	MD10-A1	378
Média	212	Média	84,67	Média	174	Média	362
Desvio	7,21	Desvio	5,03	Desvio	77,49	Desvio	14,42

1 – VM – Região central da solda

2 – FL – Região que corta pela metade a “linha de fusão”(interface do tubo com o anel).

A Figura 5-38 (região FL+2) consegue absorver mais energia do que a região FL, porém menos que a região FL+5 (Figura 5-39). Na primeira, temos a trinca percorrendo a interface de ligação com pequenas mudanças de direção. Já a última apresenta uma trinca percorrendo um caminho com pequenas mudanças na direção, indicando alta energia absorvida.

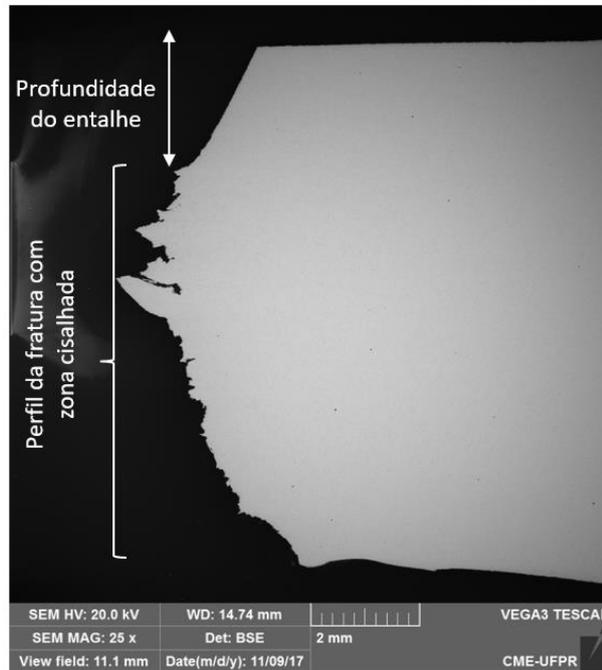


Figura 5-36 – Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região VM.

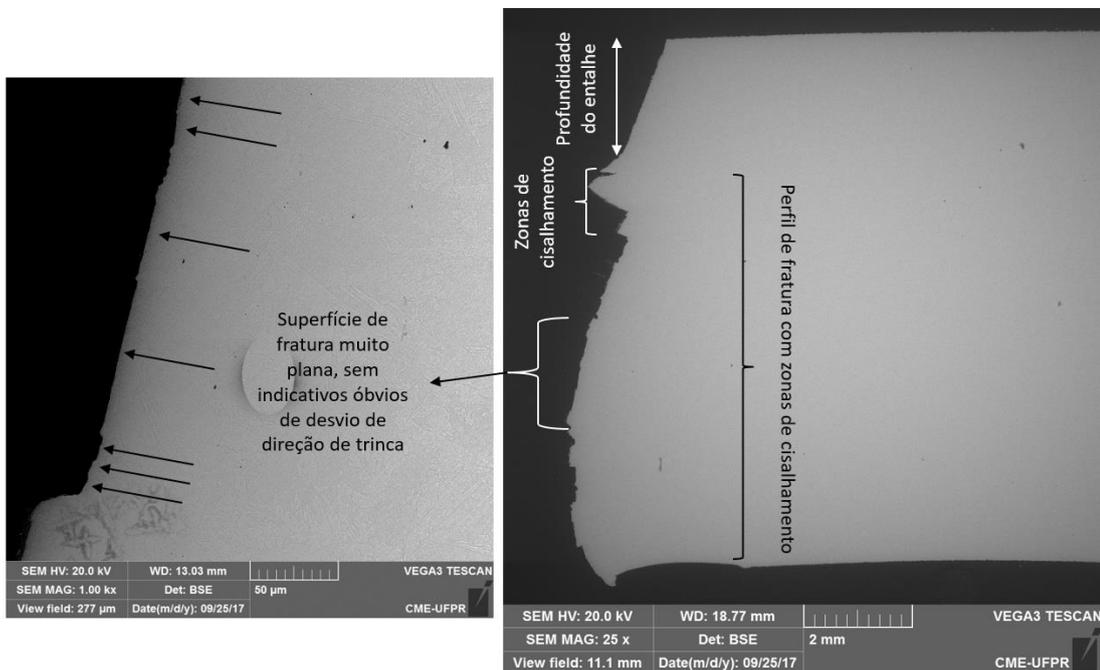


Figura 5-37 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL.

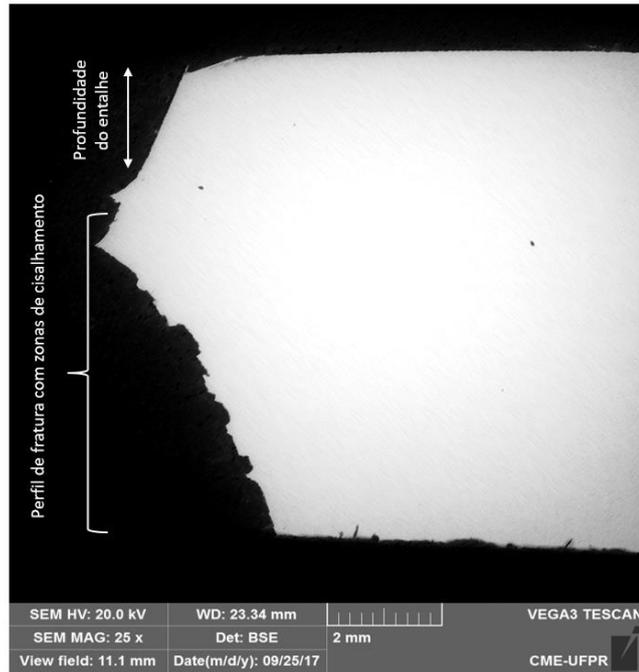


Figura 5-38 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL+2.

