

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

MARCOS SAALFELD DA SILVA

**COMPARAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS
PELOS PROCESSOS COM PROTEÇÃO GASOSA (GAS METAL ARC
WELDING - GMAW) E ARAME TUBULAR (FLUX CORED ARC
WELDING - FCAW) NUM AÇO ESTRUTURAL MICROLIGADO**

Rio Grande

2018

MARCOS SAALFELD DA SILVA

**COMPARAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS
PELOS PROCESSOS COM PROTEÇÃO GASOSA (*GAS METAL ARC
WELDING - GMAW*) E ARAME TUBULAR (*FLUX CORED ARC
WELDING - FCAW*) NUM AÇO ESTRUTURAL MICROLIGADO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPMec) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG) como parte dos requisitos obrigatórios para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

**Área de Concentração:
Engenharia de Fabricação**

**Orientador:
Prof. Kleber Eduardo Bianchi, Dr.**

**Coordenador:
Prof. Luciano VolcanogloBiehl, Dr.**

Rio Grande

2018



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



Ata nº **01/2018** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos vinte e três dias do mês de janeiro de dois mil e dezoito, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, as nove horas e trinta minutos na Sala de videoconferências do NTI no Campus Carreiros, a que se submeteu o mestrando **Marcos Saalfeld da Silva**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa em Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **COMPARAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS PELOS PROCESSOS COM PROTEÇÃO GASOSA (GAS METAL ARC WELDING - GMAW) E ARAME TUBULAR (FLUX CORED ARC WELDING - FCAW) NUM AÇO ESTRUTURAL MICROLIGADO**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores Jorge Luis Braz Medeiros e José Antônio Esmerio Mazzaferro, sob a presidência do Professor Kleber Eduardo Bianchi. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Kleber Eduardo Bianchi: APROVADO
2. Jorge Luis Braz Medeiros: APROVADO
3. José Antônio Esmerio Mazzaferro: APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. [Assinatura]
CPF: 440.783.230-49
 2. [Assinatura]
CPF: 588.871.210-87
 3. [Assinatura]
CPF: 467.609.620-87
- Marcos Saalfeld Da Silva: [Assinatura]

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por estar sempre ao meu lado me mostrando o caminho mais correto e me dando forças que nem sempre sei que possuo.

Aos meus pais, por me trazerem ao mundo, terem me ensinado a ser uma pessoa honesta, com princípios, respeitando ao próximo e, determinado a cumprir com minha missão nesta vida; em especial a minha Mãe por nunca ter deixado de acreditar em minha educação escolar e ter me apoiado sempre, tanto pessoal como financeiramente.

A minha esposa, Luciane Kickhöfel Martinez, também minha cúmplice, companheira e acima de tudo minha grande amiga; por todo o carinho, conselhos, sinceridade, compreensão, apoio moral e colaboração nas correções de língua portuguesa; pelas refeições feitas com todo amor do mundo, por acreditar em mim e me entender nos momentos de estresse.

Aos ilustríssimos professores da Universidade, pelo aprendizado, diálogos, discussões para o crescimento pessoal e profissional.

Aos colegas do Instituto Federal Sul-rio-grandense, por entenderem minhas ausências, esquecimentos e trocas de turnos e, em especial, aos Professores Bóris Kluwe Niemczewski, Fábio Rodrigues Pereira e Gladimir Pinto da Silva, por auxiliarem diretamente nas minhas atividades.

Aos colegas de mestrado pelas ótimas conversas e trocas de conhecimento e em especial aos colegas Mauricio Diogo da Silva, Gabriel Funes, Eduardo da Rosa Vieira, Matheus Baldez.

Aos técnicos do laboratório de soldagem Bruno Soares Laner, Cristiano Celente e em especial ao Chefe do laboratório Daniel Souza pela grande parceria técnica e pessoal.

Finalizando, ao meu ilustre Orientador, Prof. Dr. Kleber Eduardo Bianchi, por me receber sempre que necessário, para esclarecimentos; pelos ensinamentos, pelo crescimento técnico em relação à pesquisa e as ótimas conversas de conhecimentos gerais.

RESUMO

Tendo como motivação a importância das uniões soldadas e a tendência cada vez maior de emprego de aços microligados de alta resistência nas estruturas de engenharia, o presente trabalho proporciona uma comparação da vida em fadiga de uniões soldadas de topo, tendo como metal de base um aço estrutural microligado, obtidas por meio de dois processos a arco elétrico distintos: com proteção gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW) e Arame Tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW). Para tal, foram avaliadas as diferenças observadas nas uniões, segundo critérios mecânicos, metalúrgicos e de geometria final dos cordões. Os dois processos de soldagem comparados nesse trabalho apresentam energias de soldagem e metais de adição diferentes, o que ocasiona propriedades distintas no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC). Por esse motivo, as diferenças microestruturais resultantes de cada processo foram caracterizadas e, em sequência, sua influência no resultado final, sob os pontos de vista de microdureza e vida em fadiga, foram avaliadas. Para a realização dos ensaios, os corpos de prova foram divididos em dois grupos: *i*) com geometria original mantida e *ii*) com a retirada do reforço por processo de usinagem. Também foram observados aspectos adicionais, como a iniciação do mecanismo de falha destes componentes, o fator de concentração de tensão macrogeométrico no flanco do cordão de solda e as possíveis inclusões e defeitos inerentes ao processo de soldagem a arco elétrico. A plotagem das curvas S-N mostrou que a geometria mais favorável para a resistência à fadiga corresponde àquela obtida no processo FCAW. Em contrapartida, após a retirada do reforço, o processo de soldagem GMAW atingiu uma vida superior ao FCAW. Quando comparados com os valores de referência retirados das normas Eurocode3 e AWS, bem como das orientações do IIW, as juntas soldadas de ambos os processos analisados superaram a expectativa de resistência à fadiga. Adicionalmente, com a retirada do reforço, para ambos os processos de soldagem analisados, o desempenho final foi levemente superior ao esperado para o metal de base (sem união soldada). Os resultados indicam que, apesar das diferenças de propriedades mecânico-metalúrgicas evidenciadas nas juntas analisadas, os fatores macrogeométricos, ou seja, a forma final dos cordões obtidos se mostrou mais relevante para a vida em fadiga.

Palavras chave: fadiga, aços microligados, GMAW – *gás metal arc welding*, FCAW - *flux cored arc welding*.

ABSTRACT

This work was motivated by the great importance of the welded joints as well as the growing adoption of high strength microalloy steels in engineering structures. A fatigue life comparison of butt welded joints is presented, having the microalloy structures steel as metal base. These joints were made by means of two distinct electric arc processes: GMAW - Gas Metal Arc Welding e FCAW - Flux Cored Arc Welding. Mechanical and metallurgical differences in the regions affected by the welding process were evaluated, as well as the final bead reinforcement geometry. Different welding energies and filler metals have being adopted for the joint manufacturing, so rather distinct metallurgical and morphological properties were observed in weld metal and heat affected zones. These microstructural differences were characterized and afterwards their influence on microhardness and fatigue life results were evaluated. For testing implementation, specimens were divided in two groups: *i)* with original bead geometry and *ii)* with bead reinforcement removed by a manual machining process. Some additional aspects observed in the specimens are explained, as the failure initiation elements, the presence of inclusions and defects in the joints and the weld toe geometrical stress concentration factor. After S-N diagrams had being plotted it was possible to conclude that the FCAW original bead geometry was more favorable for fatigue life performance. However, GMAW specimens in which the bead reinforcements had being removed presented a better fatigue performance than in the FCAW counterparts. Finally, when compared with fatigue strength reference values, taken from IIW recommendations and Eurocode3 and AWS standards, both original welding joints showed quite superior values. However, after face and root reinforcement removal, all the joints presented a fairly high performance than the one expect for the base metal (*no welding case*). As a whole resume of results, it can be said that the final bead geometry, and the stress concentration factor associated with this geometry, are more relevant for fatigue performance than the mechanical and metallurgical differences present in the joints.

Key words: fatigue, microalloyed steel, GMAW - gas metal arc welding, FCAW - fluxcored arc welding.

LISTAS DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - As funções dos precipitados de Nióbio em cada estágio do processo TMCP.....	23
Figura 2 - Condição de TMCP para as diferentes aplicações com seus respectivos range de Limite de Resistência	24
Figura 3 - Morfologia de um aço ARBL Grau 80 Ferrita Poligonal(PF).....	26
Figura 4 - Diagrama de transformação isotérmica para um aço AISI 4340: A- Austenita; B- Bainita; P-Perlita; M-Martensita; F-Ferrita.	27
Figura 5 - Morfologia da Ferrita acicular nos aços ARBL.....	28
Figura 6 – Ferrita de contorno de grão e placas de Widmanstätten: os sítios de ferrita alotriomórfica (a) e (b) têm orientação que favorece a formação das agulhas de Widmanstätten no interior do grão austenítico.....	29
Figura 7 - O eixo X é o sentido de medição das tensões residuais	37
Figura 8 – Distribuição das tensões residuais longitudinais ao longo da solda	37
Figura 9 - Distribuição das tensões residuais longitudinais ao longo da solda.	38
Figura 10 - Tensão residual de Von Mises para diferentes pré-aquecimentos... 	39
Figura 11 - Aspecto da inclusão de sulfeto e silicato de manganês em amostra retirada após a remoção da escória.....	41
Figura 12 -Influência da velocidade de soldagemna ZAC.....	43
Figura 13 – Diagrama S-N para aços estruturais segundo Eurocode3	46
Figura 14 – Ângulo de Flanco (θ)	47
Figura 15 - Início da trinca de fadiga em números de ciclos por meio da variação do ângulo de flanco (θ).....	48
Figura 16 – ORGANOGRAMA.....	50
Figura 17 - Corpo de prova.....	53
Figura 18 - Gráficos Tensão versus Deformação	54
Figura 19 - Posicionamento do corpo de prova	54
Figura 20 - Corpo de prova Rompido	55
Figura 21 - Descrição do corte.....	56
Figura 22 - Configuração da Junta (dimensões em milímetros)	56
Figura 23 - Dispositivo utilizado na preparação dos testes de parâmetros de soldagem.....	57
Figura 24 - Gabarito de parametrização	58
Figura 25 - Goivagem para o segundo passe	59

Figura 26 - Vista superior da junta obtida por processo GMAW.....	59
Figura 27 - Vista em corte GMAW.....	59
Figura 28 - Macrografias obtidas: a) GMAW e b) FCAW.....	61
Figura 29 - Corpo de prova para fadiga.....	64
Figura 30 - Disposição das placas de teste em relação à chapa	65
Figura 31 - Suporte de soldagem do cordão com a placa pontuada.	65
Figura 32 - Vista do primeiro cordão de solda das placas de teste.....	66
Figura 33 - Codificação das placas.....	67
Figura 34 - Resultado do corte.....	67
Figura 35 - Corpo de Prova com sua geometria original	68
Figura 36—Aspecto de um corpo de prova após retirada do reforço.....	68
Figura 37 - Amostras para análise metalográfica a) GMAW e b) FCAW.....	68
Figura 38 - Fluxograma sequencial	69
Figura 39 - Macrografia com percloro de ferro processo GMAW	69
Figura 40 - Macrografia com Nital 2% processo FCAW.....	70
Figura 41 - União de topo com penetração total, com reforço igual ou menor que 20% da largura do cordão.....	72
Figura 42 - União de topo com penetração total, com subsequente retirada do reforço, superfície escovada no sentido paralelo a solicitação.....	72
Figura 43 - Zonas reveladas (a) e nomenclatura correspondente (b), para o processo de soldagem GMAW e ataque químico Nital 2%.	74
Figura 44 - Zonas reveladas (a) e nomenclatura correspondente (b), para o processo de soldagem FCAW e ataque químico Nital 2%.	74
Figura 45 - Comprimento da ZAC do processo GMAW.....	75
Figura 46 - Comprimento da ZAC do processo FCAW.....	75
Figura 47 - Representação do ângulo de flanco no reforço do processo GMAW.	77
Figura 48 - Representação da altura e largura do reforço do processo GMAW.	77
Figura 49 - Representação do ângulo de flanco no reforço do processo FCAW.	78
Figura 50 - Representação da altura e largura do reforço do processo FCAW..	78
Figura 51 - Microestrutura do metal de base	81
Figura 52 - Microestrutura do metal de solda GMAW.	82
Figura 53 - Microestrutura do metal de solda FCAW.....	83

Figura 54 - Metal de solda alterado GMAW.....	84
Figura 55 - Metal de solda alterado FCAW.....	85
Figura 56 -(a) Zona afetada pelo calor no passe 1 (ZAC-1) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor no passe 1 FCAW.	86
Figura 57 -(a) Zona afetada pelo calor no passe 2 (ZAC-2) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor no passe 2 (ZAC-2) FCAW.	86
Figura 58 -(a) Zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP) FCAW.	87
Figura 59 – Vista da região de ruptura, ocorrida no metal base.	88
Figura 60 - Todas as rupturas no metal de base.	88
Figura 61 - Diagrama S-N para aços estruturais segundo Eurocode3	93
Figura 62 - Curvas de resistência a fadiga S-N para aços segundo IIW.....	93
Figura 63 - Curvas de fadiga para aços estruturais proposta pela AWS D1.1/1M	94
Figura 64 - Diagrama S-N do processo GMAW com reforço.....	96
Figura 65 - Diagrama S-N do processo FCAW com reforço.....	97
Figura 66 - Curvas de cada processo de soldagem sem a retirada do reforço ..	98
Figura 67 - Diagrama S-N do processo GMAW sem reforço.....	99
Figura 68 - Diagrama S-N do processo FCAW sem reforço	100
Figura 69 - Curvas e pontos dos ensaios para cada processo de soldagem com retirada do reforço.....	101
Figura 70 - Curvas de cada processo de soldagem com a retirada do reforço e a curva 160 do IIW.	102
Figura 71 - Superposição dos diagramas obtidos e das normas de referência para o caso de junta de topo com reforço.....	103
Figura 72 - Superposição dos diagramas obtidos e das normas de referência para o caso de junta de topo sem reforço.....	103
Figura 73 - Superposição entre os diagramas S-N para o caso de junta de topo sem reforço.	104
Figura 74 - Defeitos na soldagem a) Possível inclusão de óxido e b) Falta de penetração.....	105
Figura 75 - Marca gerada pela ferramenta de usinagem na geração do raio de transição.....	106
Figura 76 - Ruptura no raio de transição.....	106

Figura 77 - Corpo de prova 2M2 (a) visão geral da seção de fratura (b) Detalhe de uma inclusão.....	107
Figura 78 - Seção de fratura e a inclusão de óxidos do corpo de prova 2M5... 	108
Figura 79 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M2.	109
Figura 80 - Espectro do ponto 3 corpo de prova 2M2.....	110
Figura 81 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M5	110
Figura 82 - Espectro do ponto 1 corpo de prova 2M5.....	111
Figura 83 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M5	111
Figura 84 - Espectro do ponto 2 corpo de prova 2M5.....	112
Figura 85 - Mapeamento da dureza ao longo das uniões soldadas.....	113
Figura 86 - Perfis de microdurezas Vickers do processo GMAW.	114
Figura 87 - Perfis de microdurezas Vickers do processo FCAW.	115

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 1 - Simbologia e nomenclatura para microestrutura ferrítica e para os produtos de segunda fase de alto teor de carbono de acordo com o Comitê de Bainita do ISIJ.....</i>	<i>30</i>
<i>Tabela 2 - Composição Química do Aço Estrutural AH36</i>	<i>52</i>
<i>Tabela 3 - Valores do ensaio de Tração (NBR ISO 6892-1).....</i>	<i>53</i>
<i>Tabela 4 - Parâmetros do Corte a Plasma.....</i>	<i>56</i>
<i>Tabela 5 - Parâmetros finais da soldagem para o 1º e 2º passe.....</i>	<i>58</i>
<i>Tabela 6 - Parâmetros finais da soldagem para o 1ºpasse.....</i>	<i>60</i>
<i>Tabela 7 - Parâmetros finais da soldagem para o 2º passe.....</i>	<i>60</i>
<i>Tabela 8 - Comparação da Composição química em % de peso e Propriedades mecânicas dos Consumíveis (GMAW e FCAW).....</i>	<i>60</i>
<i>Tabela 9 - Orientações da norma ASTM E739-10 quanto ao propósito do trabalho.....</i>	<i>62</i>
<i>Tabela 10 - Parâmetros que condicionam os ensaios de fadiga.....</i>	<i>71</i>
<i>Tabela 11 - Valores das cargas aplicadas.....</i>	<i>71</i>
<i>Tabela 12 - Resultados do aporte de calor, da velocidade de soldagem e do comprimento da ZAC.....</i>	<i>76</i>
<i>Tabela 13 - Dimensões dos cordões.</i>	<i>79</i>
<i>Tabela 14 - Valores médios e desvios padrão da altura e largura de reforço.....</i>	<i>79</i>
<i>Tabela 15 - Valores dos ângulos do reforço.</i>	<i>80</i>
<i>Tabela 16 -Valores médios e desvio padrão dos ângulos do reforço.</i>	<i>80</i>
<i>Tabela 17 - Valores do ensaio de Tração</i>	<i>89</i>
<i>Tabela 18 - Resultados dos ensaios de fadiga.</i>	<i>90</i>
<i>Tabela 19 - Valor de tensão aproximada para uma vida em fadiga de 2×10^6 ciclos.....</i>	<i>95</i>
<i>Tabela 23 - Resultado da microdurezaVickers (HV 0,5) do processo GMAW... </i>	<i>114</i>
<i>Tabela 24 - Resultado da microdurezaVickers (HV 0,5) do processo FCAW. ... </i>	<i>114</i>

LISTA DE ABREVIATURAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
ARBL	Aços de Baixa Liga e Alta Resistência
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BISRA	<i>British Iron and Steel Research Association</i>
CIDECT	<i>Comité International Pour Le Développement et l'Etude de la Construction Tubulaire</i>
DBCP	Distância do Bico de Contato a Peça
EDS	Espectrometria de energia dispersiva de Raio-X
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GEFmat	Grupo de Estudos em Fabricação e Materiais
IFSUL	Instituto Federal Sul-Rio-Grandense
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
ISIJ	<i>The Iron and Steel Institute of Japan</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MB	Metal de Base
MEV	Microscópio de Varredura Eletrônica
MS-1	Metal de Solda do Primeiro Passe
MS-2	Metal de Solda do Segundo Passe
MAS	Metal de Solda Alterado
NBR	Norma Brasileira
PWHT	<i>Post Weld Heat Treatment</i>
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
TMCP	<i>Thermo-Mechanically Controlled Processing</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-1	Zona Afetada pelo Calor do Primeiro Passe
ZAC-2	Zona Afetada pelo Calor do Segundo Passe
ZAC-EP	Zona Afetada pelo Calor Entre Passes

LISTA DE SÍMBOLOS

ATM	Martensita Auto-Temperada
α'_m	Martensita cúbica deslocada
$\alpha'M$	Martensita
BF	Ferrita Bainítica
B_L	Bainita Inferior
B_u	Bainita Superior
γ_r	Austenita Retida
E	Energia de Soldagem
FS(A)	Ferrita de Segunda Fase Alinhada
GF	Ferrita Bainítica Granular
I	Corrente de Soldagem
I_r	Corrente de corte Regulada
L_0	Comprimento Inicial de ensaio
MA	Constituinte Martensita-Austenita
P	Perlita
P'	Perlita Degenerada
PF	Ferrita Poligonal
PF(G)	Ferrita Associada ao Contorno de Grão
QP	Ferrita Quase - Poligonal
Θ	Partícula de Cementita
θ	Ângulo de Flanco
U	Tensão de Soldagem
V_{alim}	Velocidade de Alimentação
V	Velocidade de Soldagem
WF	Ferrita Widmanstätten

Sumário

1.	INTRODUÇÃO	17
1.1.	Objetivos	19
1.2.	Justificativa	19
2.	REVISÃO DA LITERATURA	21
2.1.	AÇOS ESTRUTURAIS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)	21
2.1.1.	Transformações alotrópicas e suas denominações (ARBL)	25
2.2.	BREVE DESCRIÇÃO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM EMPREGADOS	30
2.2.1.	Soldagem por Arco Elétrico com Gás de Proteção (GMAW)	30
2.2.2.	Flux Cored Arc Welding – FCAW	31
2.3.	CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES, TENSÕES RESIDUAIS E DEFEITOS NAS JUNTAS SOLDADAS	33
2.4.	CORRELAÇÃO ENTRE A ZONA AFETADA PELO CALOR, A ENERGIA DE SOLDAGEM, VELOCIDADE DE SOLDAGEM E A TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO	41
2.5.	IMPACTO DA FADIGA EM COMPONENTES METÁLICOS E UNIÕES SOLDADAS	44
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1.	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	51
3.2.	PREPARAÇÃO DAS CHAPAS DE TESTE PARA PARAMETRIZAÇÃO	55
3.3.	AVALIAÇÃO DAS DESCONTINUIDADES NO CORDÃO POR METALOGRAFIA	61
3.4.	DETERMINAÇÃO DA QUANTIDADE NECESSÁRIA DE CORPOS DE PROVA E REPLICAÇÕES DOS EXPERIMENTOS DE FADIGA	61
3.5.	ESPECIFICAÇÃO DAS DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA	64
3.6.	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	64

3.7. USINAGEM DA FORMA FINAL DOS CORPOS DE PROVA E RETIRADA DO REFORÇO	67
3.8. Descrição dos ensaios metalográficos	68
3.9. DESCRIÇÃO DOS ENSAIOS DE FADIGA	70
3.10. ANÁLISE DA FRATURA	73
3.11. MICRODUREZA	73
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	74
4.1. ENSAIOS	74
4.2. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL	74
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	80
4.4. VERIFICAÇÃO DA INTEGRIDADE DA JUNTA SOLDADA POR ENSAIO DE TRAÇÃO	88
4.5. DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA POR MEIO DOS GRÁFICOS S-N	89
4.5.1. Diagrama para o processo GMAW com reforço	96
4.5.2. Diagrama para o processo FCAW com reforço	97
4.5.3. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW sem retirada dos reforços	97
4.5.4. Diagrama para o processo GMAW sem reforço	98
4.5.5. Diagrama para o processo FCAW sem reforço	99
4.5.6. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW com retirada dos reforços	100
4.5.7. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW com retirada dos reforços e com a curva 160 do IIW	101
4.5.8. Observações adicionais sobre os diagramas S-N obtidos	102
4.6. ANÁLISES DAS FRATURAS DOS CORPOS DE PROVA	105
4.7. ANÁLISES REALIZADAS POR MEIO DE ESPECTROMETRIA DE ENERGIA DISPERSIVA DE RAIOS-X (EDS)	108
4.8. ANÁLISE DE MICRODUREZA VICKERS (HV)	112
5. ANÁLISE E RESUMO FINAL DOS RESULTADOS	116

6.	CONCLUSÃO	117
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

1. INTRODUÇÃO

Os códigos voltados ao dimensionamento de estruturas como Eurocode 3 – seções 1.8 e 1.9 (EN 1993-1-8:2005 e PrEN 1993-1-9:2003), AWS D1.1/D1.1M (2010) CIDECT Guide 8 (ZHAO et al., 2001) e IIW (HOBACHER, 2008) não discriminam o desempenho das uniões no que diz respeito ao processo de soldagem empregado. Numa abordagem simplificada e conservativa, tais códigos orientam à delimitação, por meio de cláusulas contratuais, das atribuições, competências e graus de qualidade almejados para a estrutura a ser projetada e erigida. Por essa ótica, o emprego de materiais e processos consolidados de soldagem por arco elétrico, bem como de procedimentos de fabricação e inspeção pré-qualificados, é suficiente para obter juntas íntegras e, conseqüentemente, de confiabilidade adequada.

Nas estruturas de engenharia, de forma geral, têm sido crescentemente empregados aços microligados conformados por meio de processos termomecânicos controlados, os quais proporcionam uma microestrutura que alia resistência mecânica e tenacidade à fratura. Uma família importante desses aços, descrita na norma ASTM A131 (2004), é especialmente voltada às estruturas navais e *offshore*, família na qual se aproxima ao metal de base utilizado neste trabalho, de grau AH 36. Além da área naval, os aços microligados também têm sido aplicados em tubulações, vasos de pressão para armazenamento de óleo e gás e na fabricação de estruturas de engenharia de alta responsabilidade, como por exemplo, a indústria automobilística (ATTA-AGYEMANG et al., 2015; OKUMURA, 1982).

Dentre os processos de soldagem por arco elétrico utilizados nessas aplicações destacam-se: *i*) com gás de proteção (GMAW) e *ii*) com arame tubular com ou sem gás de proteção (FCAW). No processo GMAW, também conhecido pela sigla MIG/MAG (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame, o qual é continuamente alimentado sob comando do operador. Dessa forma, o arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. Já o processo FCAW difere do anterior pelo fato do arame não ser maciço, mas tubular, com o núcleo preenchido por um fluxo fundível, composto por materiais inorgânicos e pós-metálicos que possuem várias funções, como a melhoria das características do arco elétrico, a transferência do metal de solda e, em alguns casos, a adição de elementos

de liga. O fluxo permite ainda agir como formador de escória, e os gases gerados de sua queima atuam como proteção primária sobre a poça de fusão. Dessa forma, o processo FCAW prescinde da proteção gasosa, porém, tal recurso é frequentemente utilizado para ampliar a proteção da poça de fusão (KOBAYASHI et al, 2005; FORTES, 2004, 2005).

Os processos de soldagem GMAW e FCAW são largamente aplicados nas estruturas, nas tubulações e nos vasos de pressão compostos por aços de baixo carbono, inoxidáveis e outras ligas ferrosas. Ambos os processos proporcionam alto rendimento de trabalho e taxas de deposição, resultando em elevada produtividade e qualidade dos cordões. Adicionalmente, os dois processos são facilmente adaptáveis à produção automatizada. Apesar do grande emprego em nível industrial, as diferenças mecânico-metalúrgicas nas juntas obtidas pelos dois processos ainda devem ser melhores compreendidas e essas se esperam obter maior diferença localizadas mais precisamente na zona fundida (BARBEDO, 2011; SOUZA, 2011).

Segundo Modenesi et al. (2009) o processo FCAW em geral demonstra algumas vantagens em relação ao processo GMAW, como por exemplo, alta flexibilidade tanto nas posições de soldagem como na diversidade de materiais que podem ser soldados. Além disso, há possibilidade de ajuste da composição química do metal de solda e a simplicidade de operação em campo. Experimentos realizados por Meller et al. (2011) mostraram que a produtividade do arame tubular foi cerca de 20% maior do que com arames maciços, ao contabilizar o tempo global de trabalho na junta. Já Bracarense et al. (2006, 2012) afirmam que, numa distância de 1000 metros de tubulação, o tempo de soldagem do processo FCAW foi aproximadamente 56% menor do que no GMAW.

Por fim, é importante comentar sobre as vantagens associadas ao uso de eletrodos autoprotetidos, pois os mesmos eliminam a necessidade do uso de aparelhos de gás e são mais adequados para condições ao ar livre. De acordo com Araujo (2011) e Azevedo (2010) a soldagem por arames autoprotetidos em áreas externas, sem a proteção contra vento, atingiu qualidade compatível à obtida com ausência de vento. O processo propiciou elevada diluição dos componentes fluxantes e maior entrada de calor na junta, sem geração de fase frágil, o que se traduziu em juntas de integridade elevada. Os autores constataram ainda que a proteção gasosa externa, nos processos GMAW e FCAW, não deve ser empregada sob o efeito de ventos, por ser inócua. Comentam também que as principais discontinuidades

encontradas nas análises foram porosidades e inclusões. Azevedo (2010) ainda evidencia a necessidade de um treinamento específico para o arame tubular, pois há uma grande geração de fumos e escória. Apesar disso, fica evidente a maior adequação do processo FCAW sem proteção gasosa às uniões soldadas de grandes estruturas, realizadas em estaleiros navais, por exemplo. Nesse caso, a presença de ventos, com grande variação de intensidade e de direção, são um grande empecilho.

1.1. Objetivos

O presente trabalho pretende comparar a vida em fadiga de uniões soldadas de topo, tendo como metal de base um aço estrutural microligado, fabricadas por meio de dois processos a arco elétrico distintos: com proteção gasosa (GMAW) e Arame Tubular (FCAW). Para tal, serão avaliadas as diferenças observadas nas uniões, segundo critérios mecânicos, metalúrgicos e de geometria final dos cordões. Com relação a este último critério, como a forma e as dimensões dos reforços de face e de raiz são importantes na vida em fadiga de componentes soldados, os corpos de prova serão divididos em dois grupos: *i*) com geometria original mantida e *ii*) com a retirada do reforço por processo de usinagem. No primeiro grupo será efetuada a medição dos parâmetros geométricos dos cordões.

Desta forma, o trabalho visa avaliar a relevância de dois fatores importantes na vida em fadiga de uniões soldadas: os aspectos mecânicos-metalúrgicos, resultantes de distintos processos de soldagem, e os aspectos geométricos do cordão. Dentro do possível, busca-se avaliar qual dos fatores é mais relevante.

1.2. Justificativa

De acordo com Zerbst (2014) os processos de soldagem proporcionam fabricação relativamente rápida com baixos custos. O emprego de procedimentos e materiais adequados propicia elevada flexibilidade, integridade e confiabilidade. No entanto, a soldagem é um processo complexo, que resulta em juntas metalurgicamente descontínuas, com presença de defeitos e de tensões residuais que podem levar à redução do tempo de vida ou mesmo a falha catastrófica de componentes ou mesmo de toda a estrutura.

Devido à freqüente localização em regiões de elevadas tensões decorrentes das solicitações, as juntas costumam ser pontos críticos de estruturas, para os três modos de falha mais comuns: critério estático, de fratura ou fadiga.

As propriedades mecânicas das regiões resultantes do processo de soldagem são dependentes da composição química dos metais base e de adição (que poderão conter ou não elementos de liga), do aporte de calor durante a deposição e do regime de temperatura durante o resfriamento. Os dois processos de soldagem comparados nesse trabalho apresentam energias de soldagem e metais de adição diferentes, o que ocasiona propriedades distintas no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC). Desta forma, as diferenças microestruturais resultantes de cada processo devem ser caracterizadas e, em seqüência, sua influência no resultado final, sob o ponto de vista de vida em fadiga, deve ser avaliada.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. AÇOS ESTRUTURAIS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Bruce (1998) e Nishioka et al. (2012) revelam que, desde o início do século XX, há ocorrência de pesquisas com o intuito de avaliar a relação entre as propriedades dos aços e ferros fundidos com a composição química, o processo de fabricação e a microestrutura resultante. A elevação crescente da demanda por estruturas de aço, bem como da severidade das condições de serviço, promoveu o desenvolvimento de tecnologias voltadas ao controle microestrutural e, conseqüentemente, avanços nos processos de fabricação e na criação de novas ligas.

Diversas pesquisas relacionadas aos processos de laminação dos aços de baixa liga e alta resistência (ARBL) nas últimas três décadas do século XX foram promovidas, por exemplo, pela Associação Britânica de Pesquisa em Aços e Ferros Fundidos (*British Iron and Steel Research Association – BISRA*) e por institutos e centros de pesquisa em outros países da Europa, Ásia e América do Norte. Como resultado, na fabricação de chapas, perfis e tubulações, consolidou-se o processo termomecânico controlado (*Thermo-Mechanically Controlled Processing – TMCP*) (NISHIOKA et al., 2012; OUCHI, 2001).

Porém, antes de descrever o processo TMCP, é importante apresentar os principais elementos de liga e sua influência na microestrutura dos aços ARBL. Ao final dessa seção, o leitor concluirá que o desempenho mecânico de um aço estrutural está diretamente associado a dois fatores preponderantes: sua composição química e o processo de conformação mecânica por meio do qual foi fabricado.

De acordo com os autores Al-Mansour et al. (2009) e Laurito et al. (2010) os aços de alta resistência e baixa liga possuem na maioria das vezes teores de carbono inferiores a 0,12% e pequenas adições de Molibdênio, Alumínio, Boro, Nióbio, Vanádio e Titânio. O emprego dos três últimos elementos de liga, combinados com a laminação e resfriamento controlados, possibilitou o desenvolvimento de ligas com teores de carbono da ordem 0,05 a 0,1% em massa, propiciando elevada soldabilidade. Além do Vanádio e do Nióbio, o Alumínio também é responsável por granulometrias refinadas. Segundo Adrian (1992) a interação entre os elementos microligantes com o Carbono e o Nitrogênio pode ocasionar a formação de nitretos e carbonitretos complexos mistos de Nióbio, Titânio e Vanádio. Por fim, melhorias

contínuas nos processos de fabricação permitiram a obtenção de teores cada vez menores de Fósforo e Enxofre, com redução significativa do efeito deletério desses elementos nas propriedades de tenacidade à fratura e na temperatura de transição dúctil-frágil dos aços estruturais.

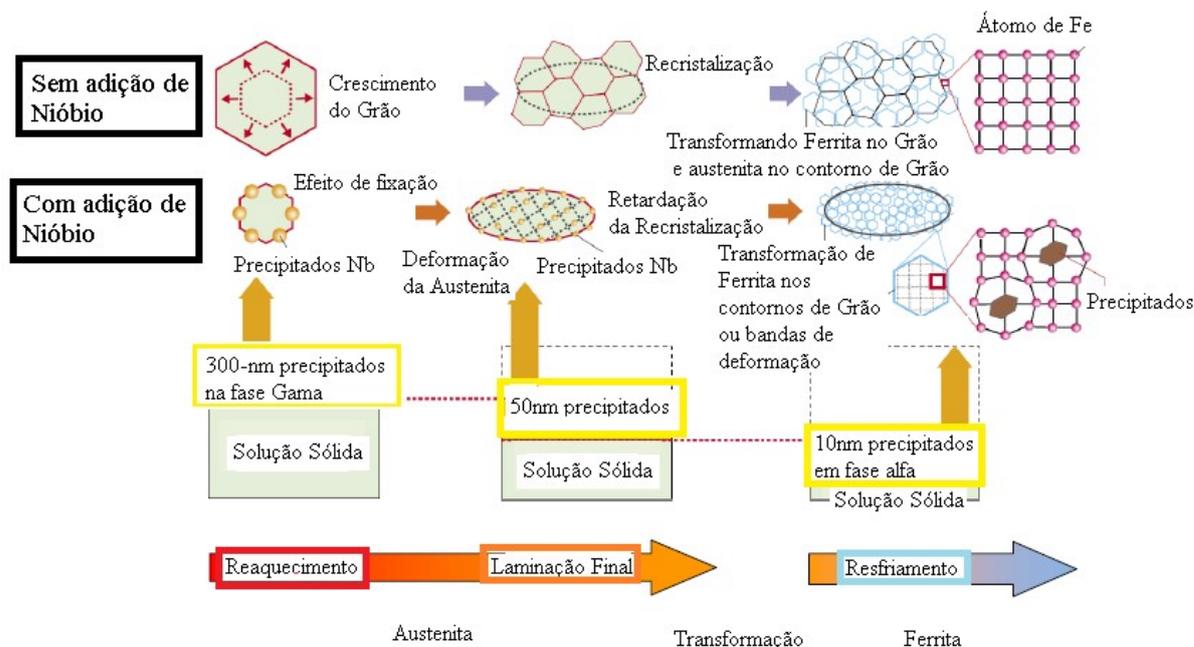
Portanto, uma grande variedade de microestruturas pode ser obtida pela associação da composição química da liga e da rota de processamento empregadas.

Segundo Krauss (1990) o propósito básico da laminação controlada é refinar e/ou deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação, visando obter uma matriz ferrítica de baixa granulometria durante o resfriamento. De acordo com Silva e Mei (2006), o TMCP pode ser fragmentado em três etapas: *i) Reaquecimento*, *ii) Desbaste* e *iii) Acabamento*. Esse processo pode ser realizado em aços Carbono Manganês, no entanto, devido à sua baixa temperatura de recristalização, são necessários laminadores de alta potência. Contudo, a elevação da temperatura de recristalização e o retardo no crescimento do grão austenítico podem ser obtidos por meio de elementos microligantes, dentre os quais tem grande importância o Nióbio, que se dissolve na austenita ou precipita na forma de carbonitreto.

Em um resumo, as principais funções do elemento de liga Nióbio são a prevenção do crescimento dos grãos austeníticos, o refinamento dos grãos ferríticos e a precipitação de carbonitreto. Tais características são obtidas nas etapas de desbaste e acabamento do processo TMCP. Conforme Krauss (1990) a etapa de desbaste ocorre na faixa de recristalização da austenita e consiste em sucessivos passes de laminação, acompanhados pelas subseqüentes recristalizações da microestrutura austenítica. Nessa etapa, a presença de precipitados de Nióbio estáveis é desejável, pois tais precipitados são ancorados aos contornos dos grãos da austenita e, desta forma, inibem o crescimento da estrutura já recristalizada e aumentam a faixa de temperatura da região de não recristalização, favorecendo a formação de uma austenita altamente deformada na etapa final de acabamento. O resultado do desbaste é, portanto, a formação de grãos austeníticos altamente deformados e alongados. Dessa forma, a matriz apresenta maior fração de contornos de grão por unidade de volume e, conseqüentemente, mais sítios favoráveis à nucleação da ferrita. Por meio desse procedimento é obtida, ao longo do processo, uma microestrutura ferrítica refinada, nomeada como ferrita primária de contorno de grão, ou ferrita primária intragranular, dependendo de sua localização no grão da austenita. Após o resfriamento, no interior dos grãos ferríticos também estão

presentes precipitados de Nióbio e/ou carbonitretos mistos de Nióbio (KRAUSS, 1990 e VERLINDEN et al., 2007). A figura 1 mostra esquematicamente os mecanismos que tornam o Nióbio tão importante para a morfologia microestrutural final.

Figura 1 - As funções dos precipitados de Nióbio em cada estágio do processo TMCP.

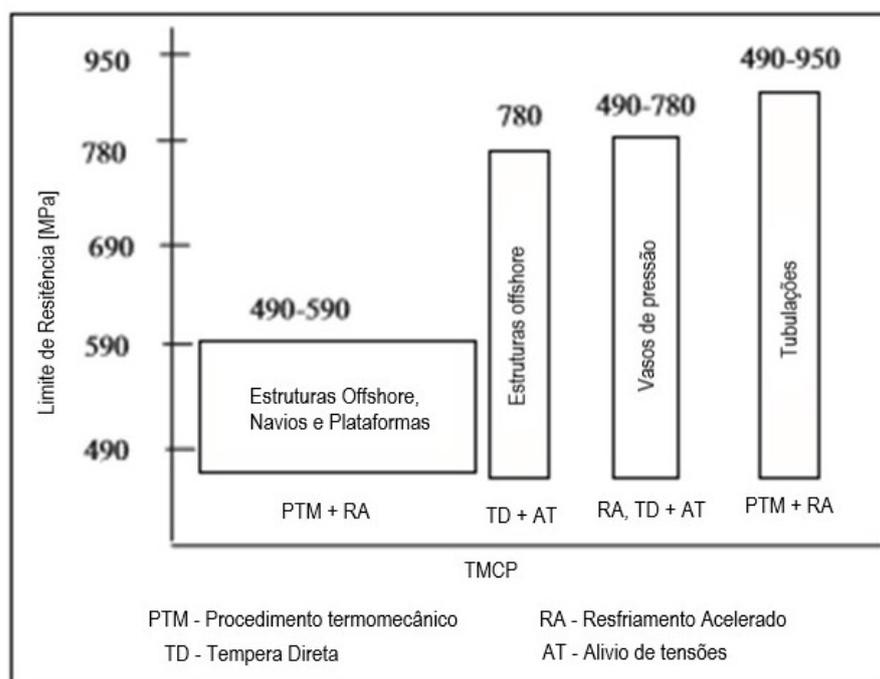


Fonte: Adaptado de Nishioka, 2012.

De acordo com Krauss (1990), nos aços microligados, mesmo que a precipitação de carbonitretos numa solução sólida contribua para o endurecimento, o refinamento dos grãos de ferrita é o fator mais relevante, pois causa melhora na tenacidade e na resistência mecânica. Segundo Gorni (2008), à medida que a granulação da ferrita vai ficando mais fina, concomitantemente há aumento da tenacidade à fratura e do valor da tensão de escoamento. Em contrapartida, a resistência à tração não sofre modificações proporcionalmente. Referindo-se à fadiga, fluência e ao valor de tensão de escoamento, Nam et al. (2006) concluem que as proporções dos grãos do material são o fator controlador de tais propriedades.

Os autores Atta-Agyemang et al. (2015) demonstram a aplicação do TMCP, com os possíveis tratamentos térmicos posteriores (tempera direta-TD, alívio de tensões-AT e o resfriamento acelerado-RA) em chapas de aços ARBL, com intuito de expor as diferentes classes de Limite de Resistência e suas respectivas aplicações conforme figura 2.

Figura 2 - Condição de TMCP para as diferentes aplicações com seus respectivos range de Limite de Resistência



Fonte: Adaptado de ATTA-AGYEMANG et al, 2015

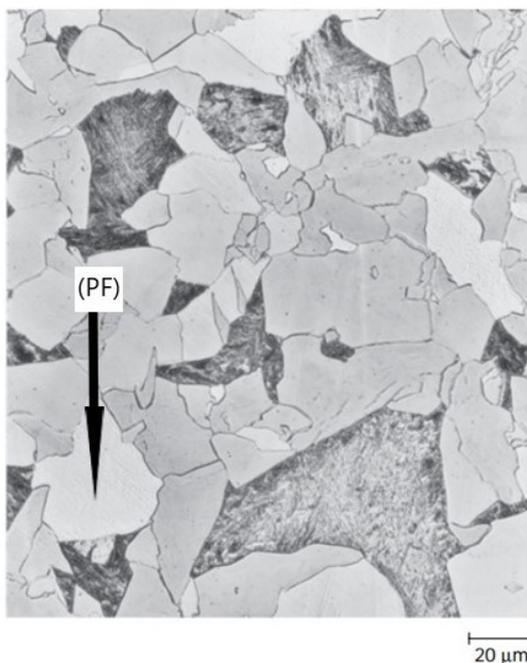
Por fim, apresenta-se a família de aços à qual se aproxima ao metal base empregado neste trabalho. Segundo a norma ASTM A131/A131M (2004), entre os vários aços confeccionados por meio do processo de laminação controlada, destacam-se os aços microligados dos seguintes graus: AH32, AH36, AH40, DH32, DH36 e DH40. Esses deverão sofrer normalização, laminação controlada ou processo termomecânico controlado, quando especificado. No caso de chapas de aço AH36 com espessura entre 6,4 a 12,5 mm, podem receber todos os tipos de laminação descritos a cima, com seus possíveis tratamentos térmicos posteriores. A letra H dessa nomenclatura está associada a menores temperaturas características de transição dúctil-frágil. Desta forma, por exemplo, um aço ASTM A131 AH36 possui menor temperatura de transição do que um aço A 36. Essa característica torna essa classe de aços particularmente adequada às estruturas navais e *offshore*, nas quais as temperaturas de operação podem ser bastante baixas.

2.1.1. Transformações alotrópicas e suas denominações (ARBL)

Este capítulo tem o intuito de identificar as possíveis microestruturas encontradas nos aços ARBL, formadas por efeito da composição química e do processo de laminação controlado, ou termomecânico controlado, com ou sem posterior resfriamento controlado. Também será abordada a nomenclatura associada a essas microestruturas.

O aço A 131 Grau AH36 possui uma porcentagem em peso de carbono máximo de 0,18 o que o classifica como um aço hipoeutetóide. Nesses aços, segundo Krauss (2015), a fase- α proeutetóide é nucleada e cresce nos contornos de grãos austeníticos, durante o resfriamento na região de coexistência das fases α e γ do diagrama Ferro-Carbono. Por esse motivo, o nome mais comum empregado para essa fase é simplesmente ferrita de contorno de grão. Quando a forma final dos grãos ferríticos é alongada e fina, circundando os contornos dos grãos de austenita dos quais se originou, então essa microestrutura é chamada de ferrita alotriomórfica, ou seja, que possui uma forma não representativa de seu arranjo cristalino interno. Porém, durante o resfriamento lento, o crescimento da ferrita pode resultar em grãos com forma aproximadamente poligonal e, nesse caso, essa ferrita é dita poligonal ou equiaxial. Por fim, quando é atingida a temperatura eutetóide, há a transformação final da austenita, gerando a perlita. A figura 3 mostra a morfologia da ferrita equiaxial/poligonal de um aço carbono ARBL Grau 80.

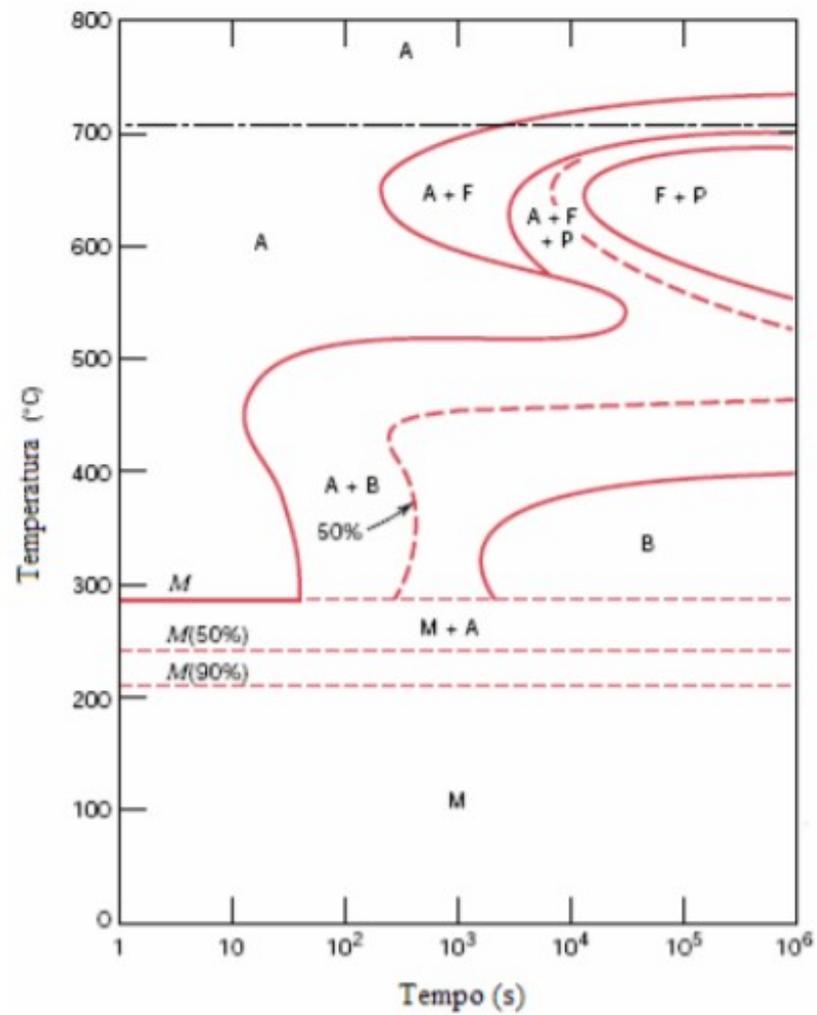
Figura 3 - Morfologia de um aço ARBL Grau 80 Ferrita Poligonal(PF)



Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2015

De acordo com Gräf et al. (2002), Krauss (2015) e Wang et al. (2009), o aperfeiçoamento do processo termomecânico controlado ocasionou uma diversidade de morfologias ferríticas. Talvez a mais importante dessas morfologias seja a ferrita acicular, a qual, de acordo com Gräf et al. (2002) é utilizada para dois tipos distintos de microestruturas: *i*) ferrita de Widmanstätten: provém normalmente dos contornos dos grãos na forma de agulhas, podendo também ser gerada a partir de inclusões presentes no metal de solda, e *ii*) ferrita bainítica, que se distingue da microestrutura bainítica (tanto superior quanto inferior) pela composição livre de carbonetos. Segundo Krauss (2015), essas morfologias apresentam semelhança com a bainita, (sem, no entanto, conter a fase cementita) formando-se a partir de temperaturas intermediárias àquelas em que se formam ferrita/perlita e martensita. Um diagrama que representa as fases que irão se formar nos aços, de acordo com a velocidade de resfriamento, é o diagrama de transformação isotérmica; a figura 4 ilustra as curvas de Temperatura-Tempo-Transformação de um aço ARBL.

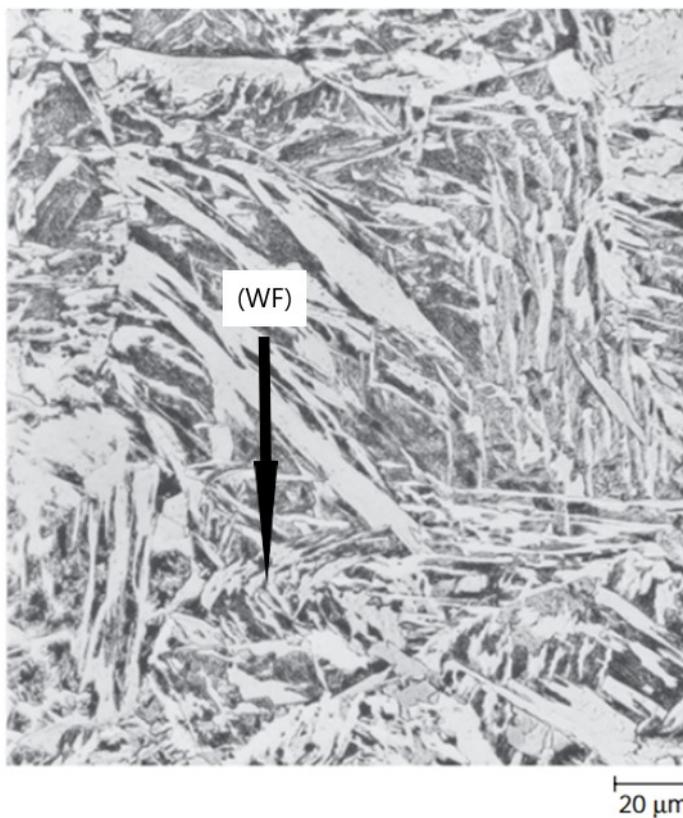
Figura 4 - Diagrama de transformação isotérmica para um aço AISI 4340: A-Austenita; B- Bainita; P-Perlita; M-Martensita; F-Ferrita.



Fonte: Adaptado de Callister, 2002

A figura 5 ilustra a morfologia da ferrita Widmanstätten ou acicular com a alongação dos cristais claros em formas de agulha.

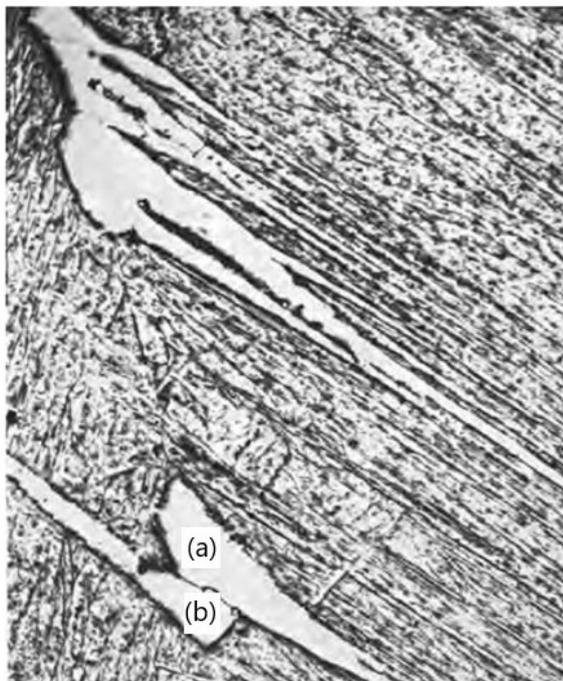
Figura 5 - Morfologia da Ferrita acicular nos aços ARBL



Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2015

Segundo Lee (2000) e Wang et al. (2009), os aços que possuem teor relevante de ferrita acicular apresentam melhores propriedades mecânicas – menor temperatura de transição dúctil-frágil, maior tenacidade à fratura e maior resistência à fadiga – quando comparados com aqueles que apresentam predominância de ferrita equiaxial e perlita. Krauss (2015) cita como exemplo de aplicação dessa característica os dutos para o transporte de petróleo e gás em áreas de baixas temperaturas, nos quais tem havido maior emprego de aços com elevado teor de ferrita acicular. A figura 6 mostra a microestrutura de uma liga Fe-C 0,2% de alta pureza (baixíssima quantidade de fósforo, enxofre e inclusões não metálicas), que sofreu austenitização e resfriamento rápido. Observa-se que os sítios da ferrita alotriomórfica acabam por desenvolver a ferrita de Widmanstätten, que se projeta para dentro dos grãos austeníticos.

Figura 6 – Ferrita de contorno de grão e placas de Widmanstätten: os sítios de ferrita alotriomórfica (a) e (b) têm orientação que favorece a formação das agulhas de Widmanstätten no interior do grão austenítico.



Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2015.

A decomposição da austenita segundo Matrosov et al. (2012) se ramifica em dois tipos de estruturas, de alto e de baixo Carbono. As microestruturas de alto Carbono compreendem martensita, austenita retida, perlita e bainita. Já a microestrutura de baixo Carbono se trata da ferrita, em suas várias formas. A presença da ferrita é predominante nos aços microligados ARBL, por se tratarem de aços hipoeutetóides.

Para a classificação dos elementos microestruturais resultantes da decomposição da austenita num processo de resfriamento, Krauss (2015); Matrosov et al. (2012) e Wang et al. (2009) recomendam um sistema dividido entre os elementos ferríticos e os produtos de segunda fase de alto teor de Carbono. A Tabela 1 mostra o modelo de classificação do Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*).

Tabela 1 - Simbologia e nomenclatura para microestrutura ferrítica e para os produtos de segunda fase de alto teor de carbono de acordo com o Comitê de Bainita do ISIJ

Símbolo	Nomenclatura
I ₀ Fases da matriz majoritária	
α_p	Ferrita Poligonal (PF)
α_q	Ferrita Quase - Poligonal (QF)
α_w	Ferrita Widmanstätten (WF)
α_B	Ferrita Bainítica Granular (GF)
α_B^o	Ferrita Bainítica (BF)
$\alpha'm$	Martensita cúbica deslocada
II ₀ Fases secundárias minoritárias	
γ_r	Austenita Retida
MA	Constituinte Martensita-Austenita (MA)
$\alpha'M$	Martensita
ATM	Martensita Auto-Temperada
B	Bainita Superior (B _u)
	Bainita Inferior (B _L)
P'	Perlita Degenerada
P	Perlita
⊖	Partícula de Cementita

Fonte: Adaptado de KRAUSS, 2015

2.2. BREVE DESCRIÇÃO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM EMPREGADOS

2.2.1. Soldagem por Arco Elétrico com Gás de Proteção (GMAW)

Segundo Ferjutz (1993) o processo GMAW:

...é um processo que une metais por meio de seu aquecimento com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo consumível (arame) e a peça. Um gás ou uma mistura de gases é empregada para proteção do arco e da poça de fusão.

De acordo com Fortes (2016); Starling (2006) um aspecto importante a ser observado são os modos de transferências metálicas, pois os mesmos influenciam em inúmeros aspectos operacionais da soldagem, como a taxa de deposição, penetração e formato do cordão.

O processo GMAW, afirma Fortes (2016), abrange três técnicas distintas de transferência metálica: *i) Curto-circuito (short arc, diptransfer ou microwire)*: a transferência ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido, no momento em que o metal fundido na ponta do arame toca a poça de fusão, *ii) Aerosol (spray arc)*: pequenas gotas de metal fundido se desprendem da ponta do arame e são projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão e *iii) Globular*: ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade. Os fatores determinantes dos modos de transferências são o diâmetro do arame, o comprimento do arco, a corrente, o gás de proteção e as características da fonte de energia.