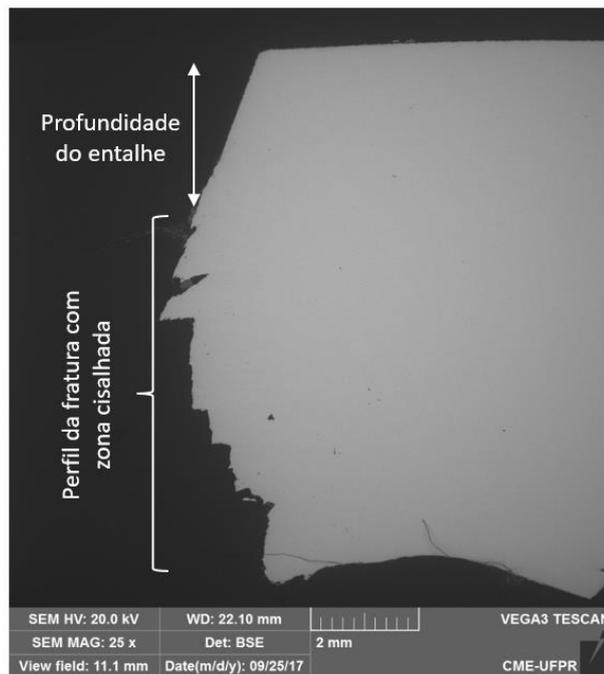


Figura 5-39 - Perfil da fratura obtida no ensaio de impacto Charpy-V para uma amostra da região FL+5.

5.9.2 Caracterização por EBSD

A caracterização por EBSD se iniciou realizando a identificação e classificação das regiões da solda conforme microestrutura. A Figura 5-3 e a Figura 5-40 indicam as regiões analisadas e caracterizadas conforme descrito a seguir.

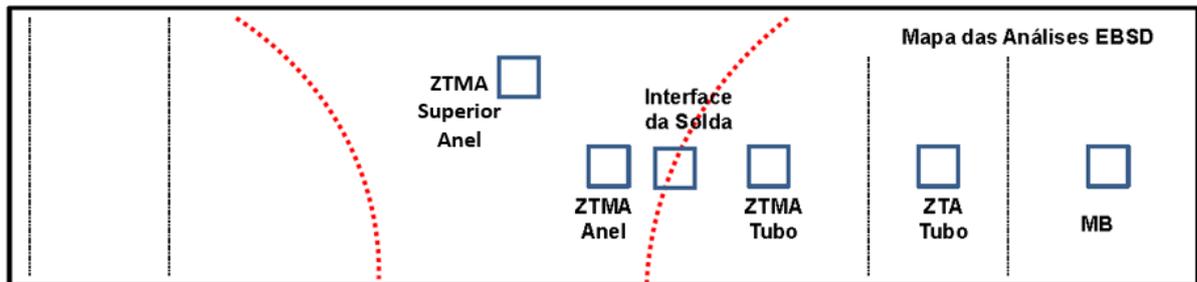


Figura 5-40 - Mapa de análise por EBSD conforme zonas identificadas.

O metal base (MB), considerada região 1 é a região que não sofre influência do processo de soldagem. A zona afetada pelo calor na região do tubo (ZTA do tubo) é a região 2, que conforme demonstrado na análise de EBSD sofre uma diminuição do tamanho de grão comparado ao metal base.

A região 3 é a zona termo-mecanicamente afetada na região do tubo (ZTMA do tubo) que sofre influência tanto do calor quanto dos carregamentos mecânicos impostos pelo processo. Esta região pode ser subdivida em duas partes, isto é, quanto mais próximo do anel, maior é a temperatura que se desenvolve, produzindo assim modificações microestruturais mais expressivas. Nesta região de maior temperatura, ocorreu a recristalização do material, alterando substancialmente a morfologia original da ferrita e austenita. Quanto mais afastado do anel, por outro lado, menor é a temperatura, o que acabou produzindo uma modificação no alinhamento das ilhas de austenita e menor alteração morfológica da ferrita e austenita.

A região 4 é a zona termo-mecanicamente afetada na região do anel (ZTMA do anel) que, assim como a região 3, é submetida aos efeitos do calor e de deformação plástica. Esta região 4 contempla a interface da solda, que nada mais é do que a linha de ligação entre o tubo e anel. Ainda nesta região, observa-se também a variação da microestrutura em função da quantidade de deformação imposta e do calor gerado. Em outras palavras, quanto mais próximo do tubo for o ponto de avaliação microestrutural, maiores são as alterações na microestrutura observadas, inclusive com sinais claros de recristalização - diminuição do tamanho de grão e alteração em sua forma. Já para pontos mais afastados do tubo, a microestrutura sofreu um redirecionamento das ilhas de austenita com menores alterações morfológicas de sua estrutura.

A região 5 representa a porção superior do anel, onde as ilhas não estão deformadas, mas de fato é nesta região que se constatou a presença das fases intermetálicas e alteração no tamanho do grão da ferrita e da austenita. Observou uma redução de 31% para a primeira estrutura e 48% para a segunda, portanto, podemos confirmar que ocorreu recristalização, por isso a denominação de ZTMA superior do anel.

As características microestruturais, como o tamanho de grão efetivo (EGS) para ferrita e austenita do metal base, na ZTMA do tubo, Interface da solda, ZTMA do anel e ZTMA superior do Anel foram realizadas na metade da espessura de parede do material, conforme mostra a Tabela 5-8. As Figura 5-41 à Figura 5-46 mostram os mapas de imagem da ferrita e austenita bem como a imagem com a orientação dos grãos obtidas por EBSD para o metal de base e para as diversas zonas da solda caracterizadas.

Tabela 5-8 - proporção de fases (α : γ) e o tamanho de grão efetivo (EGS).