Segundo Fortes (2004) e Widgery (1994) os arames sólidos, que necessitam de misturas Ar + CO₂ para a soldagem ao arco aberto, produzem um arco pequeno e uma transferência de metal muito localizada. As gotas atravessam o arco ao longo de uma linha de centro, com alta frequência, sendo que isso pode ser visto no cone característico do arco. Por causa dessa transferência axial, as gotas penetram na poça de fusão dentro de uma área de projeção relativamente pequena. Conseqüentemente, toda a energia contida nas gotas fica concentrada nessa área. Tradicionalmente, a penetração de arames sólidos é pequena e estreita, ou seja, é uma penetração característica no formato (dediforme – *fingerform*).

2.2.2. Flux Cored Arc Welding – FCAW

Segundo Ferjutz (1993), no processo FCAW:

... o calor para a soldagem é produzido por meio de um arco elétrico entre o metal de adição, continuamente alimentado, e a peça. O emprego de um eletrodo tubular, preenchido com fluxo, torna esse processo distinto dos demais. Tal fluxo permite que o eletrodo seja autoprotégido. De forma alternativa, um gás de proteção pode ser necessário.

Segundo Fortes (2016) e Starling (2006), a configuração dos arames tubulares, de aço baixo Carbono, aço inoxidável ou liga de níquel, apresentam em seu interior um fluxo em forma de pó contendo desoxidantes, formadores de escória e estabilizadores de arco. Os arames tubulares com fluxo não metálico são especificamente desenvolvidos para soldar aços de baixo carbono usando como gás de proteção o dióxido de carbono ou misturas de Argônio e CO₂. Em relação ao processo com eletrodos revestidos, propicia taxas de deposição mais altas (tipicamente o dobro), possibilidade de ajuste da composição química do cordão de solda e ciclos de trabalho maiores (pois não há troca freqüente de eletrodos). A penetração mais profunda alcançada com os arames tubulares permite também menor trabalho de preparação de juntas.

No processo FCAW, a forma de transferência de metal depende particularmente das características do fluxo no núcleo do arame. Mesmo que o assunto ainda seja fonte de estudos, de acordo com Norrish, (2006), os arames tubulares básicos trabalham com transferência metálica globular não axial em correntes elevadas e, no caso de correntes menores, em curto circuito. Já os arames tubulares rútilicos operam freqüentemente com altas correntes e uma transferência *spray*. Por fim, os arames com núcleo de pó metálico se comportam de forma semelhante aos arames sólidos, ou seja, curto circuito em correntes baixas e *spray* em correntes altas.

Segundo Fortes, (2004) e Widgery (1994), os arames tubulares possuem um arco mais largo, conseqüentemente criam uma área de projeção maior, distribuindo, portanto, toda a energia de soldagem mais uniformemente. Essa diferença nas características do arco entre os arames sólidos e os arames tubulares é significativo na qualidade do metal de solda. A penetração dos arames tubulares é tipicamente mais rasa, porém mais larga, possibilitando uma tolerância muito maior para desalinhamentos da tocha e, adicionalmente, reduzindo os riscos de defeitos de falta de fusão. Além disso, pelo motivo da corrente de soldagem ser conduzida pelo invólucro tubular metálico no processo FCAW a taxa de deposição desse é maior que no GMAW, ou seja, em uma dada corrente, os efeitos físicos da densidade de corrente e o efeito Joule garantem essa condição.

Ainda segundo os autores, a velocidade de soldagem influi na penetração. Em certos casos o aumento da velocidade de soldagem aumenta a penetração na raiz da junta. Da mesma forma, ocorre uma redução na penetração se a velocidade

de soldagem diminuir, pois há possibilidade do arco tender mais para a poça de fusão do que para o metal de base. Ainda, o uso de baixas velocidades de soldagem deve ser evitado quando são requeridas propriedades de impacto a baixas temperaturas. Mesmo que a junta possa ser preenchida em poucos passes, os volumosos depósitos de solda resultarão em grandes aportes de calor e por isso a tenacidade ao impacto será reduzida. Além disso, no caso de arames tubulares com fluxo não metálico, deve ser considerada a dificuldade de controle da escória a baixas velocidades de soldagem, que pode passar à frente da poça de fusão e gerar inclusões de escória.

Faz-se importante comentar sobre o uso de eletrodos autoprotetidos, pois os mesmos eliminam a necessidade do uso de aparelhos de gás, mostrando-se mais adequados para operação ao ar livre. De acordo com estudos de Araujo (2011), Azevedo (2010) e Lessa (2010), a soldagem com arames autoprotetidos em áreas externas, sem a proteção contra ventos, obteve qualidade de soldagem compatível com a soldagem com ausência de vento. Vários fatores observados mostraram que o processo é mais adequado para uso em estaleiros ao ar livre, como por exemplo: elevada diluição dos componentes fluxantes e maior entrada de calor na junta sem geração de fase frágil. Portanto, a proteção gasosa externa, tanto no processo GMAW como no FCAW, não deve ser empregada sob o efeito de ventos, por ser ineficaz. Por fim, os autores colocam que as principais discontinuidades encontradas nas análises foram porosidades e inclusões. Em contrapartida, Azevedo salienta a necessidade de um treinamento específico para os operadores do processo FCAW, pois há uma grande geração de fumos e escória.

2.3. CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES, TENSÕES RESIDUAIS E DEFEITOS NAS JUNTAS SOLDADAS

Segundo a norma AWS D1.1/D1.1M (2010) e as recomendações da organização IIW sobre procedimentos de soldagem no caso dos aços estruturais de baixa e média resistência mecânica, o procedimento corriqueiramente adotado na escolha do metal de adição e dos parâmetros de processo visa conferir ao metal de solda uma resistência mecânica superior ao metal base, o que também se reflete no desempenho sob cargas dinâmicas e, portanto, em fadiga. No entanto as referências ISO, E. N. 6520-1 (2005); Zerbst et al. (2014) revelam frequentemente que as uniões

soldadas estão localizadas em regiões em que o fluxo das forças atuantes na estrutura sofre uma alteração ou restrição, como por exemplo, num ponto de união de perfis numa treliça. Nesse caso, há um fator de concentração de tensões associado à própria forma geométrica da união. Além disso, aproximando o campo de visão para essa junta, observa-se que defeitos geométricos relacionados à região de superfície do cordão também têm efeito prejudicial. A forma irregular do reforço, a presença de mordeduras e a falta de penetração na raiz do cordão são fatores geométricos ampliadores da concentração de tensões. Ainda nessa abordagem, aproximando ainda mais o campo de visão para o nível da microestrutura do material (porém ainda a olho nu ou, no máximo, com emprego de uma lupa), é possível observar uma série de defeitos aos quais as uniões soldadas são suscetíveis: vazios, porosidades, inclusões de escória e trincas de solidificação ou de coesão lamelar. Por fim, de acordo com AWS D1.1/D1.1M (2010), aproximando ainda mais o campo de visão para uma escala da ordem de alguns grãos, observa-se que a junta soldada, por si só, representa uma descontinuidade metalúrgica, composta por quatro regiões de comportamento distinto: *i)* Metal de Solda, *ii)* ZAC de grãos grosseiros, *iii)* ZAC de grãos finos e *iv)* Metal Base. Em um último nível de observação, também é possível verificar a presença de partículas de segunda fase e microinclusões, as quais, por sua vez, são responsáveis pelo desencadeamento do processo de falha por clivagem, pela formação de cavidades que levam à ruptura dúctil ou ainda pela propagação paulatina de uma ou mais trincas de fadiga. Algumas das partículas mais usuais são originadas por reações envolvendo o Oxigênio, o qual é relativamente insolúvel no aço. Ou seja, quando o metal de solda está em processo de solidificação, o Oxigênio sai da solução e precipita na forma de microinclusões esféricas de óxidos. Os teores de partículas compostas por Oxigênio costumam ser maiores nos metais de solda do que nos metais de base porque a rápida solidificação não proporciona tempo suficiente para que esse elemento aflore à superfície, como ocorre nas panelas ou nos lingotes numa siderúrgica. Outras inclusões estão associadas a elementos de liga, como o Titânio, o Alumínio e o Manganês, e aos não metais Fósforo, Silício e Enxofre.

Retornando aos defeitos presentes em juntas soldadas, sob o ponto de vista de integridade mecânica, tais defeitos são classificados pela referência ISO 5817(2003) e Zerbst (2014) da seguinte forma:

- a) Fissuras e imperfeições em forma de trinca, originadas a quente ou a frio, devido à falta de fusão, penetração incompleta ou outros motivos. Processos de inspeção não destrutivos podem detectar fissuras que apresentam dimensões da ordem de alguns décimos de milímetro. Nesse caso, usualmente procedimentos de reparo da região são empregados.
- b) Imperfeições do material, que podem se tornar sítios de iniciação de trincas, como as inclusões de escória, sendo de suma importância para as análises de resistência à fadiga e de vida à fadiga.
- c) Descontinuidades geométricas que aumentam as tensões locais, por exemplo, desalinhamento e distorção angular. Este tipo de descontinuidade também pode alterar o campo de tensões residuais da junta soldada, o que pode afetar as fases de iniciação e propagação da fissura até a falha final.
- d) Imperfeições que provavelmente não têm efeito na vida de fratura ou de fadiga, por exemplo, a porosidade em secções de baixa tensão do componente.

Diversos autores e normas como a AWS D1.1/D1.1M (2010), Hicks (1999) e Tamboli (1999) comentam que os processos não destrutivos de inspeção mais corriqueiros (líquidos penetrantes, ultrassom e partículas magnéticas) podem detectar defeitos com dimensões da ordem de alguns décimos de milímetros. Porém, muitos defeitos apresentam dimensões, posição ou orientação que os tornam imunes à caracterização por esses métodos de inspeção. Isso é de grande importância no caso específico das microtrincas localizadas em pontos de elevada tensão na peça. Tais microtrincas acabam por causar a supressão do chamado “período de nucleação da trinca de fadiga”. Na prática, isso representa uma diminuição drástica do tempo de vida.

Segundo Zerbst et al. (2014): “tensões residuais são tensões auto balanceadas que estão presentes numa estrutura sem a presença de uma carga externa”.

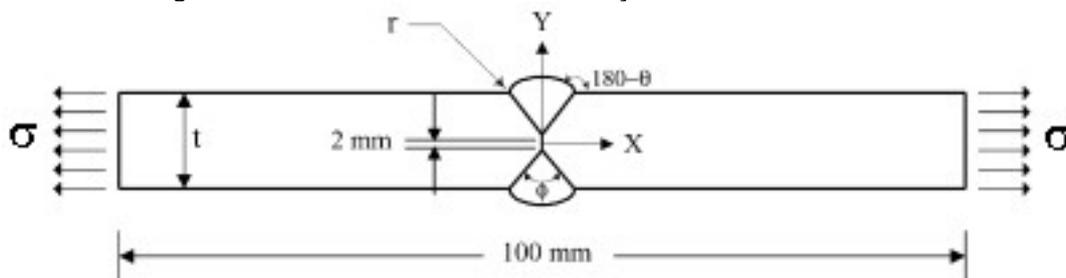
Vários processos de fabricação mecânica acabam por produzir essas tensões, em maior ou menor monta. Dentre esses processos, a soldagem por arco elétrico é um dos que se destacam, devido à magnitude dos valores de tensão atingidos e à correspondente consequência para a vida útil da peça.

Segundo Zerbst et al. (2014) apud Kirkhope (1999) após a soldagem, as tensões residuais podem ser reduzidas por tratamento térmico (*Post Weld Heat*

Treatment - PWHT) ou processo mecânico. Nesse último caso, são empregados métodos como o jateamento de esferas ou o martelamento por agulhas ou ultrassônico, os quais conferem encruamento e tensões residuais de compressão na região próxima à superfície. Conforme o autor Zerbst et al. (2014), apud Smith (1997) e Srivastava (2010), no caso do alívio de tensões por processo térmico, a solda é aquecida a uma temperatura que não causa transformação de fase. Nessa temperatura, o limite de escoamento do material é reduzido, o que permite que o pico de tensões residuais esmoreça por meio de micro deformações plásticas. Subsequentemente, a peça é lentamente arrefecida de tal modo que, na medida do possível, não se desenvolvam novas tensões residuais. Os parâmetros tecnológicos de temperatura e de tempo de permanência têm de ser especificados de acordo com as características particulares da peça e do material, caso contrário pode haver prejuízo às propriedades mecânicas. O processo térmico não altera apenas os valores de pico das tensões residuais, mas também sua forma e distribuição. Usualmente as tensões residuais são relaxadas para cerca de 10 a 25% do valor presente no estado soldado.

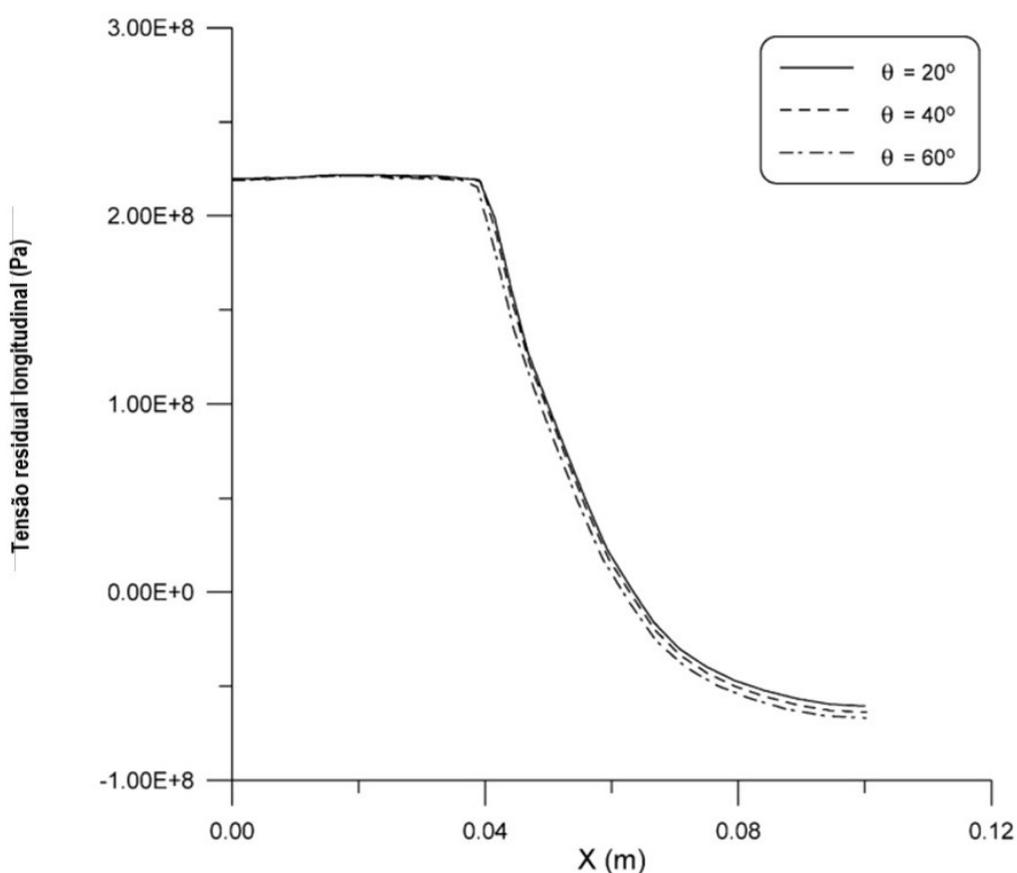
Teng (2002), afirma que a distribuição de tensão em uma junta soldada tem uma configuração de tração próxima ao pé da solda e, à medida que essa distância cresce, surgem às tensões de compressão, a figura 7 ilustra o sentido que foram medidas as tensões residuais. Por meio do método de elementos finitos as tensões residuais foram calculadas juntamente com a distribuição de temperatura determinada pelo modelo térmico durante a soldagem de cada passe. Então a tensão residual em cada incremento de temperatura é adicionada a um ponto nodal para determinar o comportamento atualizado do modelo antes do próximo aumento de temperatura. O autor analisou uma junta de topo soldada e constatou que as tensões residuais longitudinais próximas ao pé da solda, permanecem quase inalteradas com o aumento do ângulo de flanco (θ), conforme ilustra a figura 8.

Figura 7 - O eixo X é o sentido de medição das tensões residuais



Fonte: Fonte: Adaptado de TENG, 2002

Figura 8 – Distribuição das tensões residuais longitudinais ao longo da solda

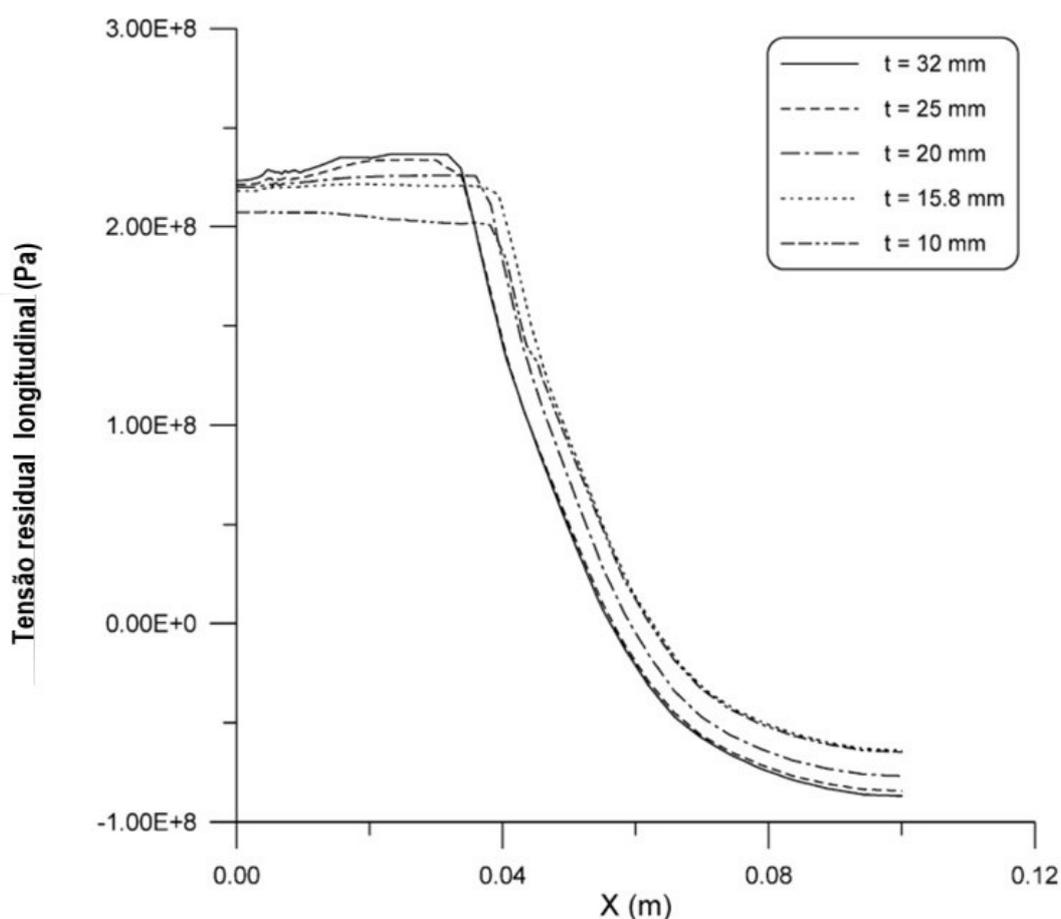


Fonte: Adaptado de TENG, 2002

O mesmo autor também constatou que a espessura da chapa e o pré-aquecimento influenciam na tensão residual de uma junta de topo soldada. Com relação à espessura da chapa o autor revela que há aumento da tensão residual com o aumento da espessura da seção por meio de três situações: I) Em seções de maiores espessuras correspondem um aumento na energia de soldagem da junta consequentemente aumentando a largura da ZAC, II) O aumento da espessura significa que há uma maior variação da temperatura causando alterações maiores de

expansão e contração durante o resfriamento da junta soldada, com isso aumentado a tensão residual e *III*) Uma seção mais espessa fortalece a restrição interna e assim aumenta as tensões residuais. A figura 9 ilustra tais conclusões.

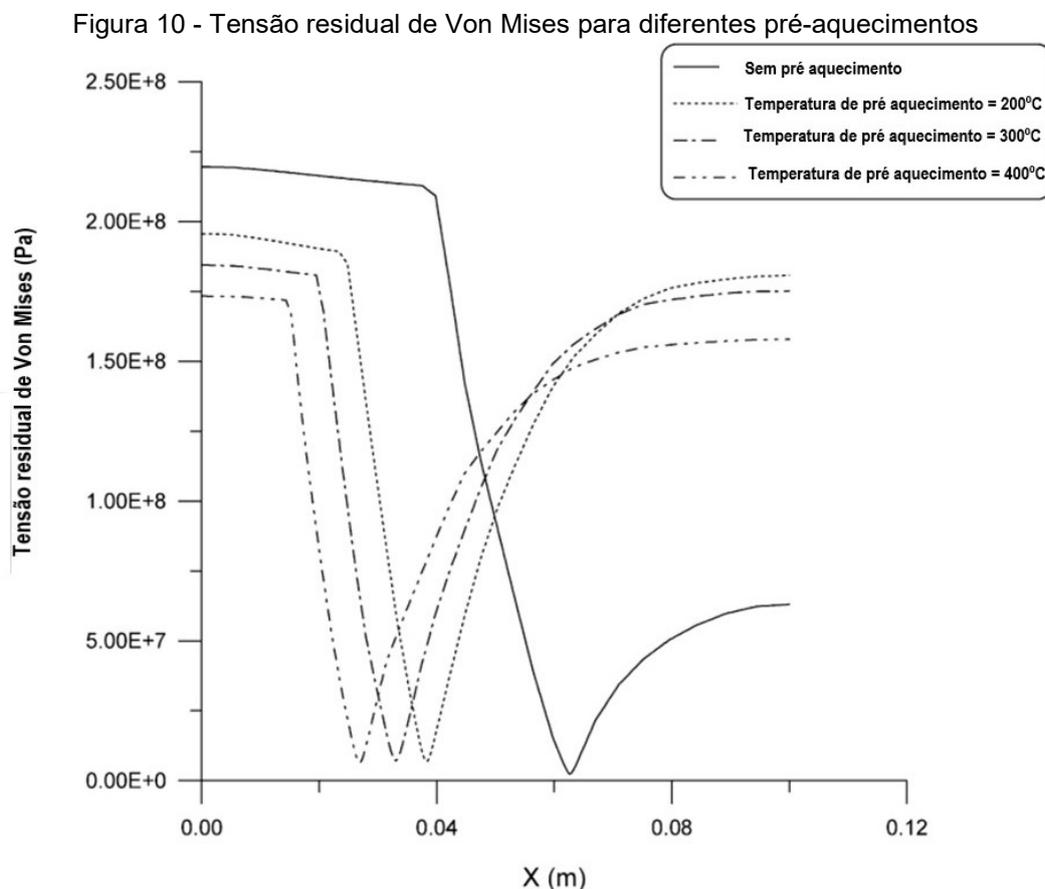
Figura 9 - Distribuição das tensões residuais longitudinais ao longo da solda



Fonte: Adaptado de TENG, 2002

Durante a soldagem as diferentes temperaturas de pré-aquecimento podem influenciar nas tensões residuais próximas ao pé da solda. Portanto há maneiras de reduzir a tensão residual em juntas de topo soldadas através de pré-aquecimento, as quais são: *I*) Pré-aquecimento reduz a taxa de resfriamento máxima (Gradientes de temperatura) na ZAC durante a soldagem, isso reduz a tensão residual, *II*) O pré-aquecimento reduz a variação da temperatura durante a soldagem, portanto diminui a contração e por consequência há um decréscimo na tensão residual e *III*) O pré-aquecimento faz com que a tensão de escoamento e o módulo de elasticidade sejam menores do que na temperatura ambiente, ou seja, ao mesmo tempo reduz-se a

tensão residual. A figura 10 revela um moderado pré-aquecimento, porém significativo na redução da tensão residual.



Fonte: Adaptado de TENG, 2002

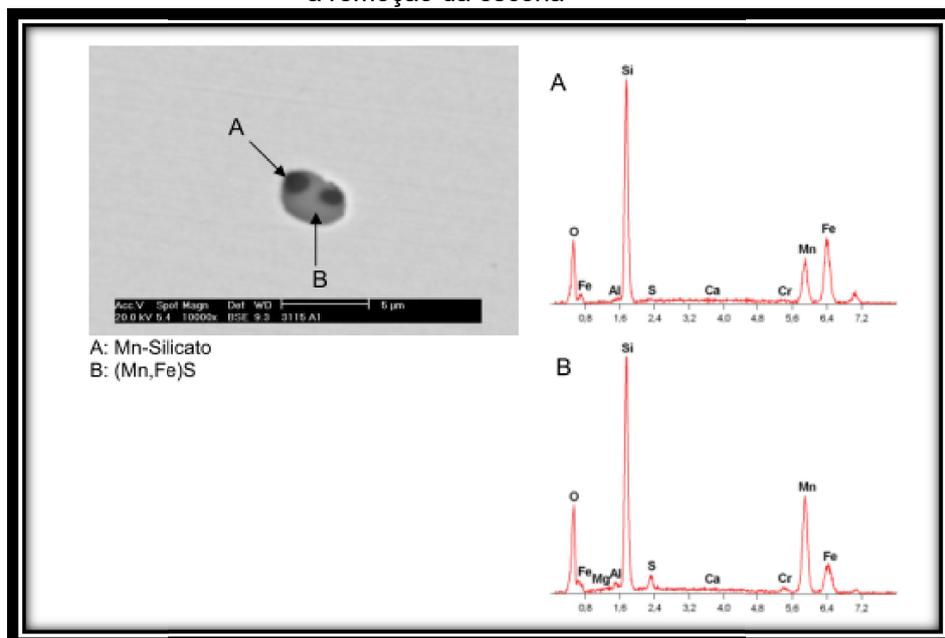
Segundo Bracarense (2012) apesar da qualidade da solda, por exemplo, do processo FCAW, estar relacionada com cinco variáveis pré-selecionadas que são: I) Situação do metal de base, II) Tipo de junta, III) Tipo de consumível, IV) O método de proteção e V) O procedimento de soldagem. Os procedimentos e práticas indevidas estão diretamente correlacionados com maioria das discontinuidades. Com relação a este processo as principais são: i) Falta de fusão, ii) Presença de trincas, iii) Falhas de alimentação e iv) Porosidades.

Diversos autores como Wainer (2010) salientam a importância de outros fatores como, por exemplo, a abertura de arco. Esse é um dos fatores crítico nos processos de soldagem, pois podem proporcionar imperfeições na superfície do metal. Isso ocorre na abertura do arco, nesse momento há um intervalo de segundos de instabilidade do processo até que atinja uma estabilidade nos parâmetros de

trabalho, resultando em uma adição de material heterogênea com relação ao restante do cordão podendo vir a caracterizar defeito ou descontinuidades.

Em virtude das possíveis inclusões encontradas nos processos de soldagem e da escassez de informações sobre a caracterização das mesmas, recorre-se a literatura de Moraes (2009) com intuito de esclarecer as inclusões constatadas nas amostras de aço retiradas das diferentes etapas do processo de produção. Os elementos de maior intensidade presentes são classificados em classes e conseqüentemente analisados quantitativamente por meio de conversões estequiométricas para óxidos. Esses apresentam uma simplificação na classificação das inclusões, devido ao tamanho das inclusões em relação à área da superfície da amostra afetada pelo feixe do raio-x do MEV. As inclusões em geral são óxidos de silício, de alumínio e Sulfetos de cálcio que possuem um tamanho entre 10 á 50 micrometros e podem assumir diversas morfologias, ou seja, globulares, irregulares, angulares, aciculares e bastonetes. Conseqüentemente nas inclusões analisadas há a presença de um pico pronunciado de ferro o que indica a análise conjunta da matriz. A figura 11 ilustra uma inclusão constituída de dois núcleos mais escuros de formato globular (região A) correspondendo a o silicato de manganês e a região mais clara e continua (região B) corresponde ao sulfeto de manganês. O autor ainda comenta que essas inclusões são mais comuns em aços desoxidados com silício e com alto teor de oxigênio dissolvido.