Condição	Proporção de fases	Tamanho de Grão Efetivo (μm)	
	$\alpha : \gamma$ (%)	Ferrita	Austenita
<i>Metal Base</i>	54,1 : 45,9	57,3	32,3
<i>ZTMA Tubo</i>	58,1 : 41,9	41,9	18,2
<i>Interface da Solda</i>	55,8 : 44,2	91,4	21,9
<i>ZTMA Anel</i>	58,2 : 41,8	57,5	20,4
<i>ZTMA Superior do Anel</i>	51,5 : 48,5	39,5	16,8
<i>ZTA Tubo</i>	52,6 : 47,4	51,9	30,3

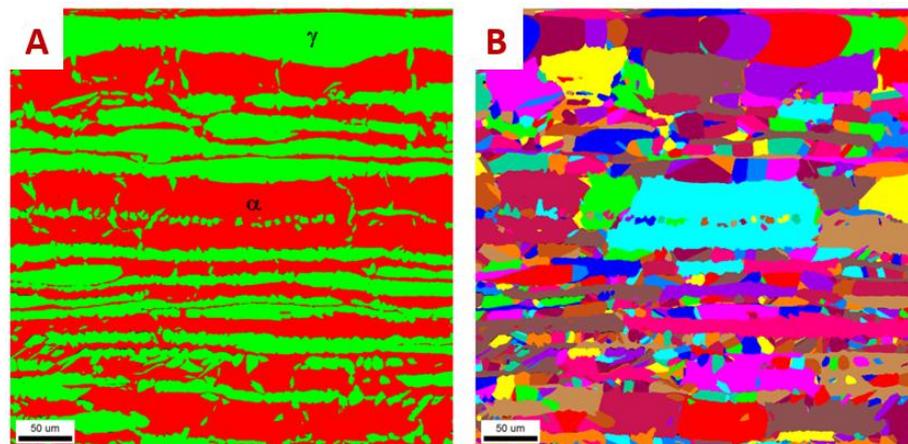


Figura 5-41 - **Metal Base**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

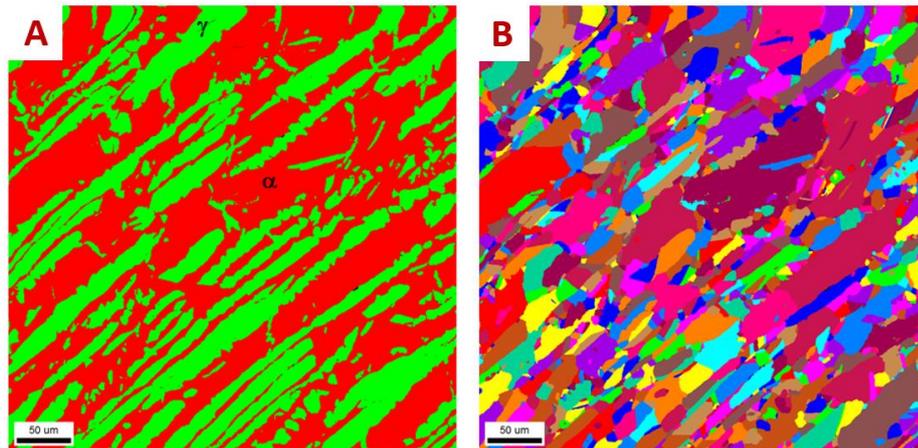


Figura 5-42 - **ZTMA Tubo**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

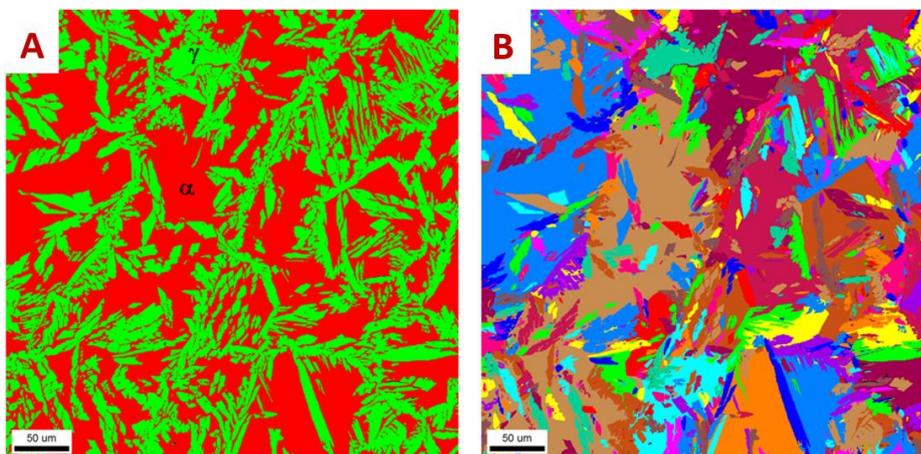


Figura 5-43 – **Interface da Solda**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

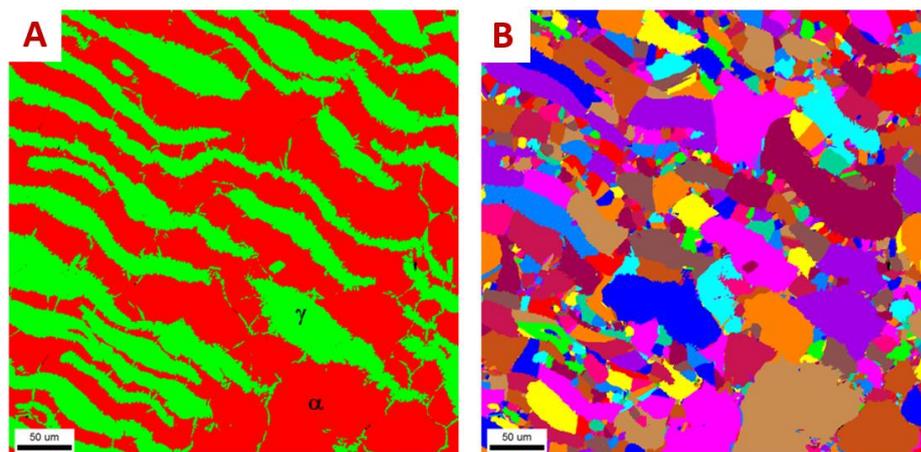


Figura 5-44 - **ZTMA Anel**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

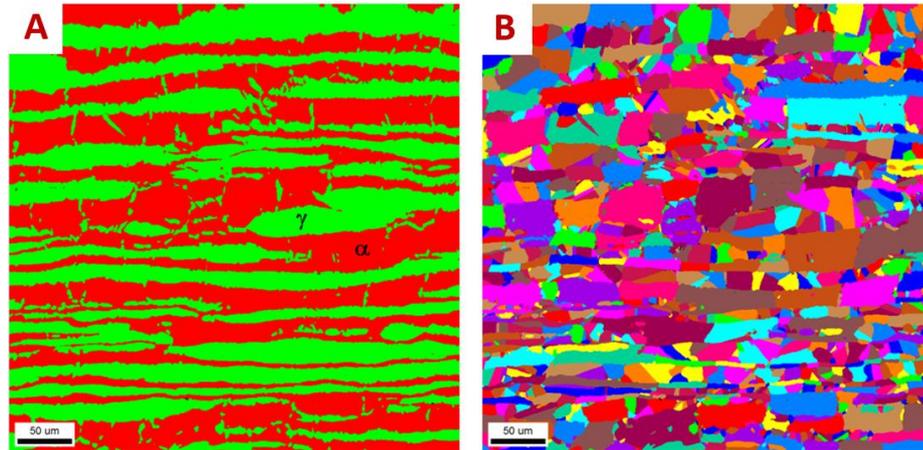


Figura 5-45 - **ZTMA Superio do Anel**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

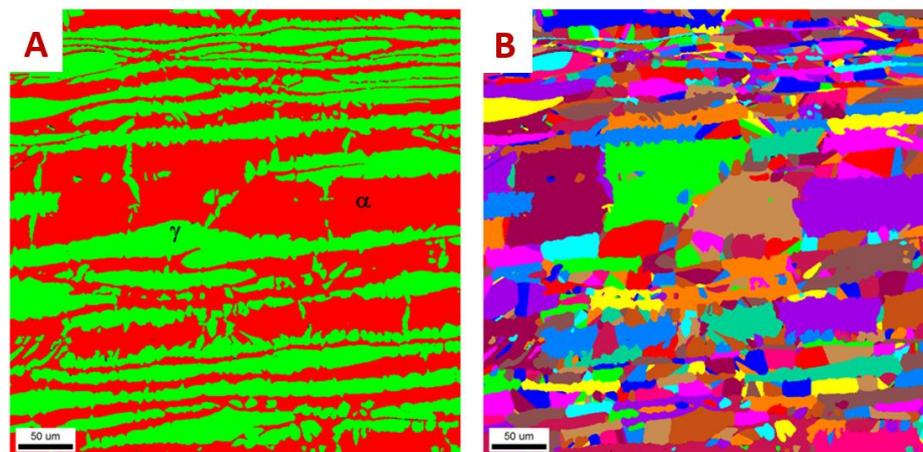


Figura 5-46 - **ZTA Tubo**: Imagens EBSD da microestrutura (ferrita-austenita) do aço UNS31803 (a) e Mapas de Imagem da orientação cristalográfica dos grãos (b).

6 DISCUSSÃO

O processo de soldagem possui como resultante a força axial aplicada no tubo contra o anel em rotação. Neste caso, a força é influenciada pela taxa de deslocamento inicial [mm/s] e, posteriormente, pela taxa de força [kN/s]. No primeiro momento, quando o processo é iniciado, a região de fricção ainda está fria e, conseqüentemente, a força que a MASF 1500 precisa fazer para que se consiga atingir a taxa de deslocamento inicial é alta. Nas condições de soldagem 1 e 2, onde a taxa de deslocamento inicial é menor, esta força inicial atinge o pico por volta dos 70 segundos. Já para as condições de soldagem 3 e 4, quando a taxa de deslocamento inicial é máxima, a força inicial atinge o pico por volta dos 55 segundos, conforme ilustra a Figura 5-2.

Logo após o pico de carga, ocorre uma queda brusca na força axial do tubo contra o anel, pois a região de interface já aqueceu o suficiente para que o material do tubo e do anel escoem iniciando a formação de rebarba. Para manter a mesma taxa de deformação inicial, a força aplicada diminui até se alcançar um deslocamento u_i de 2mm já estabelecido anteriormente (Figura 3-10). Quando a taxa de força começa a ser aplicada, observa-se um segundo pico de força, que é dependente da taxa de força e também do deslocamento final. Para as juntas soldadas aqui estudadas as condições de soldagem 3 e 4 apresentam novamente maiores cargas. Já a condição de soldagem 1 é a que apresenta a menor carga, não ultrapassando os 200 kN, valor que todas as outras condições de soldagem ultrapassaram.

O fato da primeira condição de soldagem ter desenvolvido menos força teve como consequência uma menor quantidade de rebarba formada, produzindo assim, uma maior área de soldagem, conforme mostrado na Figura 5-11.

Estas características do processo influenciaram no resultado negativo dos ensaios de tração para a condição de soldagem 1. Nestes ensaios, verificou-se uma queda do alongamento da junta, observando-se inclusive regiões de clivagem superfície da fratura, fratura esta que ocorreu exatamente na zona de ligação ou interface entre o anel e o tubo. A fragilização desta condição ocorreu, provavelmente, devido à presença de óxidos na interface que não foram empurrados para fora durante a formação da rebarba.