Figura 11 - Aspecto da inclusão de sulfeto e silicato de manganês em amostra retirada após a remoção da escória



Fonte: Adaptado de Moraes, 2009

2.4. CORRELAÇÃO ENTRE A ZONA AFETADA PELO CALOR, A ENERGIA DE SOLDAGEM, VELOCIDADE DE SOLDAGEM E A TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO

A ZAC abrange as regiões do metal base cuja estrutura foi modificada pelas variações de temperatura durante o processo de soldagem. Devido às peculiaridades destas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZAC podem levar a resultados indesejáveis. A formação desta região é influenciada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem (MODENESI, 2012).

Segundo Debroy (2001) e GANTI (1997), em geral nos aços estruturais a zona afetada pelo calor é uma faixa de 2 a 5 mm de largura no metal de base adjacente ao metal de solda. Essa largura aumenta proporcionalmente com a energia de soldagem e o aporte de calor. As propriedades mecânicas da ZAC também são dependentes da composição química do metal de base, do metal de adição e da taxa de resfriamento. Tal zona é caracterizada pela presença de microestruturas diversas, que variam de martensita e bainita, na região da linha de fusão, e a ferrita ou perlita

na parte próxima ao metal de base. Frequentemente, os grãos na região próxima à linha de fusão apresentam maior tamanho do que os localizados perto do metal base.

Segundo Modenesi (2003): “a energia de soldagem ou aporte de calor é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta” e é calculada conforme equação:

$$E = \frac{U \times I}{V} \quad (1)$$

Na qual:

$$E = \text{Energia de Soldagem} \left(\frac{\text{kJ}}{\text{cm}} \right)$$

$$U = \text{Tensão de soldagem} (V)$$

$$I = \text{Corrente de soldagem} (A)$$

$$V = \text{Velocidade de soldagem} \left(\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right)$$

Modenesi (2003 e 2012) salienta ainda que os efeitos gerados pela energia de soldagem na junta soldada são de difícil previsão, tendo em vista que os parâmetros primários (tensão, corrente e velocidade) influenciam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo, o qual está relacionado com o processo de soldagem e suas condições conforme revela a equação:

$$\eta = \frac{E_L}{E}$$

Na qual:

$$E_L = \text{Energia de Soldagem Líquida} \left(\frac{\text{kJ}}{\text{cm}} \right)$$

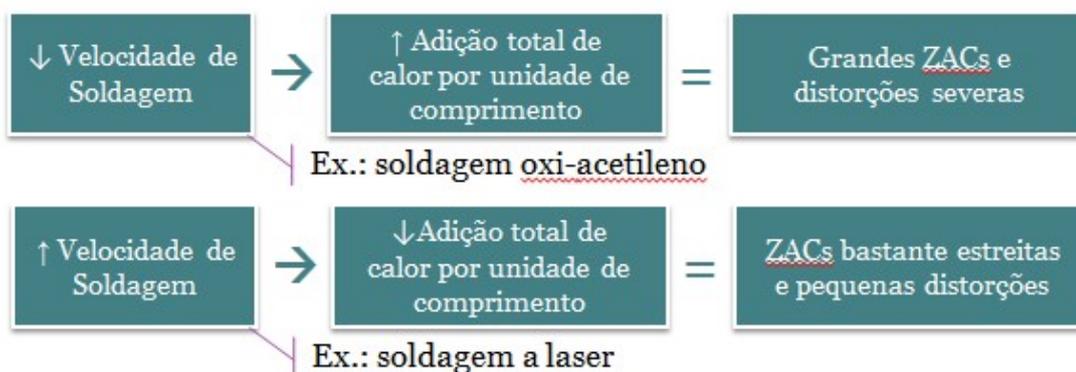
$$\eta = \text{Rendimento Térmico} (\%)$$

Na mesma linha, o emprego de um processo e de um valor específico de energia de soldagem pode gerar soldas de formatos completamente diferentes, dependendo dos parâmetros de soldagem primários aplicados. Por outro lado, a energia de soldagem afeta parâmetros operacionais como a velocidade de resfriamento da solda e a repartição térmica, a qual relaciona a temperatura de pico de cada ponto próximo ao cordão de solda com a distância em relação ao centro do

mesmo, onde a primeira tende a diminuir e a segunda a ficar mais aberta com um aumento na energia de soldagem.

Por sua vez, a velocidade de soldagem afeta o aporte de calor, as taxas de resfriamento de soldagem e a metalurgia da solda, que são importantes variáveis relacionadas à ZAC. A seleção apropriada de velocidade de deslocamento também é necessária para evitar fusão incompleta e aprisionamento de escória (AWS D1.1, 2010). No caso de um processo no qual a velocidade de soldagem é muito baixa e a adição total de calor por unidade de comprimento é muito elevada, como na soldagem oxiacetilênica, ocorrem grandes zonas afetadas pelo calor e distorções severas. Por outro lado, quando houver alta velocidade de soldagem e adição total de calor por unidade de comprimento pequena, como na soldagem a laser, a ZAC resultante será bastante estreita e com pequenas distorções. Na figura 12 essa relação é ilustrada.

Figura 12 -Influência da velocidade de soldagem na ZAC



Quanto à temperatura de pré-aquecimento, segundo a AWS D1.1 (2010):

...é a temperatura do metal base no volume que circunda o ponto de soldagem imediatamente antes de a soldagem ser iniciada. Em uma solda de passe múltiplo, é também a temperatura imediatamente antes de um segundo passe e subsequentes serem iniciados.

A aplicação do pré-aquecimento em uma determinada peça a ser soldada tem influência na taxa de resfriamento do metal de solda e no metal de base adjacente. Na zona fundida a temperatura mais alta permite uma difusão mais rápida do Hidrogênio, que reduz a tendência de uma fragilização por hidrogênio na ZAC. Uma soldagem realizada com pré-aquecimento alto resulta em taxas de resfriamento

mais lentas o que favorecerá uma região próxima ao cordão de solda menos dura e com menor risco de trincas (AWS D1.1, 2010).

2.5. IMPACTO DA FADIGA EM COMPONENTES METÁLICOS E UNIÕES SOLDADAS

A norma ASTM E 1823 (2013) apresenta a seguinte definição de fadiga:

Processo de modificação estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre num material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes que podem culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos.

O fenômeno da fadiga em componentes metálicos é amplamente estudado em diversas áreas de atuação, pois o mesmo muitas vezes é imperceptível ou de difícil detecção anterior à ruptura final, muitas vezes catastrófica. Por sua importância, há muitos artigos e livros voltados ao fenômeno da fadiga, o qual, de forma simplificada, consiste em quatro fases sucessivas: *i*) nucleação ou iniciação da trinca, *ii*) crescimento lento da trinca em bandas de deslizamento, *iii*) crescimento rápido da trinca num plano transversal à tensão de tração e, por fim, *iv*) ruptura final.

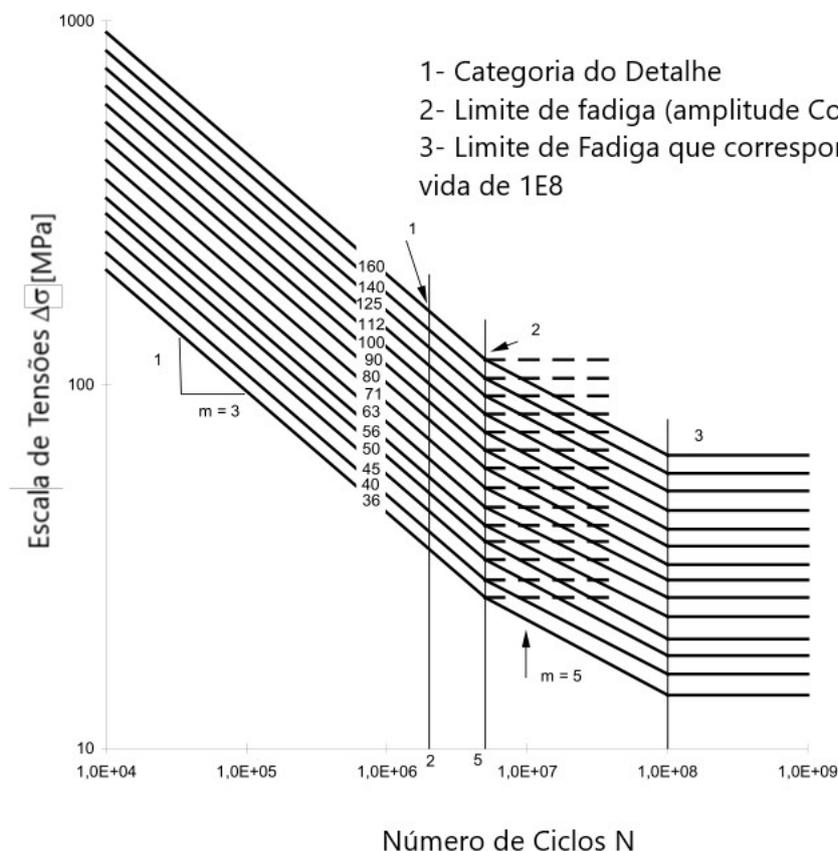
A avaliação de uma união soldada sujeita à fadiga pode ser efetuada segundo critérios específicos, sendo os mais comuns: *i*) Critério da tensão nominal (classificação por Categoria do Detalhe), *ii*) Critério baseado na Mecânica da Fratura (tensão crítica) e *iii*) Critério da Tensão de Hot-Spot (tensão no entalhe). Essas metodologias estimam a resistência à fadiga de uniões soldadas e são citadas nos principais livros, códigos, normas e recomendações, como por exemplo, Eurocode 3 – Seção 1.9 (2003), IIW (HOBACHER, 2008), CIDECT (ZHAO, 2001a) e AWS D1.1 (2010). Os códigos de normas foram, portanto, desenvolvidos com base nesses critérios, garantindo assim a qualidade e, pelo menos no que diz respeito às uniões, a integridade da estrutura.

No presente trabalho será utilizado o critério de classificação por categoria do detalhe. Nas tabelas das normas empregadas como referência, encontra-se um conjunto de diagramas S-N que representa a classificação de desempenho em fadiga de diferentes configurações estruturais elementares, como chapas, perfis e barras em

bruto, bem como diversas configurações de uniões soldadas ou parafusadas. No caso das uniões soldadas, essas são diferenciadas por sua configuração (topo, sobreposta, T, etc.) e tipo de carregamento (longitudinal ou transversal ao cordão). A classificação também leva em consideração aspectos construtivos e dimensionais (espessura das chapas, por exemplo), bem como a maior confiabilidade associada ao uso de procedimento de inspeção não destrutivo (ultrassom, partículas magnéticas, raio X ou outro).

Segundo a norma Eurocode3: *Design of steel structures – seção 1.9 Fatigue* (2003), o parâmetro ou figura de mérito utilizado na comparação do desempenho, sob critério de fadiga, de diferentes componentes estruturais é a categoria do detalhe (*Detail category*), que por sua vez corresponde ao valor da faixa amplitudes de tensão para uma vida de 2 milhões de ciclos. Dessa forma, uniões soldadas com categoria do detalhe elevada são as que apresentam desempenho superior em fadiga. A Figura 13 mostra a família de curvas S-N retirada da Eurocode 3 – seção 1.9. Estas curvas correspondem a 95% de probabilidade de sobrevivência, com um intervalo de confiança de 75%.

Figura 13 – Diagrama S-N para aços estruturais segundo Eurocode3



Fonte: Adaptado Eurocode3 seção 1.9 (1993, p. 13)

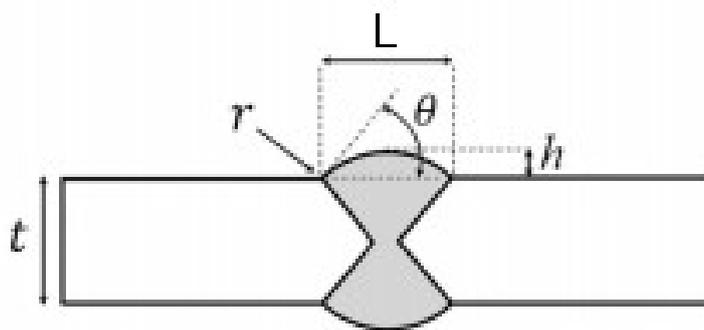
Quando uma nova configuração de união deve ser testada, o anexo D da norma Eurocode orienta que o número de pontos da curva, ou seja, de diferentes níveis de tensão, seja maior ou igual a 10. Ainda, tais recomendações partem de um número mínimo de 3 amostras por ponto. Conseqüentemente, um diagrama S-N básico deveria ter 3 corpos de prova por nível de tensão e no mínimo 10 pontos, totalizando 30 corpos de prova ensaiados.

Os trabalhos de Milech (2015) e Almeida (2016), realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do (GEFMat) da FURG, mesmo apresentando configurações de junta e materiais estruturais distintos, apresentaram resultados convergentes em alguns pontos. Por exemplo, há um consenso de que o pé ou flanco do cordão se trata da região mais suscetível à ruptura. Esses trabalhos também mostraram que os dados das normas e códigos empregados são bastante conservativos e que a retirada dos reforços de face e raiz ocasionou incremento importante na vida em fadiga dos corpos de prova.

Já Funes (2017) se dedicou à avaliação da vida em fadiga, sob carregamento longitudinal, de uma união soldada de configuração em T, com nervura não carregada e solda em filete, tendo um aço inoxidável AISI 316 L como metal base. Seus objetivos foram analisar alguns fatores que afetam o comportamento de juntas soldadas sujeitas à fadiga (tensões residuais e a concentração de tensão geométrica na extremidade do cordão de solda) e técnicas de aprimoramento da vida em fadiga de uniões soldadas (*Toe Grinding* e alívio de tensões). Com relação à vida em fadiga alcançou resultados que refletem as bibliografias citadas e ainda ressalta que há fortes indícios de que os objetivos do *toe grinding* foram alcançados, obtendo-se uma redução na concentração de tensão no pé do cordão de solda e a retirada dos micros defeitos resultante do processo de soldagem nessa região.

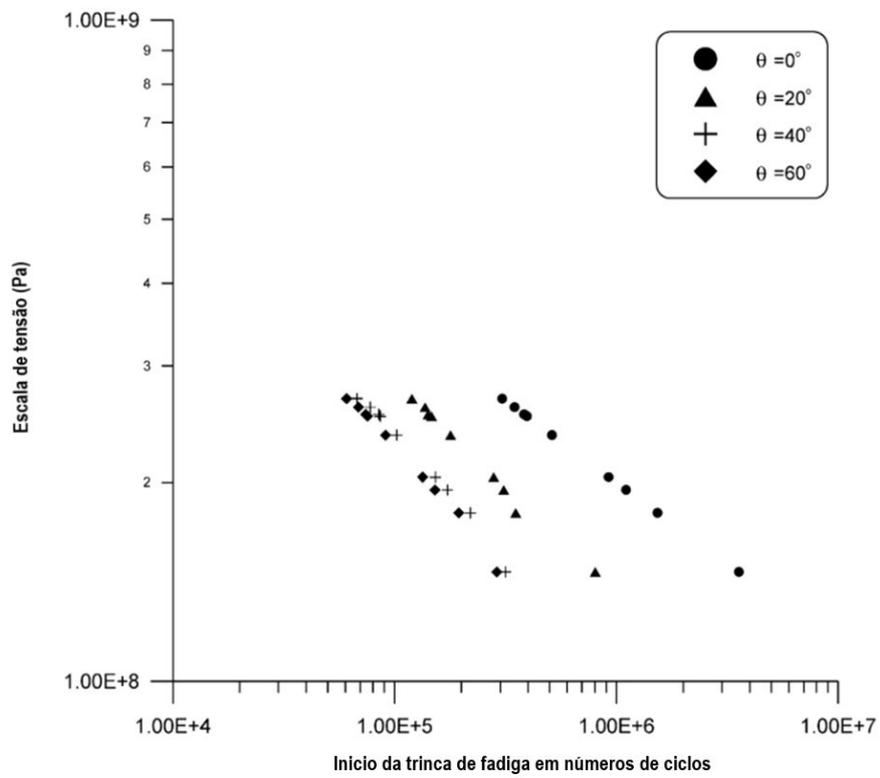
Teng (2002), analisando os fatores que afetam o comportamento de juntas soldadas sujeitas à fadiga, observou a importância do fator de concentração associado à geometria do cordão. Ou seja, há um aumento considerável da vida em fadiga com a diminuição do ângulo de flanco (θ). A figura 14 revela o ângulo de flanco (θ), em uma junta de topo num corte transversal a solda. Completando ressaltando que a resistência à fadiga será maximizada por meio da retirada do reforço da junta de topo soldada. A figura 15 mostra o resultado final do trabalho de Teng.

Figura 14 – Ângulo de Flanco (θ)



Fonte: DABIRI, M. et al, (2017)

Figura 15 - Início da trinca de fadiga em números de ciclos por meio da variação do ângulo de flanco (θ)



Fonte: Adaptado de Teng (2002)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve as atividades relacionadas ao planejamento e execução dos ensaios realizados tanto nos laboratórios do Grupo de Estudos em Fabricação e Materiais (GEFMat) da Universidade Federal do Rio Grande – FURG como no Instituto Federal Sul-rio-grandense (IFSUL) de Pelotas. O capítulo é composto pelas seguintes seções:

- Caracterização do Material
- Preparação das placas de teste para parametrização
- Avaliação da integridade do cordão
- Determinação da quantidade necessária de corpos de prova e replicações dos experimentos de fadiga
- Especificação das dimensões dos corpos de prova
- Fabricação dos corpos de prova
- Usinagem da forma final dos corpos de prova e retirada do reforço
- Descrição dos ensaios metalográficos
- Descrição dos ensaios de fadiga
- Análise da fratura

Para ilustrar o entendimento da metodologia e da seqüência das atividades realizadas nesse trabalho, foi criado um organograma conforme figura 16. Esse, contempla somente o processo GMAW, porém a mesma seqüência foi adotada para FCAW.

3.1. CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

A classe de aços regida pela norma ASTM A131/131M (2014) é voltada ao uso em estruturas navais e oceânicas, aplicações em que as condições de operação são severas. Neste contexto, os materiais adotados devem manter suas características mecânicas de resistência e de tenacidade mesmo em baixas temperaturas. Além disso, como os processos de soldagem a arco elétrico são empregados maciçamente na construção dessas estruturas, o requisito de soldabilidade também é prioritário. Com o objetivo de atender essas demandas conflitivas, associa-se um baixo teor de Carbono ao uso de pequenas quantias de elementos de liga: Manganês, Silício, Níquel, Cromo, Molibdênio, Cobalto e Vanádio. Tal característica, associada à aplicação de processos de laminação e resfriamento controlados, proporciona uma estrutura ferrítico-perlítica, por vezes bainítica, com granulação fina.

A norma ASTM A131 compreende cinco graus e duas classes de resistência mecânica, ordenadas da seguinte forma:

- Resistência usual – tensão de escoamento mínima de 235 MPa:
 - graus A, B, D e E
- Resistência superior – valores mínimos de tensão de escoamento: 315, 350 ou 390 MPa:
 - graus AH, DH, EH e FH.

Letras maiores estão associadas a resistências proporcionalmente maiores e, por outro lado, a presença da letra H indica que o desempenho no teste Charpy é superior. Por exemplo, um aço Grau D deve consumir no mínimo 27 J para romper no teste Charpy realizado à temperatura de -20°C, enquanto que o aço DH32 deve apresentar um valor mínimo de 31 J nas mesmas condições.

O aço utilizado nesse trabalho é de grau AH36, que estava armazenado no laboratório do GEFMat da Universidade Federal do Rio Grande. O mesmo se encontrava na forma de chapas de 2010 mm de comprimento, 1165 mm de largura e 6,35 mm de espessura. A averiguação das propriedades do material foi efetuada por meio de espectrometria óptica e ensaio de tração.

A espectrometria de emissão óptica foi realizada com equipamento da marca Oxford, modelo Foundry-Master Pro. Foram feitas três medições e a média dos

resultados encontrados foi comparada com valores especificados pela norma ASTM A131/A131M. O resultado pode ser visto na tabela 2.

Tabela 2 - Composição Química do Aço Estrutural AH36

COMPOSIÇÃO QUÍMICA COM PORCENTAGEM EM PESO									
	C,máx	Mn	V, min	S, máx	Si	Nb,min	Al, min	Mo,máx	Ceq, máx
ASTM	0,18	0,70- 1,60	0,030	0,04	0,1- 0,50	0,01	0,015	0,08	0,38
AUTOR	0,08	0,495	0,001	0,0076	0,204	0,02	0,03	0,001	Ceq _{IIW} =0,16 Ceq _{ARBL} =0,11
CONTRA PROVA	0,08	0,502	0,001	0,009	0,202	0,02	0,02	0,001	

Uma equação conhecida para calcular o carbono equivalente é a adotada pelo IIW, porém essa contempla somente os aços carbono comum e carbono manganês. Com relação aos aços ARBL com baixo teor de carbono conforme resultados da espectrometria do aço caracterizado nesse trabalho, Graville desenvolveu um índice de carbono equivalente mais adequado a esses aços mais recentes no mercado com o teor menor do que 0,15% de carbono. As equações que representam a determinação do carbono equivalente respectivamente são :

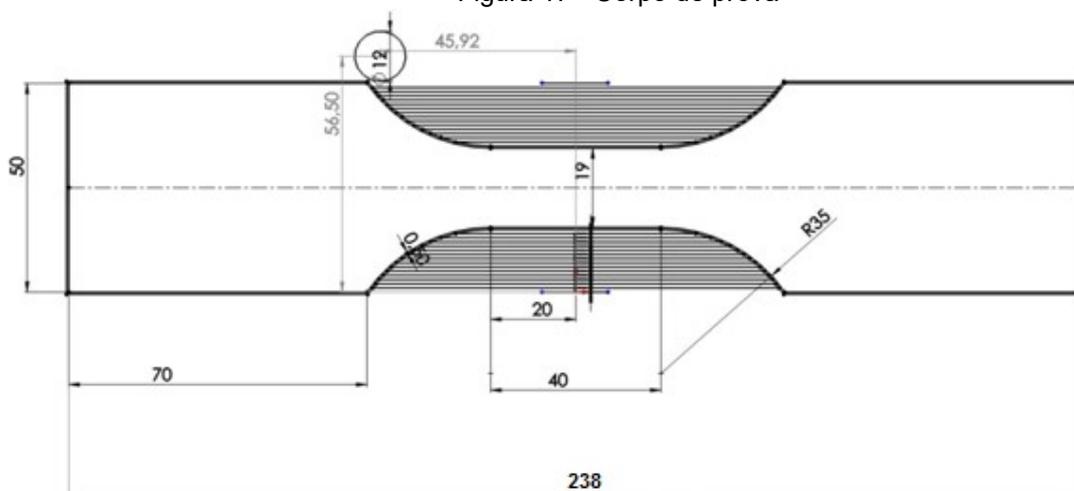
$$Ceq_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

$$Ceq_{Graville} = C + \frac{Mn}{16} - \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$$

Uma máquina Emic DL20000, de capacidade de 300 kN, foi utilizada para os ensaios de tração simples, no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Curso de Edificações no IFSUL de Pelotas. As dimensões dos corpos de prova, juntamente com as linhas auxiliares para rotina de usinagem, mais a ferramenta de corte (com círculo de 12 mm de diâmetro) e as cotas que referenciam o centro desta fresa, permaneceram no desenho executado no Solidworks, mostradas na figura 17, foram

estabelecidas com base nas normas NBR ISO 6892-1 (2013). Todos os corpos de prova tinham orientação paralela ao sentido de laminação da chapa.

Figura 17 - Corpo de prova



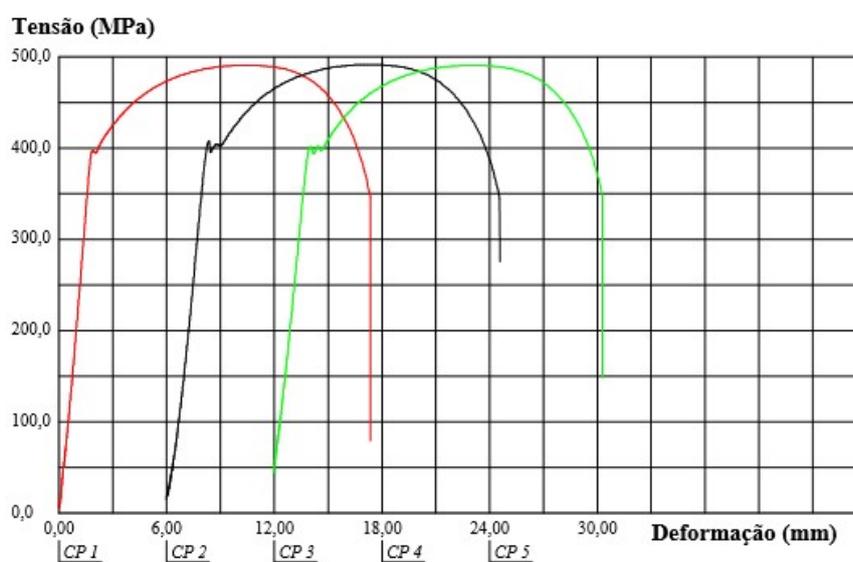
Foram realizados três ensaios de tração no material. A tabela 3 mostra os resultados obtidos.

Tabela 3 - Valores do ensaio de Tração (NBR ISO 6892-1)

Corpos de prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Alongamento na Ruptura(%) para um $L_0=22\text{mm}$
CP1	396,66	491,19	47,73
CP2	406,33	491,92	47,73
CP3	398,64	491,08	45,45
Média	400,5	491,4	46,97
Desvio Padrão	5,108	0,4532	1,312
Mínimo	396,7	491,1	45,45
Máximo	406,3	491,9	47,73

A figura 18 mostra os gráficos de tensão versus deformação do metal base.

Figura 18 - Gráficos Tensão versus Deformação



As figuras 19 e 20 mostram, respectivamente, a montagem de um corpo de prova sobre a máquina e a imagem desse corpo de prova após a ruptura.

Figura 19 - Posicionamento do corpo de prova



Figura 20 - Corpo de prova Rompido



Ao observar os resultados tanto da composição química como das propriedades mecânicas constatou-se que o elemento de liga Manganês (Mn) apresentou um percentual abaixo da faixa imposta pela norma. Porém os valores da tensão última e de escoamento estão dentro da faixa permitida. No caso da tensão de escoamento, o valor médio do ensaio mostrou um resultado aproximadamente 12,5 % superior ao valor mínimo imposto pela norma.

3.2. PREPARAÇÃO DAS CHAPAS DE TESTE PARA PARAMETRIZAÇÃO

Com o intuito de alcançar os parâmetros ideais para fabricação da junta soldada, ou seja, dentro das recomendações da norma AWS D1.1 (2010), foram realizados testes preliminares para especificação de parâmetros como as velocidades de alimentação do arame e de deslocamento da tocha.

A figura 21 mostra as dimensões adotadas no corte a plasma dessas peças, efetuado com o equipamento Hypertherm modelo Powermax 1650 terceira geração, o qual dispõe de uma tartaruga linear automatizada. Os parâmetros foram especificados conforme a tabela 4. Visando a preservação do bico de corte, a camada superficial oxidada, na área efetiva do corte, foi retirada por meio de um disco de lixa em Zircônio com granulometria 80. Todo o procedimento foi realizado nos laboratórios do GEFMat da FURG.

Figura 21 - Descrição do corte

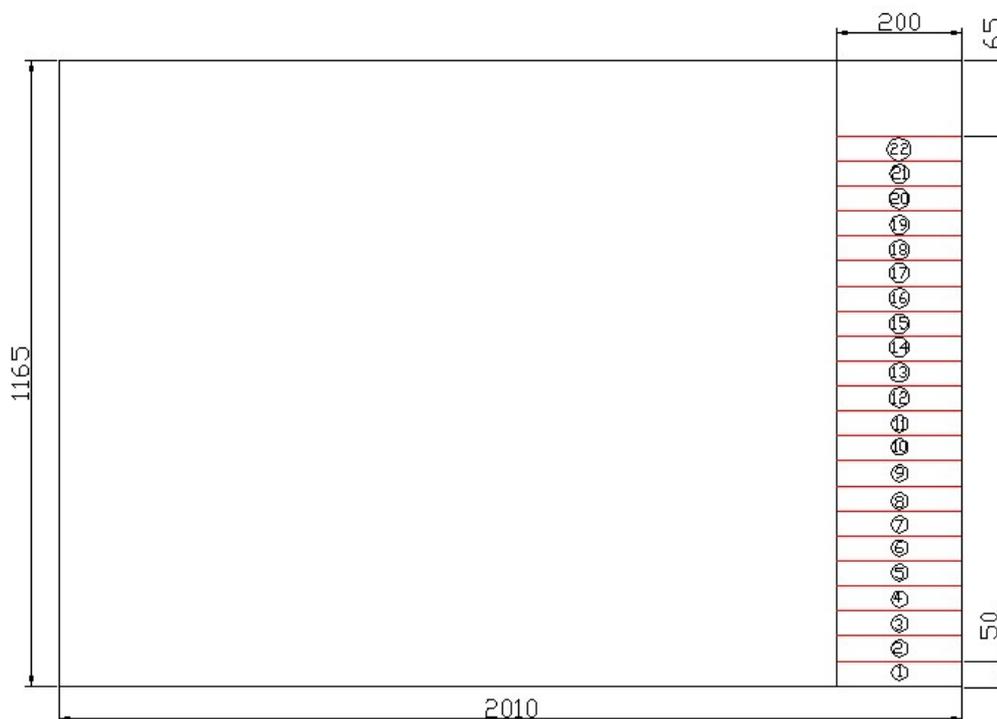


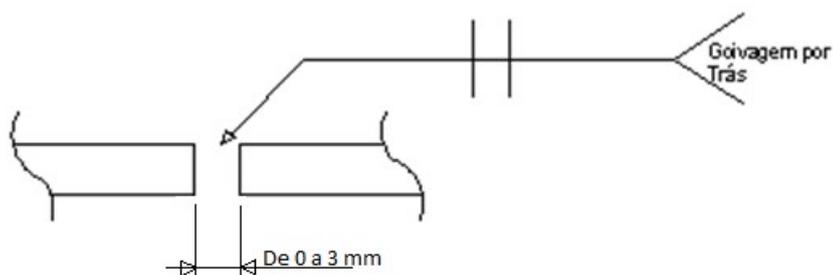
Tabela 4 - Parâmetros do Corte a Plasma

Pressão de Trabalho (psi)	Ir (A)	Velocidade de Corte (mm.min-1)	DBCP (mm)
75	60	1200	3

Para garantir as dimensões do projeto da junta soldada conforme AWS D1.1 (2010) as chapas foram usinadas numa fresadora vertical no IFSUL de Pelotas.

De acordo com procedimento especificado na norma AWS D1.1 (2010), para a espessura de chapa utilizada, adotou-se uma junta de topo sem chanfro e com goivagem da raiz. A figura 22 mostra o respectivo símbolo de soldagem.

Figura 22 - Configuração da Junta (dimensões em milímetros)



Fonte: Adaptado da norma AWS D1.1 (2010)

O processo de soldagem GMAW foi o primeiro a ser parametrizado. Para assegurar a abertura de raiz e o alinhamento entre as placas, foram usados dois calços retificados. As placas de metal base foram fixadas a um dispositivo, mostrado na figura 23, desenvolvido no próprio laboratório. Após a fixação preliminar, foram efetuados manualmente pontos de solda pelo processo de eletrodo revestido. O eletrodo adotado foi da classe AWS A.5.1 E6013 da marca ESAB.

Figura 23 - Dispositivo utilizado na preparação dos testes de parâmetros de soldagem



As chapas assim preparadas foram então fixadas a outro dispositivo, mostrado na figura 24, que restringe empenamentos e facilita o alinhamento da junta em relação à tocha.

O equipamento utilizado foi uma fonte da marca ESAB modelo Smashweld 408, com um alimentador de arame modelo origoTM feed 302. Os parâmetros ajustados foram o valor da tensão e a velocidade de alimentação do arame, que estão relacionados indiretamente com a corrente de soldagem. O deslocamento da tocha é mecanizado, acionado por um motor de corrente contínua.

Figura 24 - Gabarito de parametrização



O arame-eletrodo sólido utilizado foi da classe AWS A.5.18/A.5.15M-2005 ER 70S6 com diâmetro de 1,2 mm e o gás de proteção foi uma mistura de 75% de argônio (Ar) e 25% de dióxido de carbono (CO₂), usualmente conhecido como C25.

Os parâmetros obtidos na soldagem do primeiro passe para o processo GMAW, são mostrados na tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros finais da soldagem para o 1º e 2º passe

V _{alim} (m.min-1)	V (cm.min-1)	DBCP (mm)	Vazão (l/min)	U (V)	I (A)	Abertura da raiz (mm)	Aporte de calor (J/mm)
10,7	24	13	16	23,35	194,18	2	1134,58

A goivagem da raiz foi realizada por meio de disco de corte de 115 mm de diâmetro e 3 mm de espessura. A abertura e profundidade da ranhura obtida, mostrada na figura 25, foram de aproximadamente 3,2 e 2,8 mm, respectivamente. Mantiveram-se todos os outros parâmetros de soldagem do primeiro passe.

Figura 25 - Goivagem para o segundo passe



As figuras 26 e 27 mostram, respectivamente, uma vista superior e uma vista em corte da placa da junta soldada obtida.

Figura 26 - Vista superior da junta obtida por processo GMAW



Figura 27 - Vista em corte GMAW



Para o processo FCAW, o arame utilizado foi da classe AWS A.5.20/ASME SFA 5.20 E71T-1C com diâmetro de 1,2 mm. O gás de proteção, os equipamentos e os acessórios foram os mesmos usados no processo GMAW, porém, houve necessidade de substituição da polia lisa de tracionamento de arame por uma recartilhada. A goivagem foi realizada de forma semelhante ao processo GMAW. As tabelas 6 e 7 mostram os resultados obtidos.

Tabela 6 - Parâmetros finais da soldagem para o 1º passe

V_{alim} (m/min)	V (cm/min)	DBCP (mm)	Vazão (l/min)	U (V)	I (A)	Abertura da raiz (mm)	Aporte de calor (J/mm)
8,77	34,8	16	16	21,17	230,74	3	842,24

Tabela 7 - Parâmetros finais da soldagem para o 2º passe

V_{alim} (m/min)	V (cm/min)	DBCP (mm)	Vazão (l/min)	U (V)	I (A)	Abertura da raiz (mm)	Aporte de calor (J/mm)
8,77	37,7	16	16	21,17	229,74	3	774,17

Um aspecto importante a salientar nessa seção é a composição química dos arames, pois a diferença nessa composição pode afetar o comportamento mecânico-metalúrgico da união soldada, o qual será explicitado em seção posterior. A tabela 8 confronta as diferenças entre os arames sólido e tubular.

Tabela 8 - Comparação da Composição química em % de peso e Propriedades mecânicas dos Consumíveis (GMAW e FCAW)

Consumíveis	C	Mn	Si	S	P	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
ER 70S6	0,08	1,19	0,68	0,012	0,012	454	564
E71T-1C	0,03	1,6	0,6	0,012	0,010	540	605

Fonte: Adaptado Data Book esab, 2016-2017

3.3. AVALIAÇÃO DAS DESCONTINUIDADES NO CORDÃO POR METALOGRAFIA

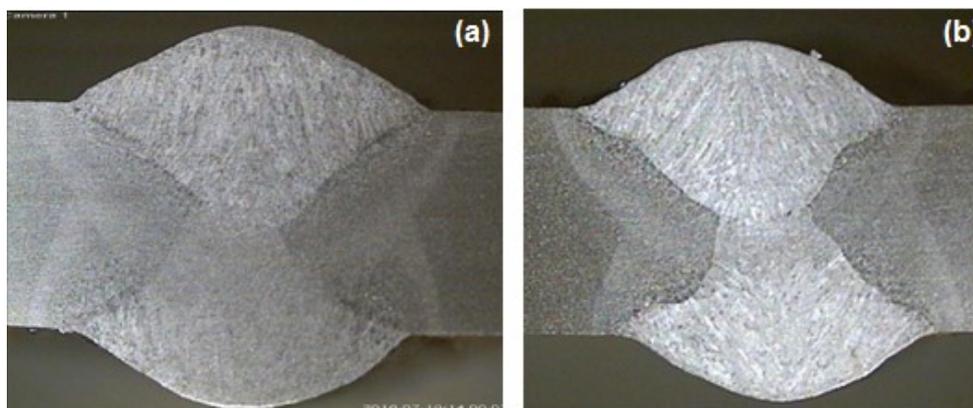
Para verificar qualquer descontinuidade ou problemas na soldagem, realizou-se o corte transversal das juntas, evitando um aporte de calor elevado que pudesse mascarar algum detalhe importante nos ensaios metalográficos.

Na preparação para as metalografias, as amostras passaram por procedimento padrão de lixamento, com granulometrias sequenciais de 100, 240, 320, 400 e 600, girando-se a amostra 90° a cada troca de lixa.

No ataque químico foi utilizado o Nital 2% (mistura de 98 ml de álcool etílico com 2 ml de ácido nítrico) com um tempo de imersão de 45 segundos. As imagens foram geradas pelo microscópio ótico da marca Zeiss, modelo Stemi 2000-C com auxílio de uma Câmera da marca Fujitsu.

A figura 28 mostra as imagens metalográficas das juntas GMAW e FCAW. Observou-se, em ambos os casos, a ausência de defeitos. Devido à sua importância, os aspectos geométricos das juntas obtidas serão abordados em seção posterior.

Figura 28 - Macrografias obtidas: a) GMAW e b) FCAW.



3.4. DETERMINAÇÃO DA QUANTIDADE NECESSÁRIA DE CORPOS DE PROVA E REPLICAÇÕES DOS EXPERIMENTOS DE FADIGA

Para a obtenção das curvas S-N, os ensaios de fadiga foram realizados em duas situações diferentes: *i*) Corpos de prova com geometria original mantida e *ii*) corpos de prova com reforço de face e de raiz retirados por usinagem. Como há dois

processos de soldagem sendo analisados (GMAW e FCAW), o número de casos e de diagramas S-N é quatro.

Para levantamento de um diagrama S-N é necessário definir previamente o número de pontos de medição, bem como o número de amostras por ponto. Logicamente, um número elevado de corpos de prova permitiria um grande número de pontos e de amostras por ponto, o que possibilitaria uma análise estatística sólida após a conclusão dos ensaios. Contudo, essa abordagem se mostra inviável e, portanto, a especificação no número de corpos de prova necessário e suficiente é de grande importância.

A norma ASTM E739-10 (2013) orienta a seleção da quantidade de corpos de prova e a replicação, a qual relaciona o número total de diferentes níveis de tensão com a quantidade total de corpos de prova do ensaio, por meio da seguinte relação:

$$\%Replicação = 100 \left(1 - \frac{N^{\circ} \text{Total de diferentes níveis de tensão}}{\text{Quantidade total de corpos de prova}} \right) \quad (2)$$

A especificação do número de corpos de prova e replicação necessários deve levar em conta o tempo dos ensaios, o material disponível e as próprias recomendações técnicas da norma. O primeiro passo para a seleção da quantidade mínima de corpos de prova para cada curva S-N é definir o propósito do trabalho, segundo as orientações mostradas na tabela 9, retiradas da própria norma ASTM E739-10.

Tabela 9 - Orientações da norma ASTM E739-10 quanto ao propósito do trabalho

Tipo de teste	Número mínimo de corpos de prova	Replicação mínima (%)
Pesquisa e desenvolvimento de testes preliminares	6 a 12	17 a 33
Pesquisa e desenvolvimento de componentes e corpos de prova	6 a 12	33 a 50
Dados aceitáveis de projeto	12 a 24	50 a 75
Dados com confiabilidade estatística	12 a 24	75 a 88

Fonte: Adaptado da norma ASTM E739-10 (2013, p.3)

Adotando-se um tamanho de amostra de 15 corpos de prova e de 3 níveis de tensão, obtém-se uma replicação de 80% e um enquadramento em “dados com confiabilidade estatística”.

Em seção posterior, os diagramas S-N obtidos permitirão a comparação com os valores esperados, segundo a norma Eurocode3: *Design of steel structures – seção 1.9 Fatigue* (2003). Cabe lembrar que o parâmetro ou figura de mérito comumente utilizado na comparação do desempenho em fadiga de diferentes juntas soldadas é a categoria do detalhe (*Detail category*), que por sua vez corresponde ao valor da faixa amplitudes de tensão para uma vida de 2 milhões de ciclos, considerando 95% de probabilidade de sobrevivência e um intervalo de confiança de 75%. Tal norma orienta que o número de pontos da curva, ou seja, os diferentes níveis de tensão, não pode ser inferior a 10.

O Anexo D da Eurocode EN 1990 apresenta recomendações para uma análise estatística ou Bayesiana de dados de ensaio. Tais recomendações partem de um número mínimo de 3 corpos de prova por ponto. Conseqüentemente, com base nessas informações de norma, um diagrama S-N básico deveria ter 3 corpos de prova por nível de tensão e no mínimo 10 pontos totalizando 30 corpos de prova ensaiados.

Observa-se, portanto, duas diretrizes distintas, ou seja, a norma ASTM E739-10 orienta ao uso de poucos pontos de ensaio, mas um grande número de corpos de prova por ponto, ao passo que a norma Eurocode estabelece exatamente o contrário: maior número de pontos de ensaio, com menor número de corpos de prova por ponto. Observa-se, portanto, que a norma ASTM prioriza uma melhor descrição da dispersão (ou seja, da variância ou desvio padrão) do que do valor médio (ou do intervalo de confiança do valor médio), enquanto que a Eurocode tende ao contrário. Por outro lado, como esta última norma orienta ao uso de um número total de corpos de prova elevado, o resultado global é de grande valor estatístico, tendo como contrapartida o consumo exagerado de tempo e de recursos.

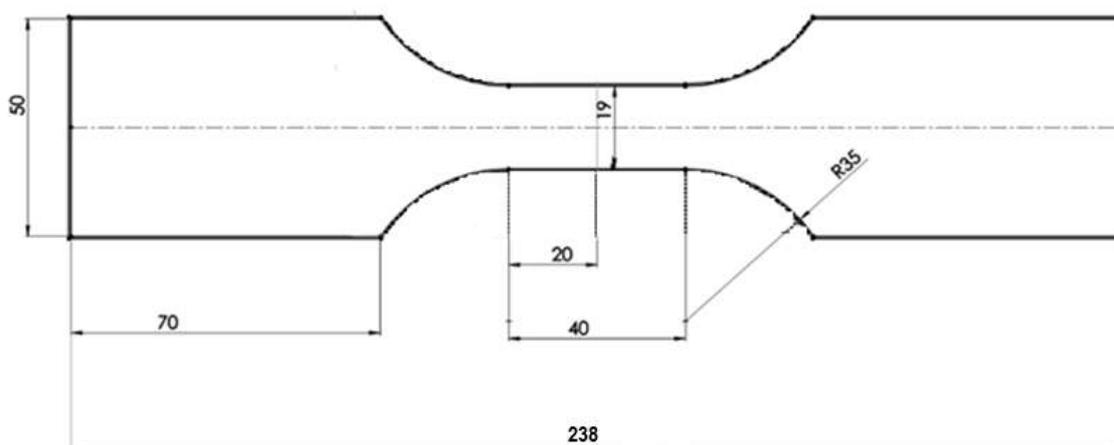
A experiência acumulada em trabalhos anteriores indica que a dispersão de resultados de ensaios de fadiga, principalmente na região de elevado número de ciclos, costuma ser elevada. Nesse sentido, a abordagem da norma ASTM parece ser mais adequada. Com base nisso, foi estabelecido um número de cinco corpos de prova por ponto e três níveis de tensão, para obter resultados válidos que possam ser utilizados em projetos com confiabilidade estatística, como mostrado na tabela 9.

Portanto, como são quatro casos em análise, o número total de corpos de prova é de 60.

3.5. ESPECIFICAÇÃO DAS DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA

O dimensionamento dos corpos de prova para fadiga segue a norma ISO/TR 14345 (2012), a qual determina as dimensões da largura da haste e a distância do pé da solda até o início do raio de transição entre cabeça e haste. Essa distância deve ser maior ou igual a três vezes a espessura da chapa. A largura da cabeça foi ampliada, pois os mordentes de fixação da máquina de ensaio são paralelos, o que facilita o escorregamento. A figura 29 mostra as dimensões do corpo de prova adotado, de espessura 6,35 mm.

Figura 29 - Corpo de prova para fadiga



3.6. FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova foram obtidos a partir de chapas de teste de 240x290 mm, soldadas aos pares. A figura 30 mostra a disposição dessas em relação à chapa. As mesmas foram identificadas por um código de letras e números, para efeito de rastreabilidade, caso viesse a ser necessário.

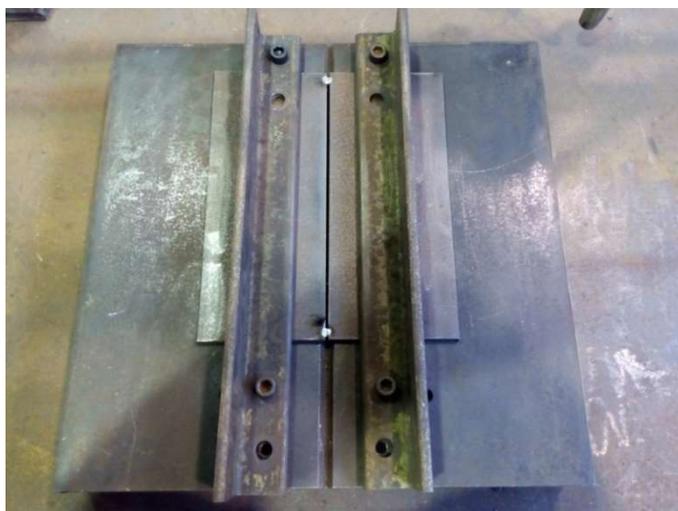
Figura 30 - Disposição das placas de teste em relação à chapa



Após o corte, a face da junta a ser soldada foi usinada por processo de fresamento.

O processo de união das placas foi semelhante ao usado na etapa de levantamento dos parâmetros de soldagem, descrito em seção anterior, tendo iniciado pela fixação dessas placas ao dispositivo de sujeição, para realização de pontos pelo processo SMAW, como mostrado na figura 31.

Figura 31 - Suporte de soldagem do cordão com a placa ponteadada.



O passo seguinte foi à soldagem em si. A figura 32 mostra as placas sobre o dispositivo mecanizado que realizou o processo. A placa final mostrada nesta figura foi soldada pelo processo FCAW e o cordão se trata do primeiro passe. Os parâmetros e consumíveis estão descritos na seção 3.2.

Figura 32 - Vista do primeiro cordão de solda das placas de teste.



A goivagem da raiz foi efetuada conforme procedimento, equipamentos, parâmetros e consumíveis citados na seção 3.2. Após essa tarefa, as placas foram novamente fixadas ao dispositivo de sujeição para realização do segundo passe.

O processo GMAW seguiu o mesmo procedimento. A fonte, os parâmetros e consumíveis são citados em detalhes na seção 3.2.

Depois de concluída a etapa de soldagem, anteriormente ao corte plasma para retirada dos corpos de prova, esses foram identificados por um código de letras e números. A figura 33 mostra um exemplo. O primeiro algarismo representa a posição do corpo de prova na placa (de 1 a 4), o próximo identifica o processo de soldagem (T para o processo FCAW e M para GMAW) e, por fim, o último número representa a chapa de teste em si. As faixas laterais da placa foram descartadas, devido à maior probabilidade de presença de defeitos e descontinuidades, provocada pela instabilidade do arco no início da soldagem e do fenômeno de contração na extinção do mesmo. O resultado do corte é ilustrado na figura 34.

Figura 33 - Codificação das placas

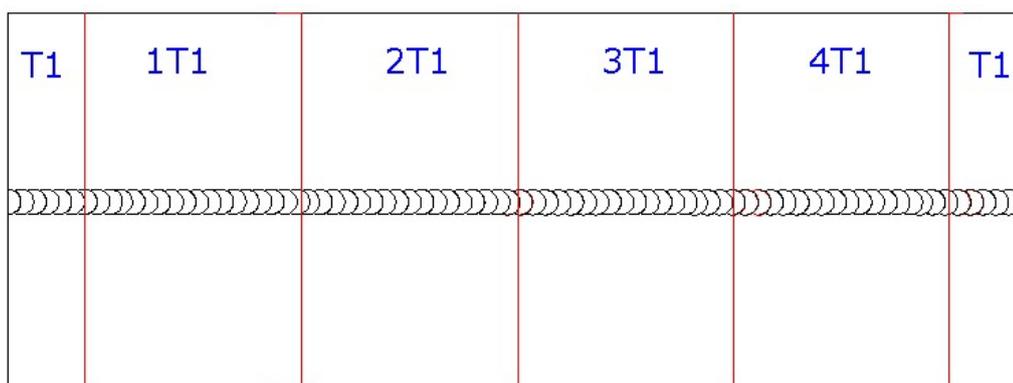


Figura 34 - Resultado do corte



3.7. USINAGEM DA FORMA FINAL DOS CORPOS DE PROVA E RETIRADA DO REFORÇO

A usinagem dos corpos de prova compreendeu as etapas de pré-usinagem, que consistiu no fresamento do contorno, e da retirada do material na região da haste de ensaio. Essa segunda etapa foi realizada em centro de usinagem, por meio de uma rotina de controle numérico. Essas etapas foram realizadas nos laboratórios do Curso Técnico em Mecânica do IFSUL de Pelotas. A figura 35 mostra um corpo de prova usinado.

Figura 35 - Corpo de Prova com sua geometria original



Conforme mencionado no objetivo do trabalho, havia um grupo de corpos de prova cujos reforços do cordão deviam ser retirados. Esse processo foi efetuado com máquina manual, visando obter um resultado semelhante ao que seria obtido em campo por um operador. Portanto, os reforços dos cordões foram retirados por meio de discos de desbaste e de acabamento. A figura 36 mostra a face de um corpo de prova depois de concluída essa etapa.

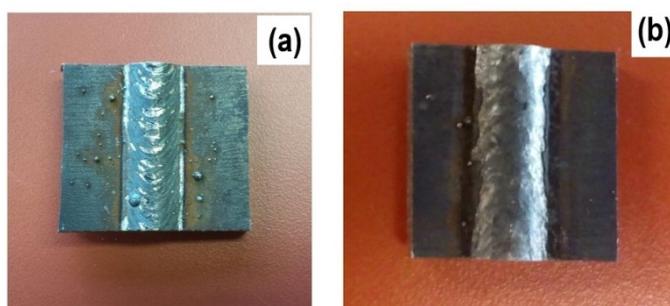
Figura 36—Aspecto de um corpo de prova após retirada do reforço.



3.8. Descrição dos ensaios metalográficos

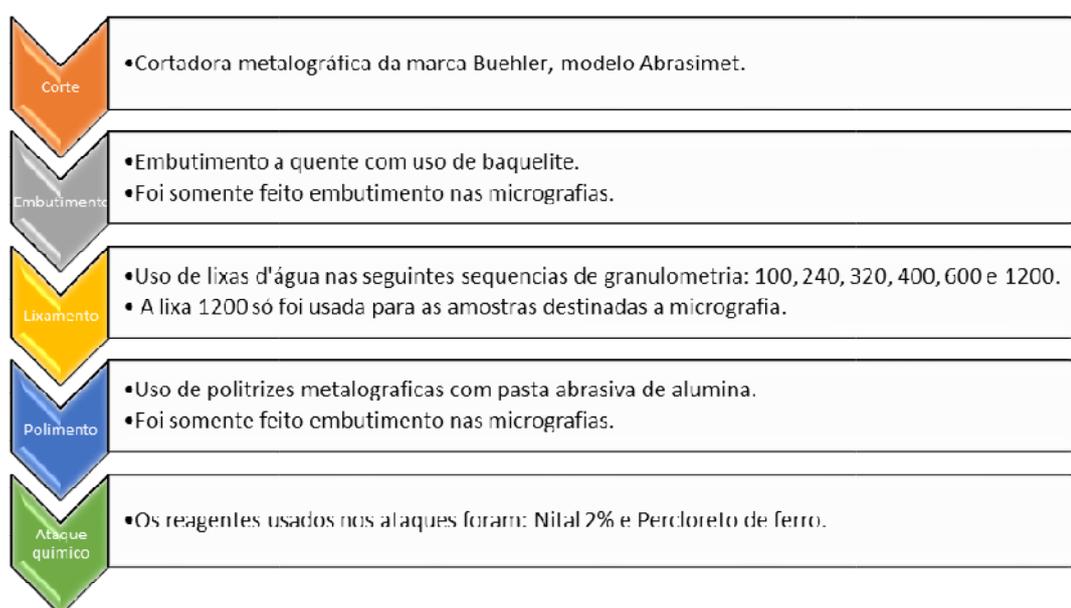
As amostras para análise metalográfica foram retiradas das placas de teste aprovadas pela parametrização e dos corpos de prova excedentes dos ensaios de fadiga. A figura 37 mostra exemplos dessas amostras.

Figura 37 - Amostras para análise metalográfica a) GMAW e b) FCAW



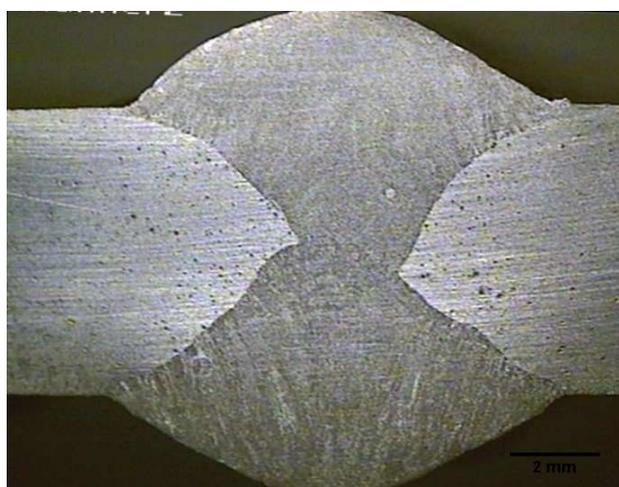
O processo de corte e de lixamento é descrito na seção 3.3. Para as análises micrográficas, após o lixamento foi realizado o polimento por gotejamento do abrasivo da alumina (óxido de alumínio) em máquina politriz. A sequência de preparação das amostras é mostrada na figura 38.

Figura 38 - Fluxograma sequencial



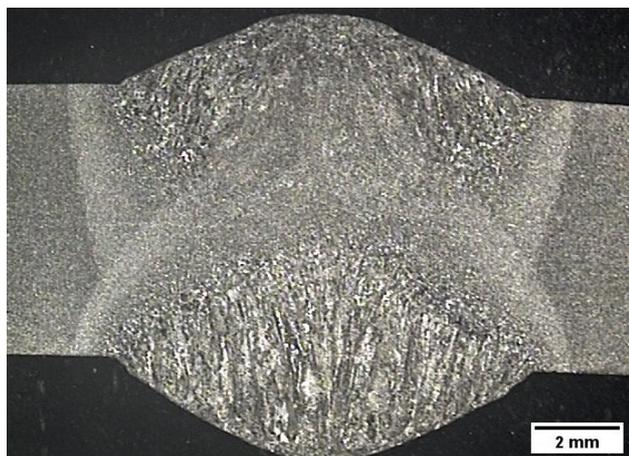
Na macrografia foram utilizados dois tipos de reagentes: o Percloroeto de Ferro e o Nital 2%, aplicados por imersão. A figura 39 mostra a imagem macro de uma junta do processo GMAW que sofreu ataque com Percloroeto de Ferro, o qual destaca melhor a linha de fusão, porém não demarca a ZAC.