As regiões de soldagem foram estabelecidas com o auxílio da caracterização por EBSD. As regiões encontradas, podem ser justificadas também pelo trabalho de KANAN (2016), onde ele calcula as isotermas para toda as regiões da junta soldada. Estas isotermas estão apresentadas na Figura 6-1.

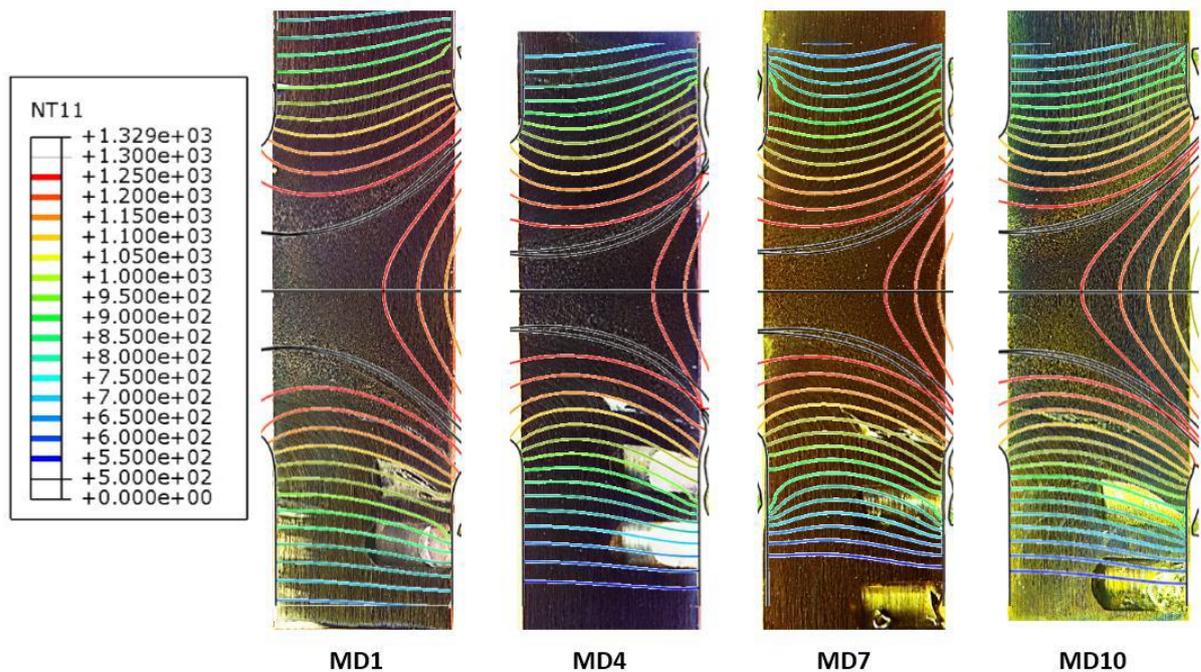


Figura 6-1 - Isotermas calculadas por KANAN, 2016.

A caracterização por EBSD indicou e definiu corretamente as regiões de soldagem. Esta caracterização permitiu distinguir uma zona afetada pelo calor (ZTA) no tubo, a ZTMA do tubo, a ZTMA do anel e a ZTMA superior do anel, além de definir a interface da solda

No que diz respeito à microestrutura nas diversas regiões analisadas, observou-se um equilíbrio (balanço) adequado para as fases ferrita e austenita. Considerando as regiões metal base (MB) e ZTMA tubo, é razoável considerar que o efeito principal da soldagem na microestrutura da ZTMA está associado à deformação mecânica induzida nesta região em elevada temperatura. Desta forma, observou-se nitidamente que o aspecto alongado das ilhas de austenita promovida pela laminação do metal base passou por forte reorientação, sendo esta uma importante modificação observada na microestrutura (região termomecanicamente afetada). Adicionalmente, as análises EBSD indicaram que o trabalho mecânico associado à elevada temperatura induziram a recristalização do material com consequente redução no tamanho de grão tanto da ferrita quanto da austenita, comparativamente ao metal base. MEINHARDT et al., (2017) mostraram que a resistência à fratura do AID é fortemente influenciada pelo posicionamento do entalhe (pré-trinca de fadiga) em relação à direção do laminação. Assim, torna-se importante observar e correlacionar posteriormente o efeito sinérgico entre o tamanho de grão, a proporção de fases e alteração na direção das ilhas de austenita ocorridas na ZTMA com a tenacidade ao impacto.

Paralelamente, as análises de EBSD da ZTMA do Anel indicaram uma fração de fases muito similar à da ZTMA do Tubo. É razoável sugerir que o maior aquecimento do anel - como consequência do aquecimento por fricção gerado de ambos os lados - tenha alterado o tamanho de grão efetivo da ferrita, fase de mais fácil recristalização, atingindo um valor próximo ao do metal base. Assim, apesar da recristalização associada ao efeito termomecânico, os (novos) grãos recristalizados encontraram condições de crescimento (temperatura e tempo) que os levaram a um tamanho médio semelhante ao do metal base para a ferrita. Adicionalmente, devido à menor cinética de recristalização, o tamanho de grão da austenita ficou muito similar se compararmos a ZTMA do Anel e do Tubo.