Figura 39 - Macrografia com percloroeto de ferro processo GMAW



Já a figura 40 mostra uma junta do processo FCAW em que foi empregado o ataque por Nital, o qual expõe melhor a zona afetada pelo calor. As imagens macros foram geradas pelo microscópio ótico da marca Zeiss, modelo Stemi 2000-C com auxílio de uma Câmera da marca Fujitsu.

Figura 40 - Macrografia com Nital 2% processo FCAW.



Com base nesse resultado, foi adotado o Nital 2% em todas as análises metalográficas. As imagens e resultados das micrografias serão pormenorizados na seção 4.3.

3.9. DESCRIÇÃO DOS ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios foram realizados na máquina servo-hidráulica Shimadzu modelo EHFEV200K1- 020-1A, cuja capacidade de carga dinâmica é de 100 kN. Para realização de um ensaio é necessário especificar *a priori*:

- Tipo de solitação dinâmica: tração, flexão, compressão ou cisalhamento.
- Faixa de solitação: valor médio e amplitude, valor mínimo (ou máximo) e razão de cargas.
- Modo de controle do acionamento pela máquina: pela carga (ou tensão) ou pelo deslocamento (ou deformação específica).
- Frequência de acionamento.
- Número de ciclos para interrupção do ensaio (*run-outs*).

A solicitação dinâmica aplicada foi de tração, por dois motivos: *i)* tanto a face como a raiz e o próprio núcleo do corpo de prova sofrem carregamento, o que permite a visualização de qual sítio nucleador de trincas é mais relevante, e *ii)* por representar de forma mais adequada a tensão de membrana (constante ao longo da seção) que ocorre, por exemplo, em barras de treliças e em paredes de vasos de pressão.

Os demais parâmetros utilizados estão explícitos nas tabelas 10 e 11.

Tabela 10 - Parâmetros que condicionam os ensaios de fadiga.

Tipo de solicitação	Modo de Controle	Frequência	Número máximo de ciclos
Pulsada ou Repetida (R=0)	Pela carga	15 Hz	5x10 ⁶ Ciclos

Tabela 11 - Valores das cargas aplicadas

Grupos de CP's	Carga(kN)	Identificação dos CP's
GMAW com reforço	44,8	1M3 1M7 4M8 3M8 3M4
	35	1M4 3M6 3M7 1M1 4M3
	30	1M2 2M4 2M3 4M6 2M1
FCAW com reforço	44,8	2T1 1T2 2T8 3T2 3T11
	35	4T1 4T5 3T1 3T8 <u>2T10</u> ⁽¹⁾
	30	3T4 1T8 <u>2T112T94T11</u> ⁽¹⁾
GMAW sem reforço	48	3M2 2M2 4M5 3M1 1M9
	44	2M8 1M5 1M6 4M7 2M9
GMAW sem reforço	38	1M8 4M4 2M5 3M9 <u>4M9</u> ⁽²⁾
FCAW sem reforço	48	2T5 1T4 3T7 2T3 1T7
	44	3T3 4T8 1T1 1T2 <u>3T10</u> ⁽¹⁾
	38	4T3 1T5 <u>1T101T111T9</u> ⁽¹⁾

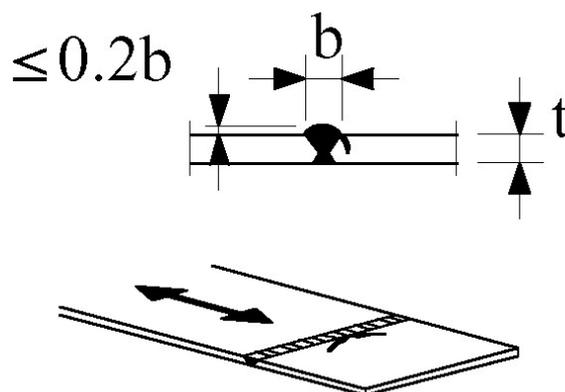
(1) Os corpos de prova com identificação em vermelho e sublinhada não foram ensaiados.

(2) O teste do corpo de prova verde e sublinhado foi interrompido.

Para estimar os valores de carga de ensaio foram empregados os diagramas S-N da norma Eurocode3 – seção 1.9 – Fadiga (1993) para o mesmo tipo e condição de junta. De acordo com essa norma, as uniões de topo com penetração total, com reforço igual ou menor que 20% da largura do cordão e carga transversal ao cordão,

apresentam uma Categoria do Detalhe de 80, ou seja, com um nível de sobrevivência de 95%, a aplicação de uma tensão positiva com faixa de amplitude de 80 MPa proporcionará uma vida de 2 milhões de ciclos. A figura 41 mostra essa união, com o modo usual de propagação da trinca de fadiga.

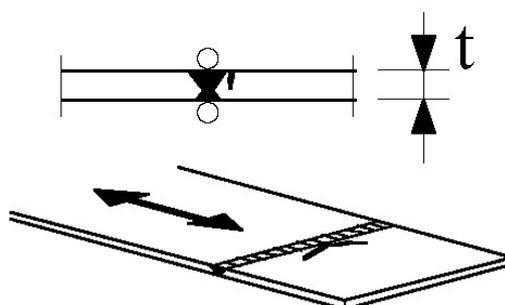
Figura 41 - União de topo com penetração total, com reforço igual ou menor que 20% da largura do cordão.



Fonte: Eurocode, 2003 p. 19

Já uniões de topo em condições semelhantes, porém, com a retirada do reforço por escovamento no sentido paralelo à solicitação, apresentam uma Categoria do Detalhe de 112 MPa. A figura 42 mostra essa união.

Figura 42 - União de topo com penetração total, com subsequente retirada do reforço, superfície escovada no sentido paralelo a solicitação.



Fonte: Fonte: Eurocode, 2003 p. 19

3.10. ANÁLISE DA FRATURA

Para rastrear defeitos nos cordões ou decorrentes do processo de usinagem dos corpos de prova, optou-se por realizar, após a ruptura, a análise da superfície de fratura daqueles corpos que atingiram menor vida, ou que apresentaram ruptura em regiões atípicas. Os equipamentos utilizados para essa inspeção foram uma câmera Fuji H10 com filtros Close up +2, +3 e +4 juntos, um microscópio ótico da marca Olympus, modelo GX51 e o microscópio de varredura eletrônica (MEV) da marca Jeol, modelo JSM 6610 LV localizado no Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG), o que também permitiu a microanálise quantitativa da composição química, ou seja, uma espectrometria de energia dispersiva de raio-X (EDS).

3.11. MICRODUREZA

O ensaio de microdureza foi realizado de acordo com a norma ASTM E384, (1999), a qual regulamenta os seguintes parâmetros: *i)* carga, *ii)* tempo de aplicação da carga, *iii)* distância entre medições e *iv)* distância mínima da superfície externa. Foi utilizado o microdurômetro da marca *Shimadzu*, modelo HV2. O penetrador empregado é do tipo Vickers, aplicou-se uma carga de 0,5 kgf durante um tempo de 10 segundos e as distâncias entre as medições foram de 0,5 mm, respeitando a distância mínima em relação à superfície externa.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. ENSAIOS

4.2. CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL

As imagens macrográficas e a nomenclatura para cada zona revelada são mostradas na figura 43 para o processo de soldagem GMAW e na figura 44 para o processo FCAW. Devido às diferentes microestruturas resultantes, as regiões das juntas soldadas foram divididas da seguinte forma: *i*) metal de solda do primeiro passe (MS-1), *ii*) metal de solda do segundo passe (MS-2), *iii*) metal de solda alterado (MSA), *iv*) zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP), *v*) zona afetada pelo calor do primeiro passe (ZAC-1), *vi*) zona afetada pelo calor do segundo passe (ZAC-2) e *vii*) metal de base (MB).

Figura 43 - Zonas reveladas (a) e nomenclatura correspondente (b), para o processo de soldagem GMAW e ataque químico Nital 2%.

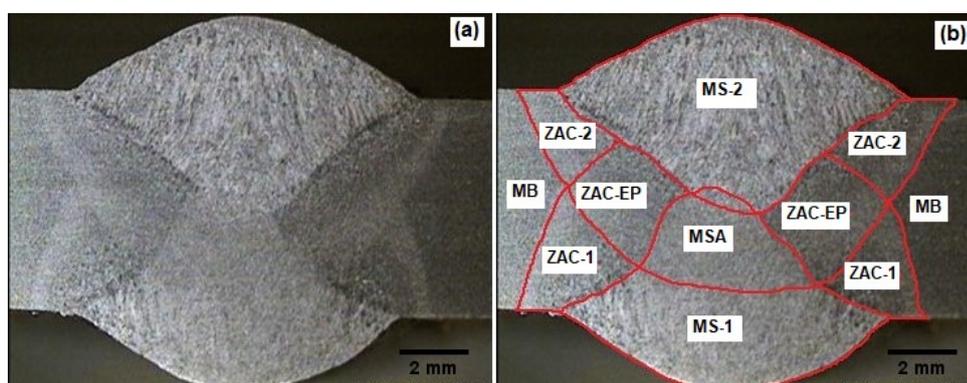
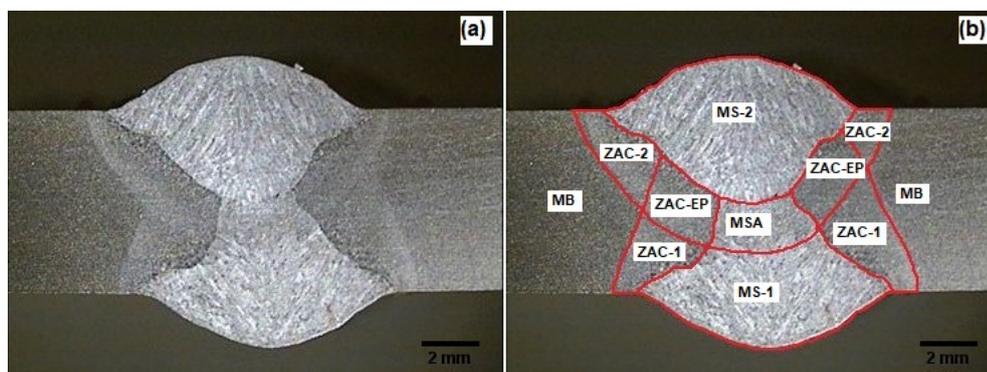


Figura 44 - Zonas reveladas (a) e nomenclatura correspondente (b), para o processo de soldagem FCAW e ataque químico Nital 2%.



Segundo Modenesi (2003), a energia de soldagem e a temperatura de pré-aquecimento são as variáveis operacionais que mais facilmente podem ser alteradas para se controlar o fluxo de calor em soldagem. Além disso, há a velocidade de soldagem, que também afeta diretamente o aporte de calor. Esses parâmetros afetam a repartição térmica da junta soldada, a qual permite determinar a extensão das zonas onde se passam tais fenômenos. Segundo Teng (2002) o aumento na energia de soldagem em uma junta soldada aumenta a largura da ZAC, por esse motivo é interessante quantificar as larguras das zonas afetadas pelo calor. As figuras 45 e 46 mostram o resultado da medição da extensão dessas zonas.

Figura 45 - Comprimento da ZAC do processo GMAW.

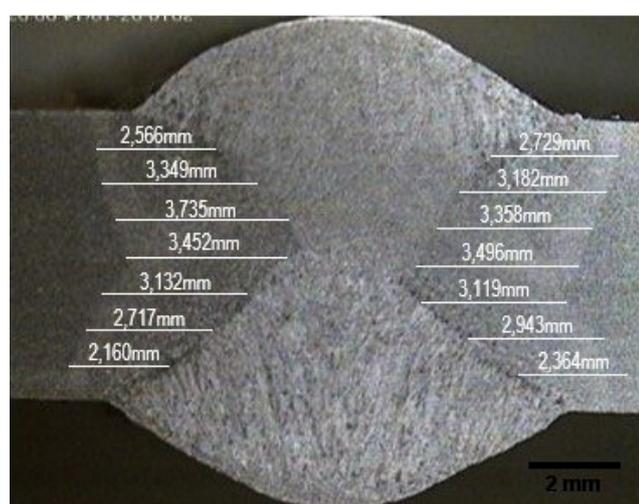
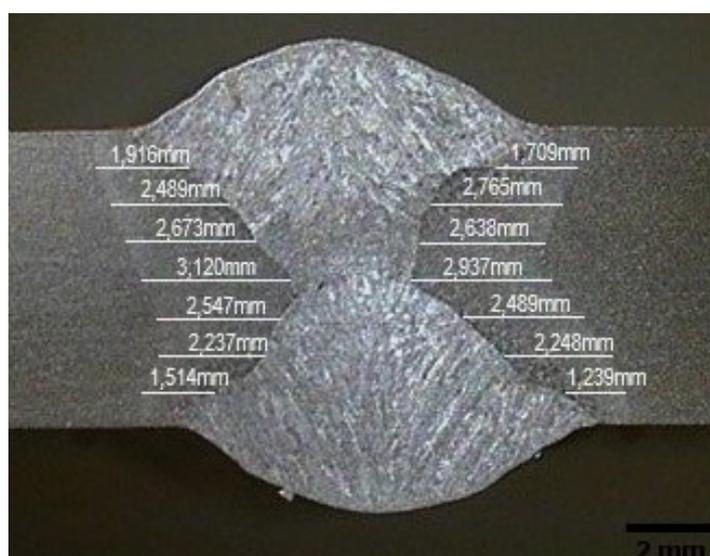


Figura 46 - Comprimento da ZAC do processo FCAW.



Para deixar mais clara a relação entre o aporte de calor (energia de soldagem), a velocidade de soldagem e a largura da ZAC, nos casos analisados, foi montada a tabela 12. Nota-se uma diferença significativa entre os comprimentos médios da ZAC do primeiro e segundo passe no processo GMAW, isso provavelmente se dá pela diferença de temperatura causada pelo procedimento de soldagem, onde o primeiro passe é executado com chapa a temperatura ambiente e, o segundo passe, de acordo com procedimento pré-qualificado ocasiona um pré-aquecimento.

Tabela 12 - Resultados do aporte de calor, da velocidade de soldagem e do comprimento da ZAC.

Processo de Soldagem	Passe de soldagem	Velocidade de soldagem (cm/min)	Aporte de calor (J/mm)	Comprimento Médio da ZAC (mm)
GMAW	1º Passe	24	1135	3,7
	2º Passe	24	1135	3,1
FCAW	1º Passe	34,8	842	3,1
	2º Passe	37,7	774	2,9

O próximo ponto a ser analisado é a comparação da geometria das juntas soldadas elaboradas, no que diz respeito à forma final dos reforços. Uma das variáveis que afetam essa geometria é a boa fusão entre o metal de adição fundido e o metal de base sólido. A habilidade de um líquido em manter contato com uma superfície sólida, que ocorre por meio de interações intermoleculares, denomina-se molhabilidade, a qual, por sua vez, influi no ângulo do pé da solda ou ângulo de flanco (θ).

Para obter os valores relacionados à geometria dos cordões, selecionaram-se três corpos de prova de cada processo de soldagem e executaram-se três medições, em diferentes seções transversais à junta, para cada corpo de prova. Para medição das dimensões lineares, foi empregado um paquímetro universal com resolução de 0,05 mm. Também foi realizada a medição dos ângulos de flanco, nos quatro quadrantes, em cada amostra. Para tal, foi empregado o software image J. Devido à incerteza de medição, verificada pela dificuldade de tangenciar precisamente a linha no software, os valores obtidos são considerados indicativos apenas.

As figuras 47, 48, 49 e 50 mostram os cordões de solda, as dimensões e os ângulos associados aos reforços. Os valores nessas figuras são específicos, ou seja, não representam os valores médios.

Figura 47 - Representação do ângulo de flanco no reforço do processo GMAW.

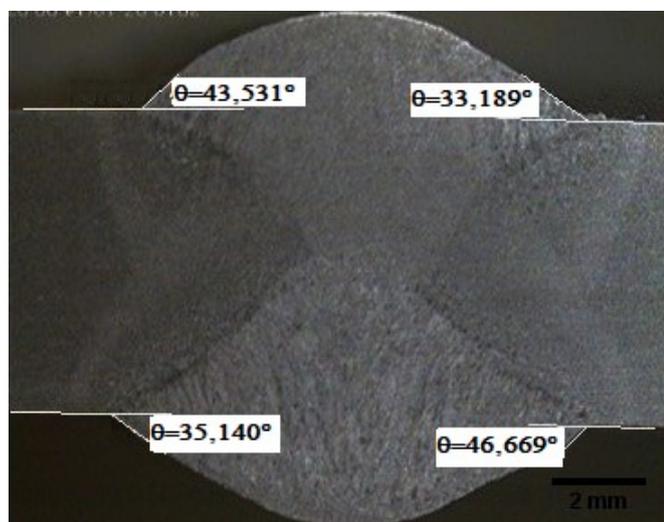


Figura 48 - Representação da altura e largura do reforço do processo GMAW.

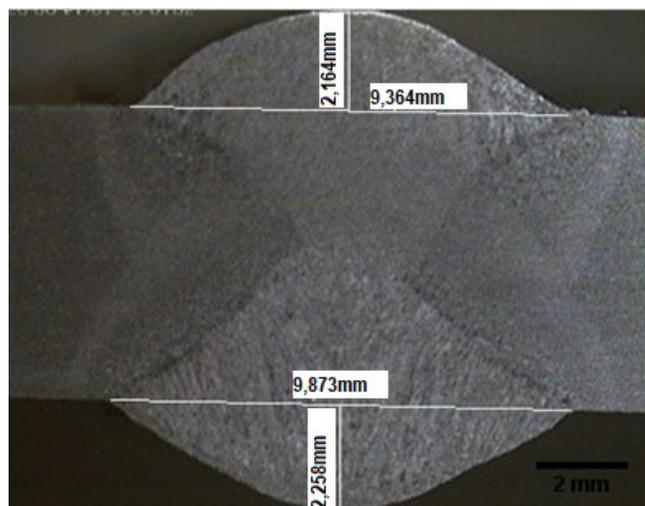


Figura 49 - Representação do ângulo de flanco no reforço do processo FCAW.

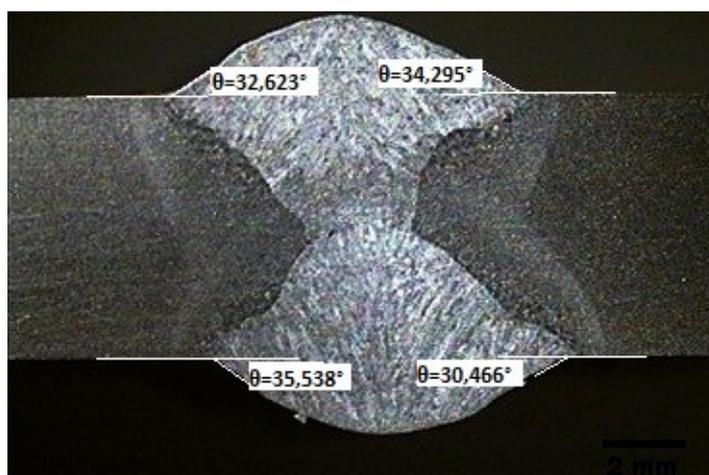
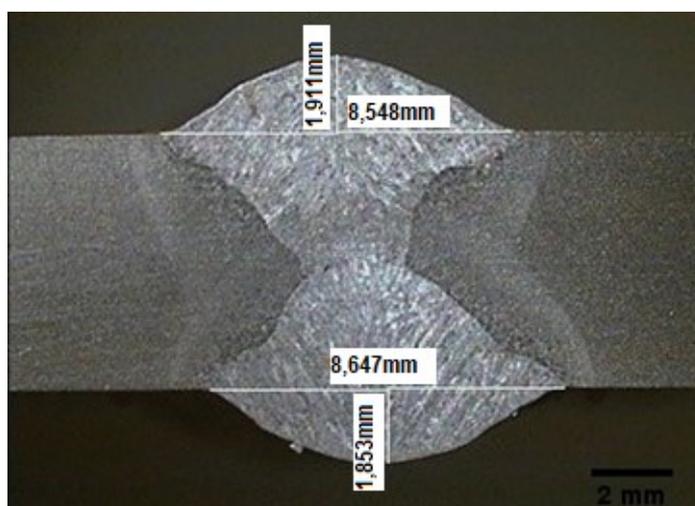


Figura 50 - Representação da altura e largura do reforço do processo FCAW.



As dimensões de altura e de largura, com seus respectivos valores médios, são mostradas, respectivamente, nas tabelas 13 e 14. Já as tabelas 15 e 16 mostram os resultados correspondentes aos valores de ângulo de flanco.

Tabela 13 - Dimensões dos cordões.

Condição		Altura do reforço (mm)			Largura do reforço (mm)		
2M7	Passe 1	2,15	2,45	2,50	10,50	10,25	10,45
	Passe 2	2,60	2,40	2,30	10,20	10,15	10,30
4M1	Passe 1	2,30	2,70	2,50	10,45	10,20	10,50
	Passe 2	2,40	2,45	2,65	10,45	10,50	10,40
2M10	Passe 1	2,15	2,10	2,00	10,20	10,60	10,25
	Passe 2	2,25	2,20	2,25	10,60	10,30	10,45
3T9	Passe 1	1,60	1,50	1,50	8,60	8,70	8,30
	Passe 2	2,15	2,00	2,20	10,35	10,00	10,25
Chapa de teste	Passe 1	2,00	2,10	1,95	9,50	9,10	9,40
	Passe 2	2,00	1,95	1,85	10,05	9,95	10,10
3T12	Passe 1	1,90	1,85	1,70	9,85	9,95	9,95
	Passe 2	1,65	1,75	1,55	10,25	10,20	10,45

Tabela 14 - Valores médios e desvios padrão da altura e largura de reforço.

Processo		Valor médio		Desvio Padrão	
		Altura (mm)	Largura (mm)	Altura (mm)	Largura (mm)
GMAW	Passe 1	2,31	10,37	±0,23	±0,15
	Passe 2	2,38	10,37	±0,16	±0,15
FCAW	Passe 1	1,78	9,26	±0,22	±0,62
	Passe 2	1,90	10,17	±0,22	±0,17

Os valores de altura e largura do reforço para o processo de soldagem GMAW se mostraram maiores, certamente devido à energia de soldagem, que em média foi 327J/mm maior do que o processo FCAW.

Tabela 15 - Valores dos ângulos do reforço.

Condição		Ângulo (θ)	
1M10	Passe 1	36,87°	32,61°
	Passe 2	33,69°	34,96°
3M10	Passe 1	38,14°	32,49°
	Passe 2	34,57°	36,65°
Chapa de teste	Passe 1	43,53°	33,18°
	Passe 2	35,14°	46,67°
3T9	Passe 1	28,42°	30,47°
	Passe 2	35,13°	36,99°
2T11	Passe 1	36,85°	30,46°
	Passe 2	28,70°	24,26°
3T12	Passe 1	27,86°	31,03°
	Passe 2	25,40°	33,85°

Tabela 16 -Valores médios e desvio padrão dos ângulos do reforço.

Processo		Valor médio	Desvio padrão
GMAW	Passe 2	36,14°	$\pm 4,33^\circ$
	Passe 1	36,95°	$\pm 4,86^\circ$
FCAW	Passe 2	30,85°	$\pm 3,20^\circ$
	Passe 1	30,72°	$\pm 5,34^\circ$

Os resultados obtidos mostram que a geometria do cordão de solda do processo GMAW, nos corpos de prova deste trabalho, tende a ser mais nociva para a resistência à fadiga, pois em média os valores da altura e largura do reforço são maiores do que os correspondentes valores para o FCAW, proporcionando assim ângulos de flanco maiores.

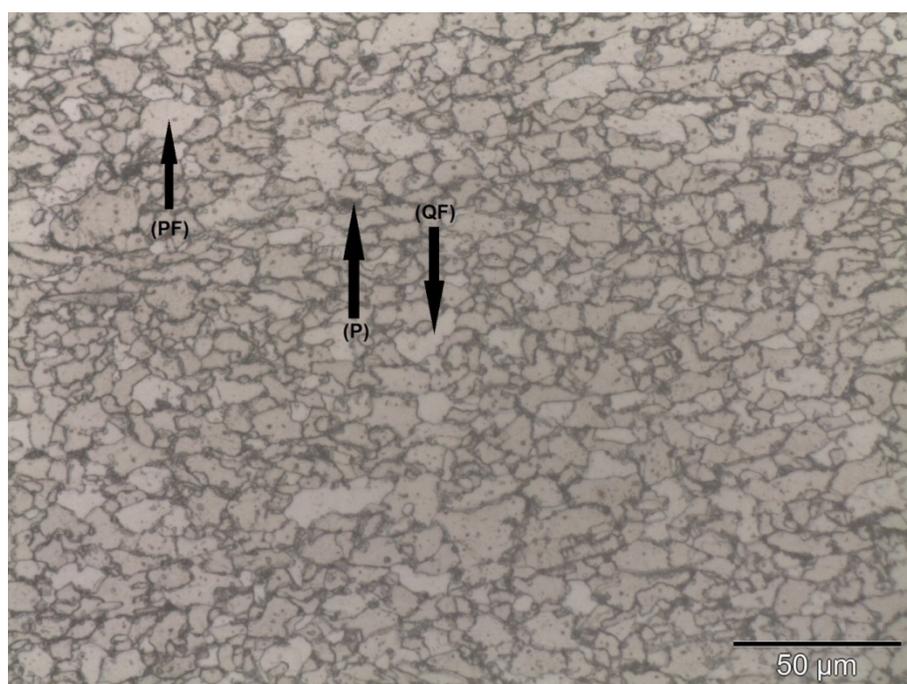
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural teve intuito de verificar as diferenças, por critérios mecânico-metalúrgicos, dos cordões obtidos nos dois processos. Mesmo que os parâmetros de soldagem tenham sido muito próximos, as pequenas diferenças na

energia de soldagem e na composição do arame-eletrodo poderiam ter causado descontinuidades ou microestruturas distintas.

A figura 51 mostra o metal de base na direção de laminação, o qual revela uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica (área clara) e, em menor quantidade, a perlita (área escura). Essa predominância de ferrita se deve ao baixo teor de Carbono (0,08%), comprovado pela análise química do metal base.

Figura 51 - Microestrutura do metal de base



Baseando-se nos critérios de classificação e na nomenclatura do Comitê de Bainita do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*), nota-se que para o metal de base, a ferrita encontra-se sob a morfologia poligonal (PF) e quase poligonal (QF). Essa microestrutura à base de ferrita (α) e perlita (P), sem a presença de ferrita acicular, isto é, ferrita bainítica (BF) ou ferrita Widmanstätten (WF), comprova que o aço foi laminado convencionalmente a quente.

Nas figuras 52 e 53 são mostradas as microestruturas dos metais de solda para os dois processos, revelando algumas morfologias ferríticas. De acordo com a classificação e designação estabelecida pelo Comitê de Bainita, estão presentes a perlita (P), ferrita poligonal (PF) e a ferrita Widmanstätten (WF), essa última responsável por conferir alta resistência mecânica e elevada tenacidade ao metal de solda.

Figura 52 - Microestrutura do metal de solda GMAW.

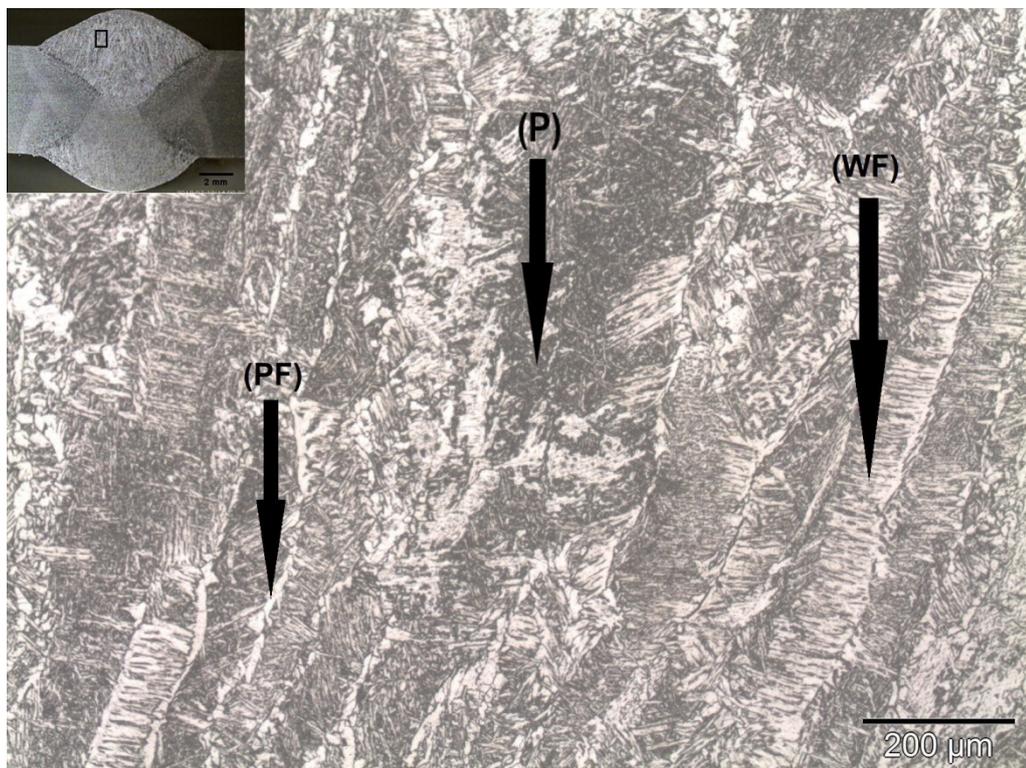
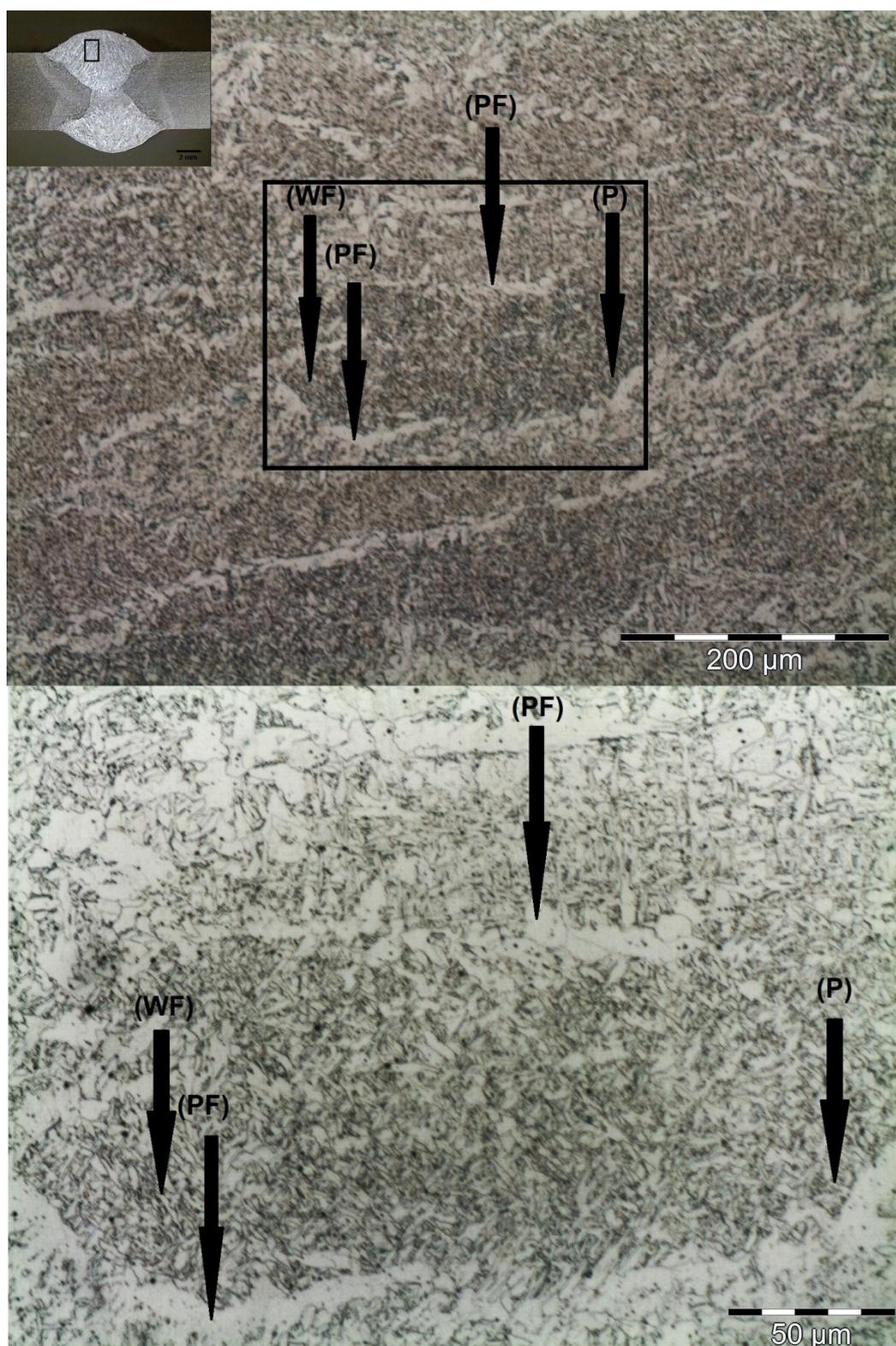


Figura 53 - Microestrutura do metal de solda FCAW.



Com relação ainda ao metal de solda (MS), cabe lembrar que há uma região em que o MS resultante do primeiro passe é alterado pelo segundo passe de solda. O resultado é um refinamento do grão, mostrado nas figuras 54 e 55.

Figura 54 - Metal de solda alterado GMAW.



Figura 55 - Metal de solda alterado FCAW.



Análises microestruturais complementares da região compreendida pelo metal de solda (MS), zona afetada pelo calor no primeiro passe (ZAC-1), zona afetada pelo calor no segundo passe (ZAC-2) e zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP) são ilustradas respectivamente nas figuras 56, 57 e 58.

Figura 56 -(a) Zona afetada pelo calor no passe 1 (ZAC-1) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor no passe 1 FCAW.

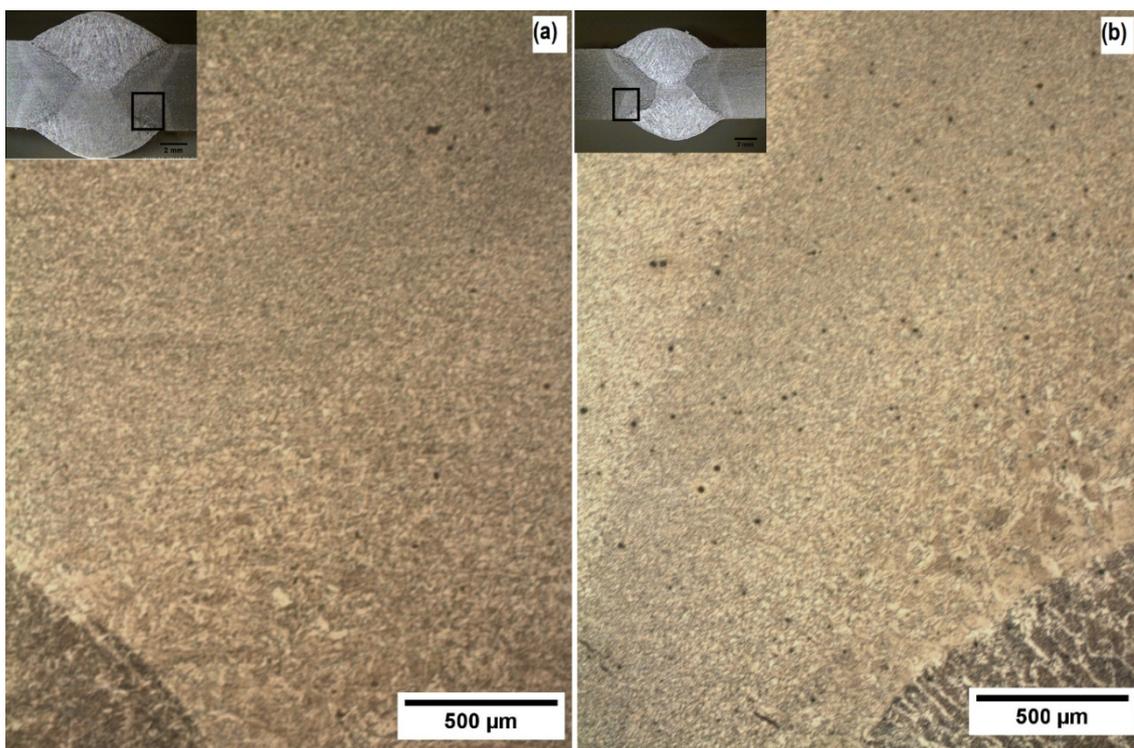
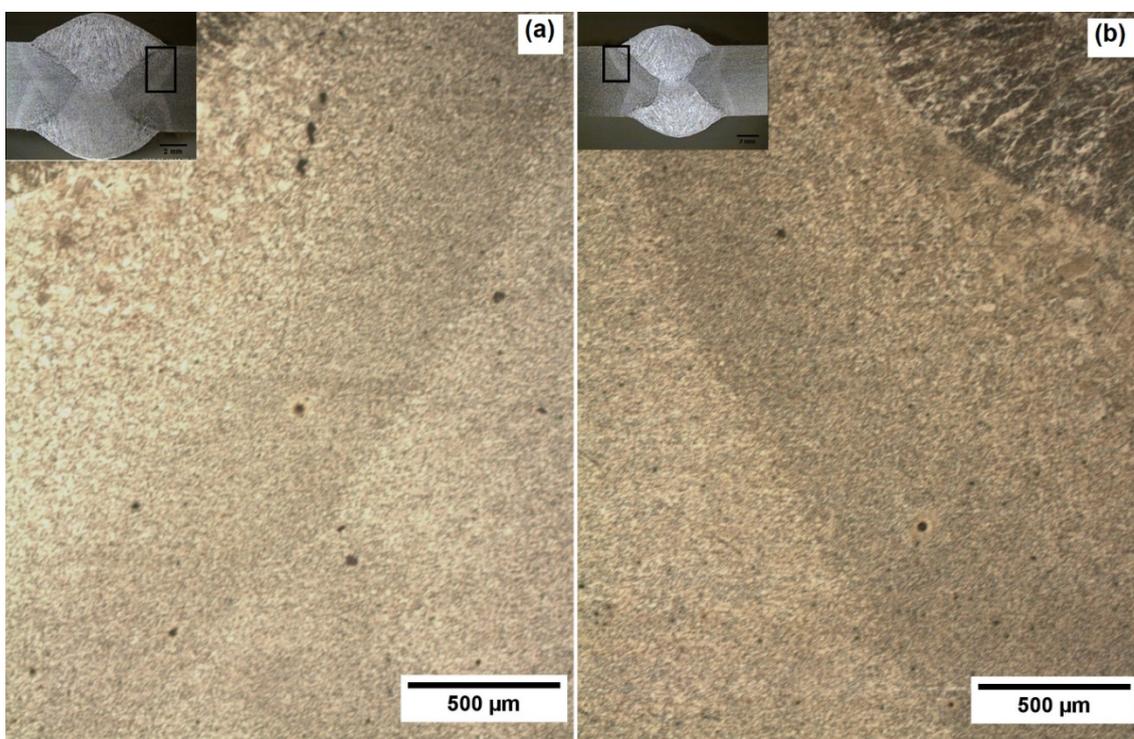


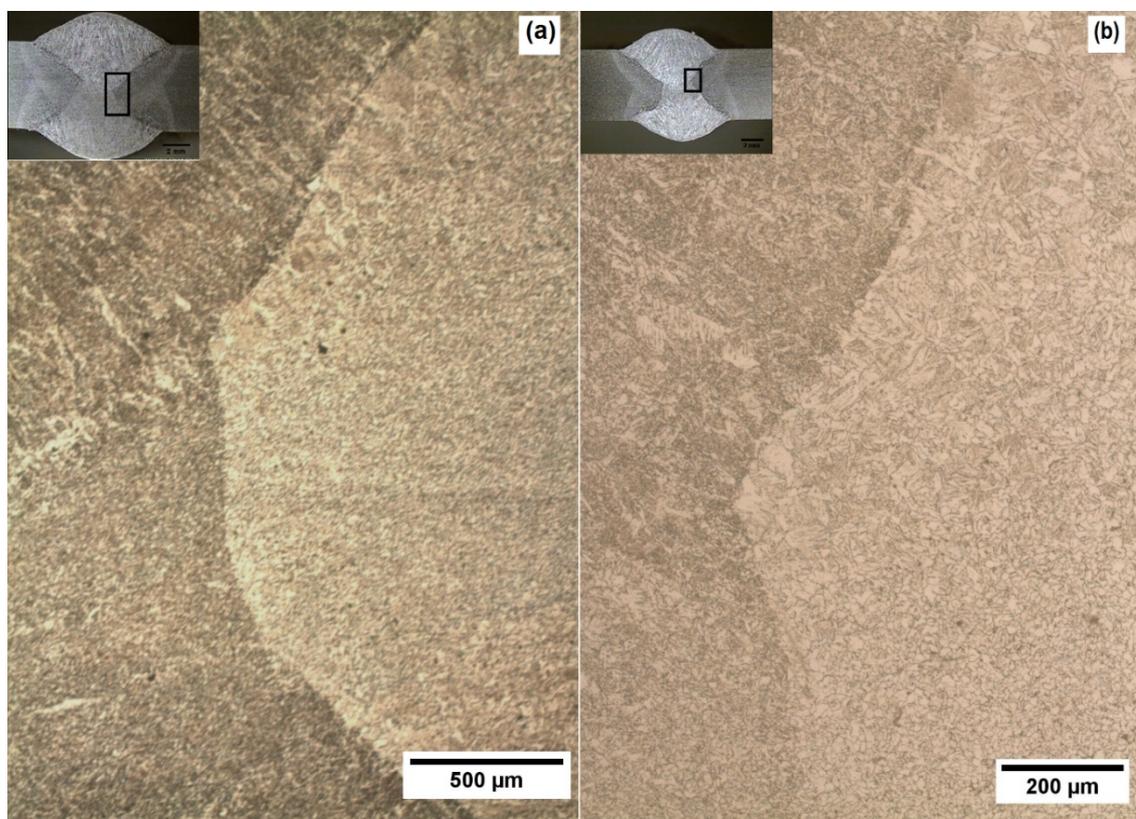
Figura 57 -(a) Zona afetada pelo calor no passe 2 (ZAC-2) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor no passe 2 (ZAC-2) FCAW.



Consegue-se nitidamente verificar na ZAC-1 dos respectivos processos de soldagem que a região próxima à linha de fusão, em direção à superfície da junta, contém grãos mais grosseiros. A figura 58 também compreende uma pequena parte da ZAC-EP, região que sofreu um refinamento de grãos em consequência do segundo passe.

Já na região da ZAC-2 são vistas as regiões microestruturais que estariam presentes num cordão original único, que são semelhantes às presentes na região não afetada da ZAC-1.

Figura 58 -(a) Zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP) GMAW e (b) Zona afetada pelo calor entre passes (ZAC-EP) FCAW.



Na ZAC entre passes nota-se um refinamento maior do grão no centro e, à medida que se desloca tanto para direita como para esquerda na figura, observa-se uma região parcialmente recristalizada. Porém, na região próxima à linha de fusão são vistos grãos maiores.

4.4. VERIFICAÇÃO DA INTEGRIDADE DA JUNTA SOLDADA POR ENSAIO DE TRAÇÃO

Na seção 3.1 foram mostrados os procedimentos e resultados dos ensaios de tração sobre o metal de base. Na presente seção, o mesmo procedimento é empregado sobre corpos de prova soldados, para avaliação da integridade dos cordões, conforme AWS D1.1 (2010). Para validação do teste, a norma estabelece que todos os espécimes devem sofrer fratura no material base e não no metal de solda e nem na ZAC. Segundo Blondeau (2008), uma união realizada por procedimento de soldagem adequado, sobre um aço estrutural que, em temperatura ambiente, apresenta comportamento dúctil, quando solicitada por uma carga estática transversal ao cordão naturalmente apresentará resistência maior nessa região do que no metal de base.

As figuras 59 e 60 mostram os espécimes após a ruptura. A máquina utilizada é de marca Emic DL20000, com capacidade de 300 kN, do laboratório do GEFMat da Universidade Federal do Rio Grande – FURG.

Figura 59 – Vista da região de ruptura, ocorrida no metal base.

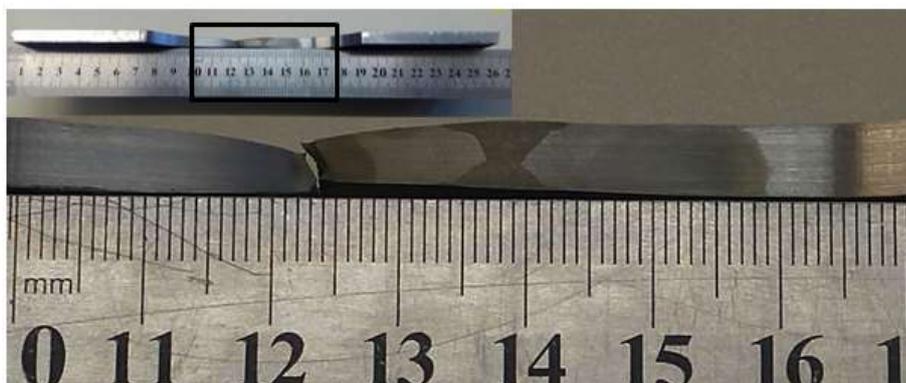


Figura 60 - Todas as rupturas no metal de base.



Foram realizados dois ensaios de tração para cada processo de soldagem, todos no sentido paralelo ao sentido de laminação e transversal ao cordão de solda. A tabela 17 mostra os resultados dos ensaios.

Tabela 17 - Valores do ensaio de Tração

Corpos de prova	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
4M1	384,16	453,74
1M10	415,27	477,90
1T9	395,07	493,64
1T11	383,43	491,35
Média GMAW	399,71	465,82
Média FCAW	389,25	492,49

Comparando aos resultados dos ensaios de tração dessa seção com os descritos na seção 3.1, constata-se que os corpos de prova soldados obtiveram propriedades mecânicas médias muito próximas ao metal de base e entre si. Também é interessante observar que o processo FCAW obteve maior valor médio de tensão última, mas menor tensão de escoamento em relação ao GMAW. Porém, como todas as rupturas ocorreram no metal de base, esses resultados se devem à própria dispersão natural de propriedades do material.

4.5. DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA POR MEIO DOS GRÁFICOS S-N

Na seção 3.9 foram apresentados os parâmetros aplicados aos ensaios de fadiga. Já nesta seção são apresentados os resultados obtidos, em termos de número de ciclos, até a ruptura ou interrupção do ensaio. A tabela 18 mostra o quadro resumo desses resultados, bem como algumas informações adicionais relevantes.

Considera-se que a ruptura ocorreu na ZAC quando a trinca teve origem no flanco do cordão em (pelo menos) uma das faces. Alguns corpos de prova tiveram desempenho elevado e atingiram o valor de número de ciclos estipulado como limite, de 5 milhões de ciclos. Esses espécimes estão indicados, na coluna “Local de ruptura”, como “Run-out”.

Tabela 18 - Resultados dos ensaios de fadiga.

<i>Condição</i>	<i>Nível tensão(MPa)</i>	<i>Identificação</i>	<i>Número ciclos</i>	<i>Local de ruptura</i>
<i>GMAW com reforço</i>	371,32	1M3	35247	ZAC
		1M7	80966	ZAC
		4M8	90877	ZAC
		3M8	84627	ZAC
		3M4	72098	ZAC
	290,09	1M4	275184	ZAC
		3M6	111299	ZAC
		3M7	308560	ZAC
		1M1	398809	ZAC
		4M3	237333	ZAC
	248,65	1M2	150220	ZAC
		2M4	184380	ZAC
		2M3	500502	ZAC
4M6		205310	ZAC	
<i>FCAW com reforço</i>	371,32	2T1	84165	ZAC
		1T2	189587	ZAC
		2T8	190300	ZAC
		3T2	196673	ZAC
		3T11	143622	ZAC
	290,09	4T1	330092	ZAC
		4T5	1229626	Zona Fundida
		3T1	444214	ZAC
		3T8	1003434	ZAC
		2T10		
	248,65	3T4	5460015	ZAC
		1T8	5338139	ZAC
		2T11		
2T9				
4T11				
<i>GMAWsem reforço</i>	397,84	3M2	35345	Zona Fundida
		2M2	29448	Zona Fundida
		4M5	178912	ZAC
		3M1	215370	Raio concordância
		1M9	342366	ZAC
	364,69	2M8	205644	Raio concordância
		1M5	780730	Raio concordância
		1M6	1531149	ZAC
		4M7	422187	Zona Fundida
	314,96	2M9	435540	Raio concordância
		1M8	2161292	ZAC
		4M4	10000000	Run-Out
		2M5	2677336	ZAC
3M9		5000000	Run-out	
4M9	1438960			
<i>FCAW sem reforço</i>	397,84	2T5	156484	Raios concordância
		1T4	173836	Raio concordância
		3T7	222913	Raio concordância
		2T3	129582	ZAC
		1T7	171503	Raio concordância
	364,69	3T3	295169	ZAC
		4T8	407624	ZAC
		1T1	327466	Raio concordância
		1T2	661001	ZAC
		3T10		
	314,96	4T3	1271719	ZAC
		1T5	5029933	Run-out
		1T10		

		<i>1T11</i>		
		<i>1T9</i>		

Observações na tabela 18:

- 1) Os corpos de prova com identificação em vermelho não foram ensaiados;
- 2) O teste do corpo de prova verde foi interrompido;
- 3) O corpo de prova 4T5 rompeu na zona fundida, porém havia um defeito de falta de fusão;
- 4) O corpo de prova 1T2 apesar de possuir um defeito de falta de fusão, rompeu na ZAC.

Na tabela 18 também estão indicados corpos de prova em que a ruptura ocorreu fora da região de solda, no raio de concordância entre a haste e a cabeça do corpo de prova. Todos os espécimes em que isso ocorreu haviam sofrido retirada dos reforços. Portanto, observou-se nesses casos que dois sítios concorriam para o início do processo de fratura: o primeiro, na região da solda, representado por uma descontinuidade metalúrgica e o segundo, na transição da haste com o raio de concordância do corpo de prova, local em que foram observadas pequenas marcas causadas pela parada da ferramenta no processo de usinagem.

Antes de comentar os resultados dos ensaios de fadiga, cabe realizar alguns esclarecimentos sobre a forma como as normas e recomendações classificam os tipos de uniões, segundo esse critério. Tais normas abarcam duas classes de uniões: *i)* soldadas e *ii)* parafusadas ou rebitadas. Porém, também está presente nos diagramas S-N dessas normas uma terceira classe, a dos próprios metais de base (chapas, barras e perfis estruturais) contínuos, ou seja, sem uniões. Neste trabalho, todas as observações dizem respeito apenas à primeira classe, das uniões soldadas. Essas, por sua vez, são classificadas segundo o tipo de junta e de carregamento, por exemplo, união de topo com carregamento transversal ao cordão de solda, ou uma união em T (ou cruciforme) com carga longitudinal ao cordão. Em sequência, aspectos específicos representam uma subordem de classificação. Dessa forma, a classificação pode ser mais elevada caso venha a ser adotado um processo de inspeção não destrutiva do cordão ou filete, tendo em vista o maior nível de confiança na união com esse procedimento. Da mesma forma, a adoção de cordões com penetração total significa que sua classe será mais elevada em relação às juntas com penetração parcial.

Como já dito em seções anteriores, a figura de mérito nomeada “Categoria do Detalhe”, permite uma abordagem sistêmica, segundo a qual todos os detalhes estruturais podem ser dimensionados.

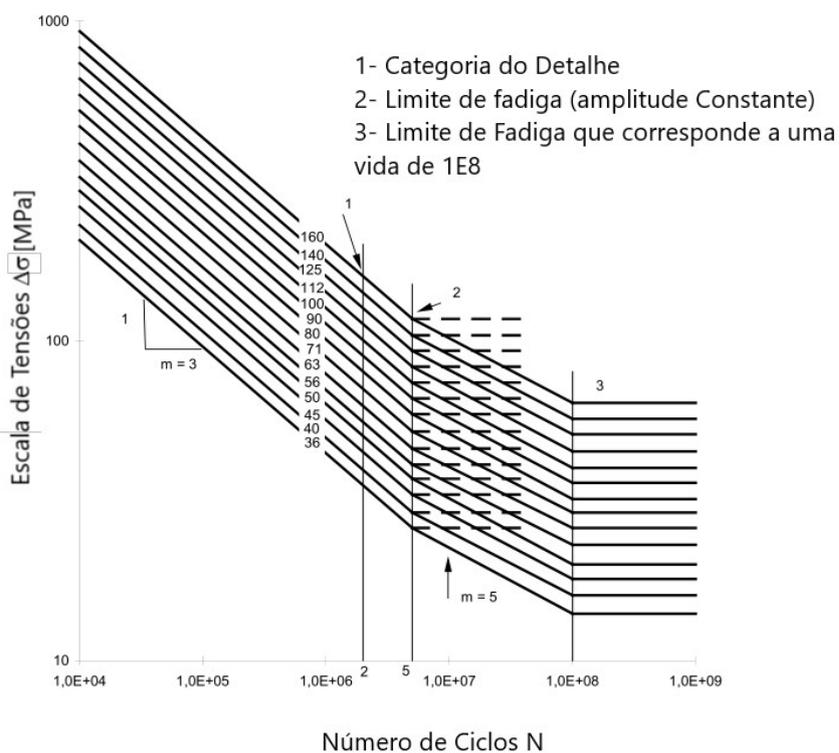
Cabe fazer uma nota quanto à nomenclatura. As normas Eurocode adotam o termo Categoria do Detalhe (*Detail Category*), cujo leque de possibilidades é composto por 14 famílias entre os números 36 e 160 MPa. As normas AWS empregam o nome Categoria de Fadiga (*Fatigue Category*), que por sua vez é dividido em 8 possibilidades: categorias A, B, B', C, D, E, E' ou F. Já as recomendações do IIW adotam o termo Classe de Fadiga (*Fatigue Class*) ou seu sinônimo, a contração “FAT” (em alusão à palavra *FATigue*), com a mesma faixa de números da Eurocode (36 a 160 MPa).

Para finalizar, as figuras 61, 62 e 63 mostram os diagramas S-N presentes nos documentos da norma Eurocode3 – seção 1.9 – Fadiga (1993), do Instituto Internacional de soldagem IIW (2008) e da norma AWS D1.1/D1.1M (2010), respectivamente.

A despeito das diferenças de nomenclatura, o princípio do método classificatório é intrinsecamente o mesmo. Qualquer que seja a norma empregada, a respectiva figura de mérito representa, direta ou indiretamente, com uma taxa de sobrevivência igual ou superior a 95%, a faixa de tensão positiva, aplicada à união, que proporciona um valor específico de vida. Nas normas Eurocode e nas recomendações IIW, esse valor corresponde a 2×10^6 ciclos. Dessa forma, caso o projetista esteja adotando uma dessas duas diretrizes, saberá claramente que, quanto maior o número da figura de mérito, tanto melhor é o desempenho em fadiga do detalhe estrutural ou da união.