Na sequência da caracterização, uma análise detalhada da interface da solda confirmou que, durante a soldagem por fricção, a temperatura máxima atingiu a temperatura crítica conhecida como ferrita solvus. Assim, a microestrutura do aço estudado no estado laminado foi inicialmente transformada em ferrita e, posteriormente, ocorreu a reformação da austenita durante o resfriamento do aço. Vale destacar que, nesta região, a temperatura atingida foi tão elevada (ferrita solvus) que, além da recristalização, houve crescimento de grão da fase ferrita. Ao contrário, a austenita manteve tamanho de grão similar ao da ZTMA do tubo e do anel (analisada anteriormente), provavelmente em razão da menor taxa de recristalização desta fase, como também decorrente do processo de nucleação e crescimento de nova fase a partir da ferrita. Desta forma, após a completa transformação em ferrita, o aço passou a formar diferentes morfologias de austenita de reformação. Foram observadas austenita de contorno de grão (GBA), austenita intragranular (IGA) e austenita de Widmanstätten (WA). De acordo com YANG et al., 2011 a quantidade de austenita reformada (GBA, IGA e WA) aumenta com o aumento do aporte térmico na soldagem. Isso pode ser entendido pela redução na taxa de resfriamento que aumenta o tempo para a transformação (formação de austenita), favorecendo a difusão de elementos estabilizadores da fase em formação como nitrogênio e níquel. Isto explica, em parte, a maior fração de austenita observada nas análises por EBSD na interface da solda. Além da avaliação microestrutural (morfologia), as análises de EBSD mostraram grande crescimento de grão para a fase ferrita e um teor levemente superior de austenita em relação à ZTMA do tubo. Assim, estes fatores devem ser correlacionados com a tenacidade ao impacto nesta região.

Adicionalmente, na região chamada de ZTMA superior do Anel - localizada no centro superior do anel, os resultados mostraram um maior equilíbrio da fração de fases, com o aumento da fração de austenita em relação ao Metal Base (chegando próximo a 50:50). Isto pode estar associado ao ciclo térmico desta região (central) em que uma menor taxa de

resfriamento é observada e, como consequência, a austenita encontra condições para o rebalanceamento das fases (de forma análoga a um recozimento de aços duplex). Deve-se destacar ainda que houve redução do tamanho médio de grão tanto na ferrita quanto na austenita, o que indica que há trabalho mecânico nesta região. Sendo assim, é razoável considerar que o Anel não apresente ZTA, uma vez que está sob a ação de elevadas forças axiais (força de forjamento) que levam a diferentes graus de deformação. O estudo de KANAN (2016) indica as regiões que sofreram deformações plásticas pelo cálculo numérico, e a região 5 (ZTMA superior do Anel) apresentou, pelos cálculos, 10% de deformação plástica, portanto, as análises aqui apresentadas corroboram com os cálculos apresentados por KANAN (2016). Assim, no anel algumas regiões passam por reorientação durante a formação da rebarba, enquanto em outras as ilhas não alteram a orientação original, contudo, passam da mesma forma por um processo termomecânico que promove recristalização. Estas diferenças estão diretamente relacionadas com fluxo de material do anel durante a formação da rebarba.

Finalmente, uma região adjacente e mais afastada da ZTMA do tubo visivelmente deformada e reorientada foi chamada de ZTA do Tubo e caracterizada por EBSD. Nesta região, apesar de não ficar evidente a modificação a partir da orientação das ilhas de austenita, o polimento eletrolítico indicou diferenças na capacidade de polimento o que pode estar associado ao ciclo térmico da soldagem e a possíveis mudanças microestruturais. Os resultados indicaram um tamanho de grão para a ferrita e austenita muito similares ao do Metal Base (cerca de 10% inferiores). A partir da análise das frações de fase, observou-se um pequeno aumento na fração de austenita. Considerando o ciclo térmico na região, é razoável propor que as transformações de fase possam ter contribuído para estas pequenas variações no tamanho de grão efetivo. A formação de uma maior fração de austenita (apesar de pequena) pode ter induzido a uma redução no tamanho de grão da ferrita e da média verificada para a própria austenita. Isto é razoável, já que a nucleação da austenita a partir da ferrita corresponde a uma redução no tamanho médio do cristal, já que contornos de alto ângulo são formados entre as fases.

O estudo de (KANAN, 2016) indica as isotermais calculadas para as quatro condições de soldagem e demonstra as temperaturas calculadas por toda as regiões da junta soldada Figura 6-1. Estas temperaturas calculadas estão próximas de 900°C na região central superior do anel, dando condições para a formação das fases intermetálicas. Ainda neste trabalho de KANAN (2016), foi possível estimar a temperatura mais elevada durante o processo de soldagem, que ocorreu na interface anel/tubo, que acabou não ultrapassando a temperatura da ferrita solvus, mas chegando bem próximo a 1300°C.

Vale a pena ressaltar que a temperatura adquirida pelos termopares (Figura 5-32 à Figura 5-35) não representa a temperatura máxima desenvolvida durante a soldagem, por que de fato os termopares não foram posicionados na interface do anel com o tubo, região esta de maior temperatura. Porém, as temperaturas adquiridas foram essenciais para que o modelo numérico de KANAN (2016) pudesse ser calibrado.

Continuando a discussão sobre temperatura, é essencial entender a extração de calor do sistema para que se identifique o porquê de termos uma menor temperatura na parte superior do anel. Observando a Figura 4-6, a parte externa do anel (diâmetro de 170 mm) mantém o contato com a máquina durante o processo de soldagem, ou seja, existe um contato mecânico na qual existe uma transferência de calor por condução. Portanto, quando se inicia a fricção entre os tubos e o anel, o calor gerado na parte superior do anel é escoado por condução para a máquina de soldagem (MASF 1500). Quando observamos a parte inferior do anel, temos um escoamento do calor por convecção natural, que é mais lento do que por condução. Desta forma, a parte inferior do anel se mantém mais quente por mais tempo e, conseqüentemente, deforma-se mais e com maior formação de rebarba.

Observando os resultados dos ensaios de dureza, não se observou nenhuma tendência de dureza mais elevada na região transversal da solda.

A verificação dos requisitos de qualificação exigidos pela norma DNV-OS-F101:2013 reprovou três condições de soldagem: as condições 1, 2 e 3 quanto à porcentagem de ferrita e a condição 1 também quanto ao alongamento em tração. Quando se verifica os melhores parâmetros de soldagem pelo método Taguchi – quanto maior melhor – temos como melhor resultado os parâmetros da condição de soldagem 4.

É importante enfatizar que os testes aos quais a condição de soldagem 4 foi submetida, como determina a norma DNV-OS-F101:2013, qualificaram a junta soldada para a utilização como dutos submarinos. O teste de impacto Charpy-V, não obrigatório pela norma DNV-OS-F101:2013, corrobora com os resultados obtidos. De fato, conforme a literatura, o valor de tenacidade ao impacto de 84 J em média, na região mais crítica, é um valor muito aceitável, sendo inclusive até melhor do que aqueles produzidos por processos convencionais de soldagem ou variantes de processos de fricção para os aços inoxidáveis duplex (ASIF M. et al., 2015; TÁVARA et al., 2001).

Neste trabalho, um exame cuidadoso das superfícies de fratura, dos perfis de fratura e dos resultados de EBSD foi utilizado para correlacionar os resultados de tenacidade ao impacto com as mudanças microestruturais induzidas pela soldagem por fricção. Levando em conta a região da ZTMA do tubo primeiro, a principal diferença entre as amostras de energia MB (> 400 J) e

ZTMA do tubo (FL+2 ~ 174 J) foi a presença predominante de deformação plástica – microcavidades - no primeiro (MB). Além disso, as superfícies de fratura das amostras entalhadas na ZTMA do tubo exibiram um micromecanismo misto de fratura que apresenta microcavidades juntamente com clivagem da ferrita.

A orientação das ilhas de austenita do metal base e a maior fração desta fase se mostram dominantes atuando efetivamente como bandas de absorção de energia, dificultando a clivagem da ferrita e produzindo superfícies de fratura com microcavidades (sem facetas de clivagem). Por outro lado, a análise das amostras da ZTMA do tubo mostrou que a propagação da fratura segue, preferencialmente, um caminho paralelo à direção de laminação entre as ilhas de austenita reorientadas pelo processo de soldagem. Adicionalmente, o aumento do teor de ferrita contribuiu para a redução da tenacidade ao impacto nesta região. Estes fatores se sobrepõem ao efeito benéfico de refino de grão observado nesta região. Resta elucidar ainda a razão para as maiores facetas de clivagem observadas na fratura nesta condição, haja vista a redução no tamanho médio de grão (EBSD). Isto pode ser explicado pelo fato de que agora a fratura se propaga (em função da reorientação das ilhas) de forma muito similar ao entalhe posicionado na direção de laminação. Observou-se, finalmente, uma redução das regiões de fratura dúctil que está associada ao caminho de fratura que segue principalmente a fase ferrítica (clivada).

A partir da análise da interface de soldagem, observou-se uma modificação mais acentuada nas características microestruturais avaliadas, decorrentes da maior temperatura alcançada nesta região. Assim, é razoável afirmar que a maior quantidade de ferrita, associada às morfologias de reformação de austenita e também do crescimento de grão ferrítico são os fatores responsáveis pela maior queda na tenacidade observada neste trabalho (Interface da Solda – FL ~ 85 J).

7 CONCLUSÕES

A soldagem de tubos por fricção axial com anel rotativo foi realizada no aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803), sendo que as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- Foi possível soldar dois tubos de aço inoxidável dúplex SAF 2205 (UNS S31803) pelo processo de soldagem por fricção axial com anel rotativo;
- Foi possível obter uma condição ótima de soldagem através da análise estatística Taguchi;
- Das quatro condições de soldagem estudadas, uma foi qualificada de acordo com a norma DNV-OS-F101:2013, a condição quatro (0,10 mm/s; 7,50 kN/s; 10,0 mm) pois esta apresentou todas os requisitos mínimos solicitados pela norma citada.
- A condição de soldagem 1 apresentou falha na ligação entre o anel e o tubo;
- A solda precisa de uma energia mínima para obter qualidade (200kN de força axial), pois se verificou que apenas a condição que teve a carga abaixo deste valor apresentou defeitos críticos;
- A microestrutura varia consideravelmente ao longo da junta soldada, porém esta variação não refletiu em alterações significativas de dureza;
- A interface anel/tubo é a região que menos absorve energia conforme mostrado no ensaio de Charpy-V.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar investigação mais profunda para verificar apenas a influência da carga resultante na qualidade da junta.
- Realizar ensaios de CTOD para verificar o comportamento da junta quanto à tenacidade;
- Ampliar os parâmetros de soldagem e verificar com outro método de Projetos de Experimentos as influências que os parâmetros têm entre si.
- Realizar um estudo específico objetivando criar um cálculo de aporte de energia para este processo inovador.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVAREZ-ARMAS, Iris; DEGALLAIX-MOREUIL, Suzanne. **Duplex stainless steels**. [s.l: s.n.].

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook, Volume 8: Metallography, Structures and Phase Diagrams**. 8. ed. [s.l.] : American Society for Metals, 1973.

ASIF M., M. et al. The impact of heat input on the strength , toughness , microhardness , microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 18, p. 92–106, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.01.004>>

ASTM. E23 - Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. **Annual Book of ASTM Standards**, [s. l.], v. 14, n. 1, p. 1–26, 2001.

ASTM. A370 - Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. **Annual Book of ASTM Standards**, [s. l.], v. 1, p. 1–52, 2002.

ASTM. E562 - Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. **Annual Book of ASTM Standards**, [s. l.], p. 1–7, 2011.

ASTM. E1245 - Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. **Annual Book of ASTM Standards**, [s. l.], p. 1–8, 2016.

BARELLA, S. et al. Study on the microstructure influence in ultrasonic test in duplex forged components. **Metallurgia Italiana**, [s. l.], v. 106, n. 10, p. 29–36, 2014.

BENTLEY, J.; LEITNAKER, J. M. Stable Phases in Aged Type 321 Stainless Steel. **Metal Science of Stainless Steels**, [s. l.], p. 70–71, 1979.

CHARLES, J. **Super duplex stainless steels: structure and properties Duplex Stainless Steels'91**, Beune, 1991.

CHLUDZINSKI, Mariane. Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível. [s. l.], p. 141, 2013.

CRISTIAN POHL MEINHARDT et al. Hydrogen embrittlement under cathodic protection of friction stir welded UNS S32760 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 706, p. 48–56, 2017.

DAVIS, Joseph R. **Stainless Steel**. [s.l: s.n.].

DAVISON, R. M.; REDMOND, J. D. Practical guide to using duplex stainless steels. **Materials performance**, [s. l.], v. 29, n. 1, p. 57–62, 1990. Disponível em: <<http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=6805099>>

FAES, K. et al. New friction welding process for pipeline girth welds – parameter optimization. [s. l.], v. 221, p. 1–12, 2007.

FEYH RIBEIRO, Ricardo. **AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE UMA JUNTA DE AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803 SOLDADA POR PROCESSO A FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL**. 2015. UFRGS, [s. l.], 2015.

FISCHER, Vanessa Fischer da silveira. **Aplicação do processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) entre juntas dissimilares de aço e liga de alumínio para aplicações automotivas**. 2015. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, [s. l.], 2015. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/10183/117777>>

GUNN, Robert N. **Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications**. [s.l.] : Woodhead Publishing Ltd, 1997.

HEISERMAN, David L. **Fundamentals of Professional Welding**. 2015.

HOFFMEISTER, H.; MUNDT, R. Investigations into the Influence of Carbon and Nitrogen on the Delta-Gamma-Transformation of Ferritic-Austenitic Chromium-Nickel Steels. **Archiv Fur Das Eisenhüttenwesen**, [s. l.], v. 52, n. 4, p. 159–164, 1981.

KANAN, Luis F. **SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM DE TUBOS POR ATRITO COM ANEL ROTATIVO**. 2016. UFRGS, [s. l.], 2016.

KLOPSTOCK, H.; NEELANDS, A. R. **An Improved Method of Joining and Welding Metals**, 572789, IC B23 K 20/12, 1941.

KRAUSS, George. **STEELS: Processing, Structure and Performance**. [s.l.] : ASM International, 2005.

LIPPOLD, Jc; KOTECKI, Dj. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels... Metallurgy and Weldability of Stainless ...**, 2005. Disponível em:
<<http://adsabs.harvard.edu/abs/2005wmws.book.....L>>

MAEHARA, Yasuhro et al. Precipitation of σ phase in 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. **Transactions ISIJ**, [s. l.], v. 23, p. 240–246, 1983.

MATTEI, Fabiano. **DESENVOLVIMENTO DE EQUIPAMENTO PARA ESTUDO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO**. 2011. UFRGS, [s. l.], 2011.

MEYER, A. Friction Hydro Pillar Processing – Bonding Mechanism and Properties. [s. l.], p. 132, 2003.

MISHRA, Rajiv S.; MAHONEY, Murray W. Friction Stir Welding and Processing. **ASM International**, [s. l.], p. 368, 2007.

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.

PECKNER, Donald; BERNSTEIN, Irving Melvin. **Handbook of Stainless Steels**. [s.l.] : McGraw-Hill Handbooks, 1977.

PINHEIRO, Gustavo Alves. **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Joint Properties**. 2008. Technischen Universität Hamburg-Harburg, [s. l.], 2008.

PISSANTI, Daniela R. et al. DEVELOPMENT OF A FRICTION WELDING MACHINE FOR PIPES WITH ROTATORY RING AND EVALUATION OF A STAINLESS STEEL DUPLEX. In: 2015, **Anais...** : Rio Pipeline Conference & Exposition 2015, 2015.

POHL, Michael; STORZ, Oliver; GLOGOWSKI, Thomas. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007.

POHL MEINHARDT, Cristian. **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA POR FRICÇÃO EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENITICO (UNS S31673) E AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX (UNS S31803)**. 2015. UFRGS, [s. l.], 2015.

RAMÍREZ-LONDOÑO, Antonio José. **Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. 1997. USP, [s. l.], 1997. Disponível em: <<http://medcontent.metapress.com/index/A65RM03P4874243N.pdf>>

REICK, W. K. **Kaltumformung und Rekristallisation eines rostbeständigen ferritisch-austenitischen Duplex-Stahles (em alemão)**. 1993. Ruhr-Universität Bochum, [s. l.], 1993.

SAEID, T.; ASSADI, H.; GHAINI, F. Malek. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. [s. l.], v. 496, p. 262–268, 2008.

SATO, Y. S. et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 397, n. 1–2, p. 376–384, 2005.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS; AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Metals & alloys in the unified numbering system : with a description of the system and a cross index of chemically similar specifications**. [s.l: s.n.].

TÁVARA, S. A. et al. Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds. **Internarional Journal of Fatigue**, [s. l.], v. 23, p. 619–626, 2001.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. .. Friction Surfacing and New Methods of Friction Cladding (review). **Paton Welding Journal**, [s. l.], v. 6, n. 3, p. 179–185, 1994.

VERITAS, Det Norske. DNV-OS-F101:2013. **Norsok Standard**, [s. l.], n. August, p. 516, 2013. Disponível em: <<http://exchange.dnv.com/publishing/Codes/download.asp?url=2012-08/os-f101.pdf>>

WANG, K. K.; LIN, Wen. Flywheel friction welding research. **Welding Journal**, [s. l.], v. 54, p. 233–s–241–s, 1974. Disponível em:

<http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1974_06_s233.pdf>

YANG, Yinhui et al. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, [s. l.], v. 53, n. 11, p. 3756–3763, 2011.