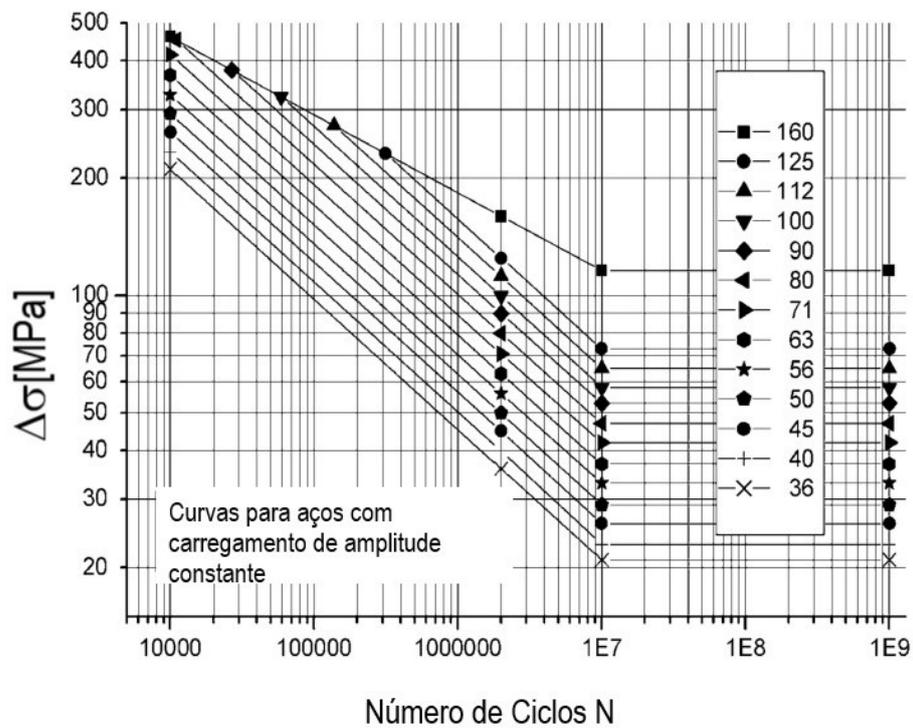
Já nas normas AWS, os valores de referência de tensão e de número de ciclos representam o que é considerado, por simplicidade, o limiar de vida infinita. Tal condição varia para as diferentes classes e, com o intuito de simplificar as equações para cálculo da tensão admissível, os valores de referência de tensão e de vida atingida foram conjugados num único parâmetro. De qualquer forma, como nas outras duas normas aqui referenciadas, o projetista sabe de antemão que uma categoria A tem desempenho superior a uma categoria B e assim sucessivamente.

Figura 61 - Diagrama S-N para aços estruturais segundo Eurocode3



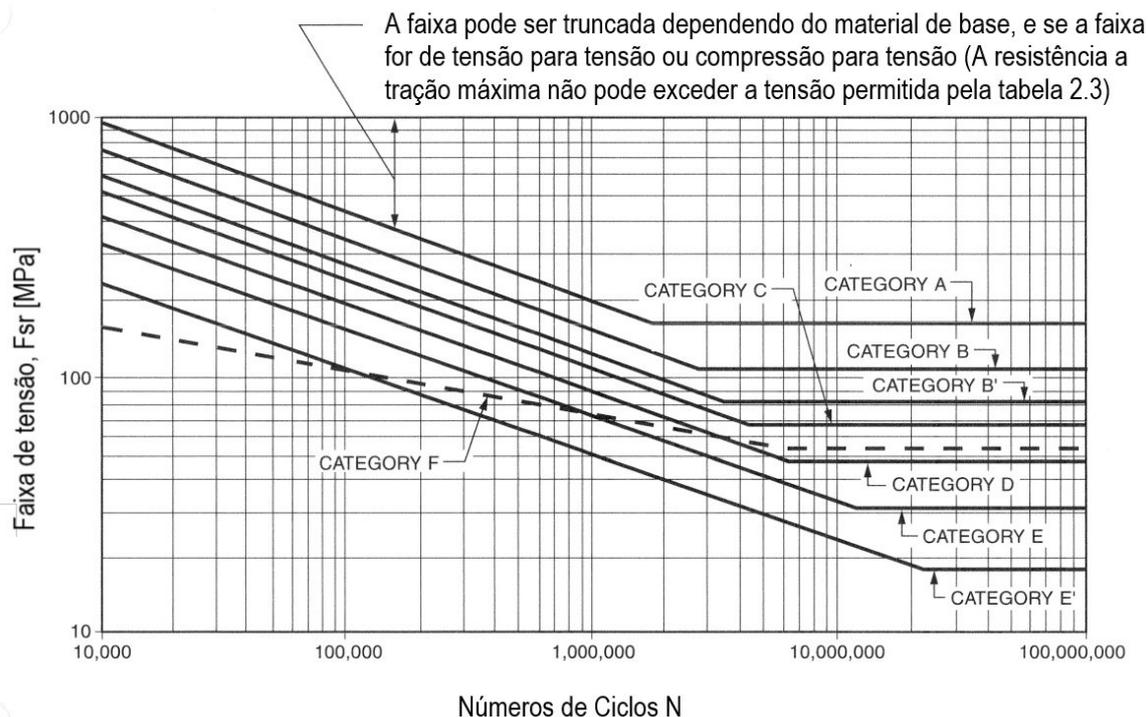
Fonte: Adaptado Eurocode3 seção 1.9 (1993, p. 13)

Figura 62 - Curvas de resistência a fadiga S-N para aços segundo IIW



Fonte: Adaptado de IIW (2008, p. 43)

Figura 63 - Curvas de fadiga para aços estruturais proposta pela AWS D1.1/1M



Fonte: Adaptado de AWS D1.1/1M (2010, p. 80)

Feita essa observação sobre a nomenclatura, é possível retornar à premissa que fundamenta o método classificatório, qual seja, de que há uniões visualmente bastante distintas que apresentam um desempenho em fadiga muito parecido. Cabe a ressalva de que tal premissa, constatada em inúmeros testes realizados ao longo de décadas, diz respeito aos materiais estruturais usuais (famílias específicas de aços e alumínio). Dessa forma, foi possível criar diferentes famílias de uniões soldadas, classificadas não por forma ou aparência, mas por uma figura de mérito (número FAT, Categoria do Detalhe, Categoria de Fadiga) a qual, por sua vez, serve de base ao procedimento de dimensionamento ou de validação de um detalhe estrutural.

No presente trabalho foram analisadas uniões soldadas com as seguintes características:

- Junta de topo
- Carregamento transversal
- Sem a realização de ensaios não destrutivos de inspeção
- Com e sem retirada do reforço dos cordões

A Tabela 19 mostra, de acordo com cada norma ou recomendação, a classificação dessas uniões para uma vida finita de 2×10^6 ciclos.

Tabela 19 - Valor de tensão aproximada para uma vida em fadiga de 2×10^6 ciclos.

Condição	Norma/Recomendação	Figura de Mérito
Solda com reforço	Eurocode3 seção 1.9	Categoria do Detalhe: 80 MPa
	AWS D1.1 2010	Categoria de Fadiga: C
	IIW 2008	Número FAT: 80 MPa
Solda sem reforço	Eurocode3 seção 1.9	Categoria do Detalhe: 112 MPa
	AWS D1.1 2010	Categoria de Fadiga: FAT B
	IIW 2008	Número FAT: 112 MPa

Para a determinação das equações e correspondentes diagramas S-N dos ensaios realizados, foram aplicadas as diretrizes da norma ASTM E739-10 (2013), a qual, por sua vez, considera uma dispersão de resultados (variância ou desvio-padrão) constante para toda a faixa. A equação básica para um diagrama S-N é:

$$\log N = A + B \log(\Delta\sigma) \quad (2)$$

Na qual:

N = Número de ciclos

$\Delta\sigma$ = Intervalo de tensão aplicada

A e B = Constantes de análise de regressão linear

Para determinar os valores das constantes A e B , para um conjunto de k corpos de prova ensaiados, são aplicadas as seguintes equações:

$$A = \bar{Y} - B\bar{X} \quad (3)$$

Na qual:

\bar{X} = Média do \log_{10} dos intervalos de tensões

\bar{Y} = Média do \log_{10} dos número de ciclos

$$B = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad (4)$$

Na qual:

X_i = \log_{10} dos números de ciclos

Y_i = \log_{10} dos intervalos de tensões

A variância obtida para esse conjunto de corpos de prova é dada por:

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{k-2} \quad (5)$$

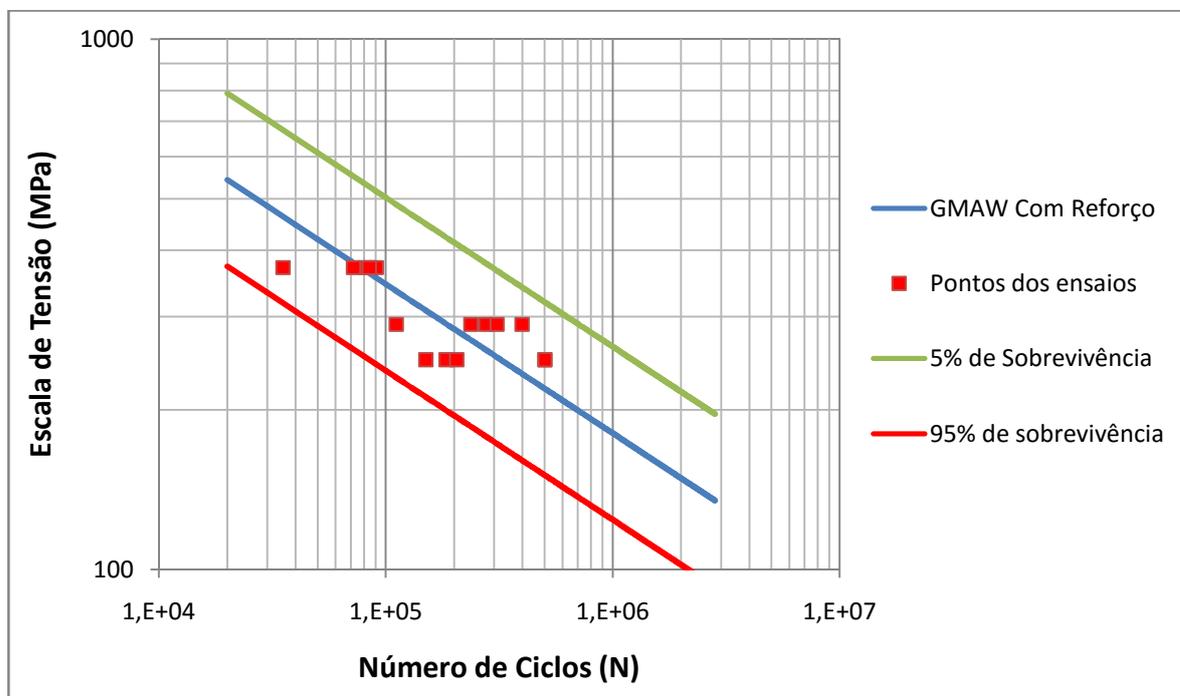
O valor pré-especificado de 80% para a replicação, o que obrigou o emprego de número elevado de corpos de prova, bem como as restrições na disponibilidade da máquina de teste, conduziram à aplicação de um limite máximo de ciclos no qual, não havendo a ruptura, o teste seria interrompido. Como dito anteriormente, esse valor limite foi de 5 milhões de ciclos.

Feitas essas considerações, inicia-se então a apresentação das equações e respectivos diagramas S-N obtidos para os diferentes casos analisados. Nesses diagramas também são plotadas as curvas de sobrevivência de 95% e 5%.

4.5.1. Diagrama para o processo GMAW com reforço

A figura 64 apresenta o diagrama para esse caso.

Figura 64 - Diagrama S-N do processo GMAW com reforço.



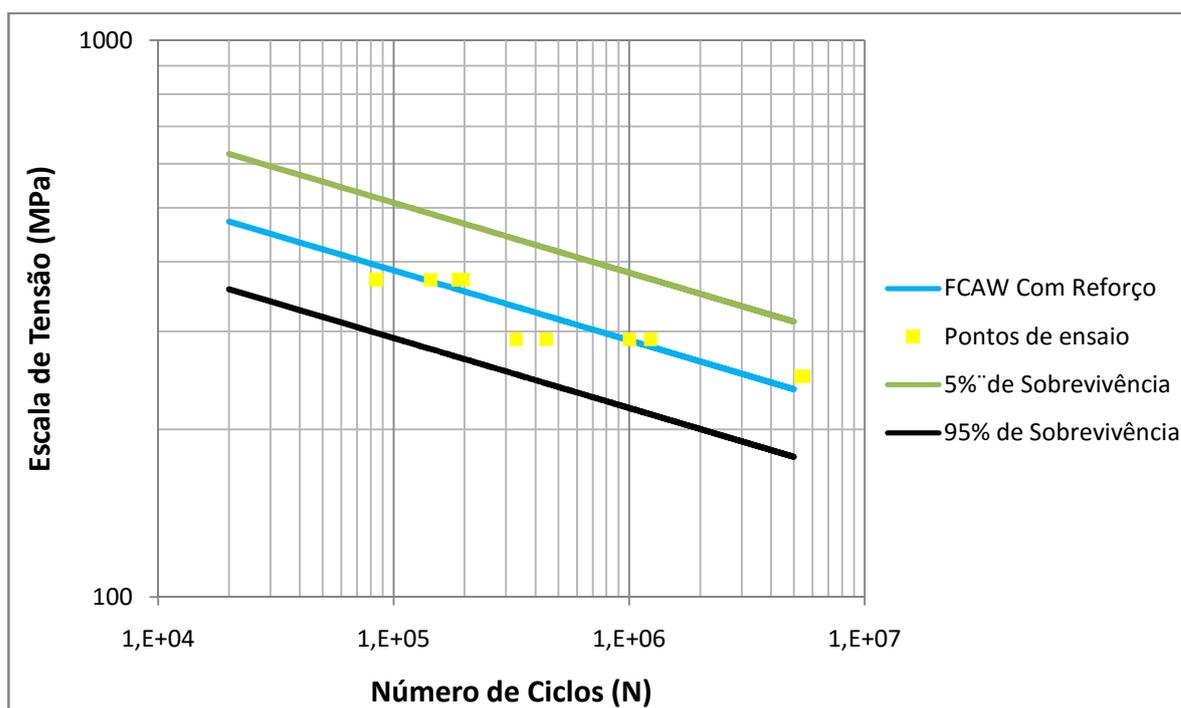
Considerando a curva de 95% de sobrevivência, o valor de faixa de tensão correspondente a 2×10^6 ciclos é $\Delta\sigma_{GMAW} = 102$ MPa. Os valores dos parâmetros para

obtenção da curva média são $A = 14,02$ e $B = -3,55$. O parâmetro B é responsável pela inclinação da (reta log-log).

4.5.2. Diagrama para o processo FCAW com reforço

A figura 65 apresenta o diagrama para esse caso.

Figura 65 - Diagrama S-N do processo FCAW com reforço.



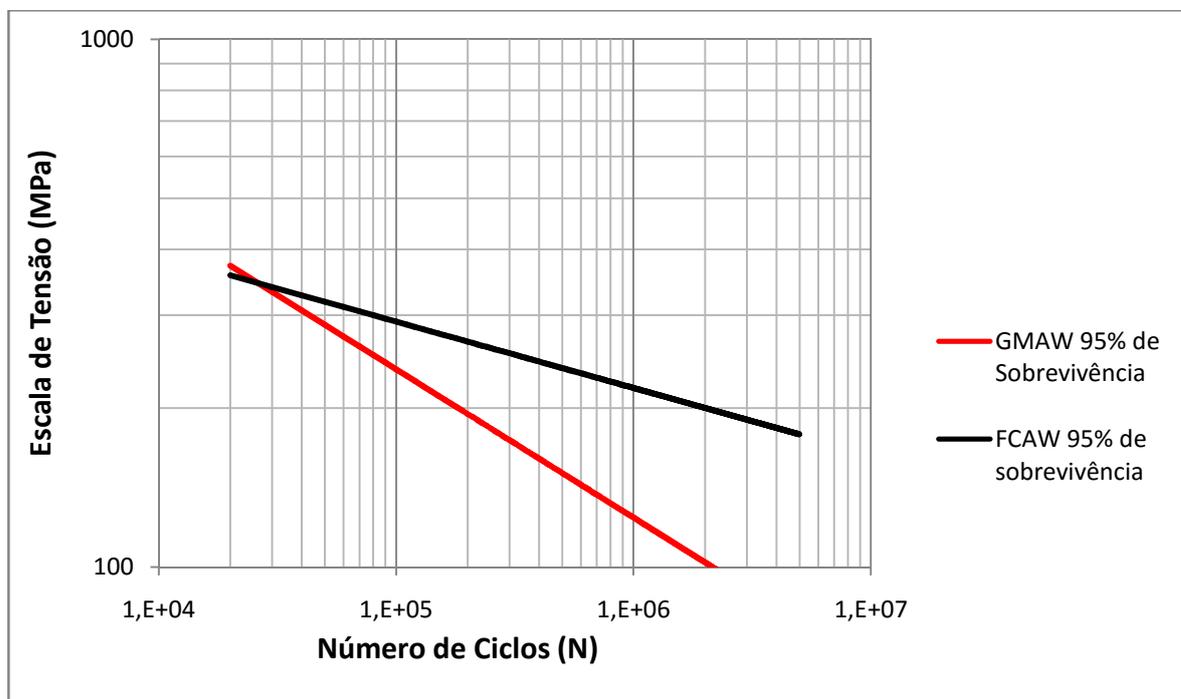
Considerando a curva de 95% de sobrevivência, o valor de faixa de tensão correspondente a 2×10^6 ciclos é $\Delta\sigma_{FCAW} = 200,2$ MPa. Os valores dos parâmetros para obtenção da curva média são $A = 25,58$ e $B = -7,96$.

4.5.3. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW sem retirada dos reforços

A figura 66 mostra o diagrama que permite a comparação entre os resultados das seções 4.5.1 e 4.5.2. As curvas correspondem a uma taxa de sobrevivência de 95%. Constata-se que, devido ao maior coeficiente angular, o processo FCAW apresentou melhor desempenho na região de elevado número de ciclos. Contudo,

numa faixa de menor número de ciclos, com limite à esquerda em $N = 20.000$, o processo GMAW se mostrou superior.

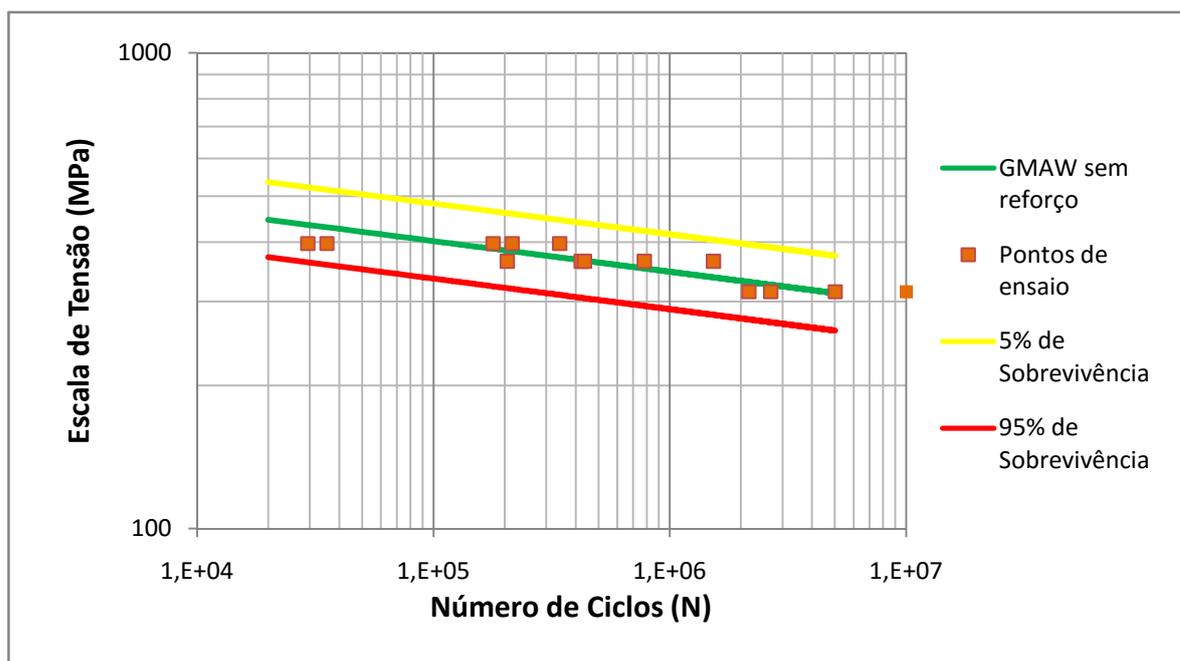
Figura 66 - Curvas de cada processo de soldagem sem a retirada do reforço



4.5.4. Diagrama para o processo GMAW sem reforço

A figura 67 apresenta o diagrama para esse caso.

Figura 67 - Diagrama S-N do processo GMAW sem reforço.

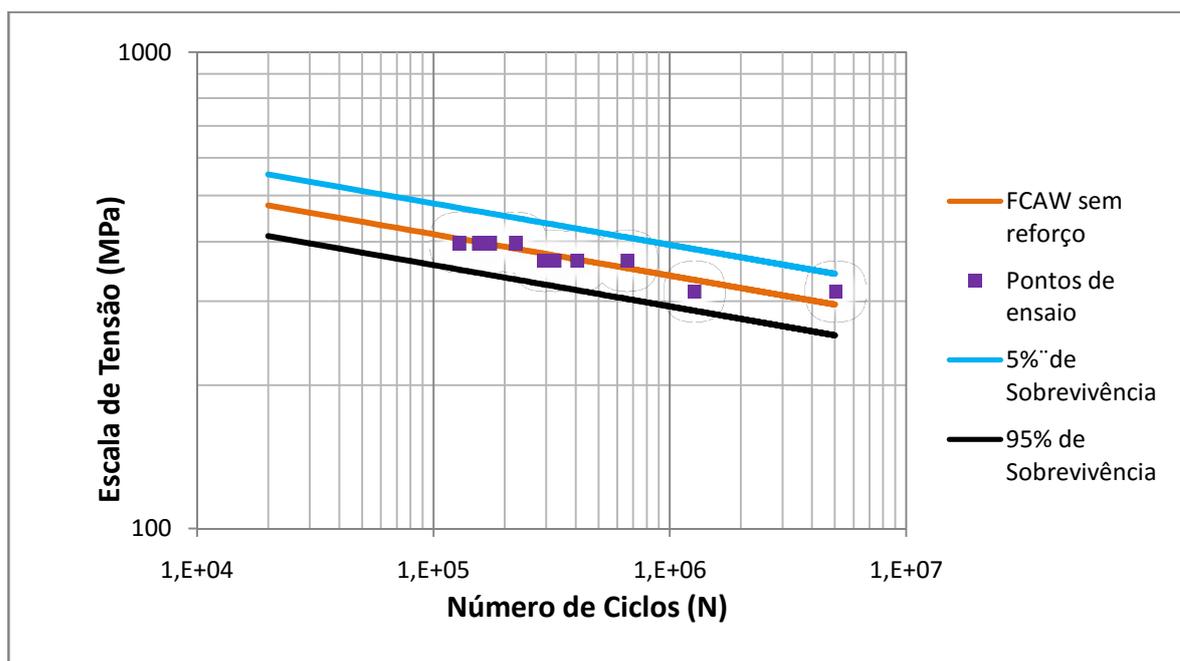


Considerando a curva de 95% de sobrevivência, o valor de faixa de tensão correspondente a 2×10^6 ciclos é $\Delta\sigma_{GMAW} = 276,6$ MPa. Os valores dos parâmetros para obtenção da curva média são $A = 45,46$ e $B = -15,53$. A existência de alguns pontos registrados nos diagramas com $N > 5 \times 10^6$ foi consequência do critério de interrupção dos ensaios, com esse número de ciclos, ter sido adotado apenas após sua realização.

4.5.5. Diagrama para o processo FCAW sem reforço

A figura 68 apresenta o diagrama para esse caso.

Figura 68 - Diagrama S-N do processo FCAW sem reforço

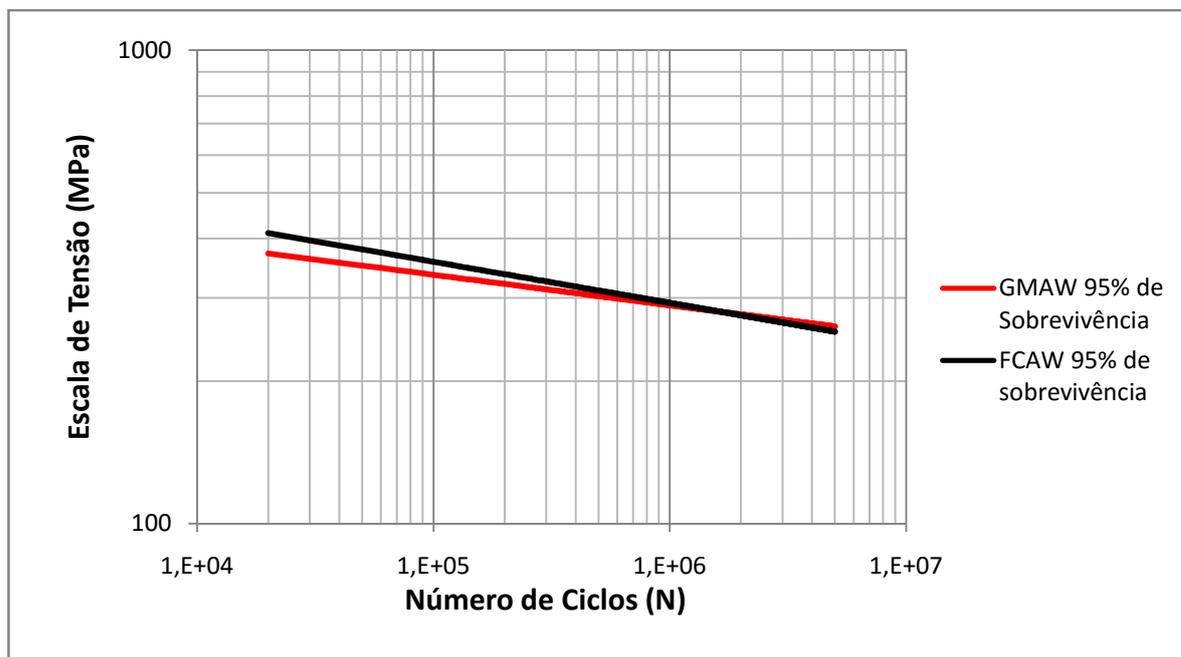


Considerando a curva de 95% de sobrevivência, o valor de faixa de tensão correspondente a 2×10^6 ciclos é $\Delta\sigma_{FCAW} = 275,4$ MPa. Os valores dos parâmetros para obtenção da curva média são $A = 35,13$ e $B = -11,51$.

4.5.6. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW com retirada dos reforços

A retirada do reforço tem por intuito melhorar o desempenho da união em fadiga, o que é obtido por meio da eliminação do fator geométrico de concentração de tensões no flanco do cordão. Na figura 69 é mostrado o conjunto de curvas e pontos, obtidos a partir dos corpos de prova que passaram por esse procedimento, para os dois processos de soldagem. O resultado é, praticamente, a superposição das curvas. Os coeficientes angulares obtidos são $m_{GMAW} = 15,5$ e $m_{FCAW} = 11,5$.

Figura 69 - Curvas e pontos dos ensaios para cada processo de soldagem com retirada do reforço

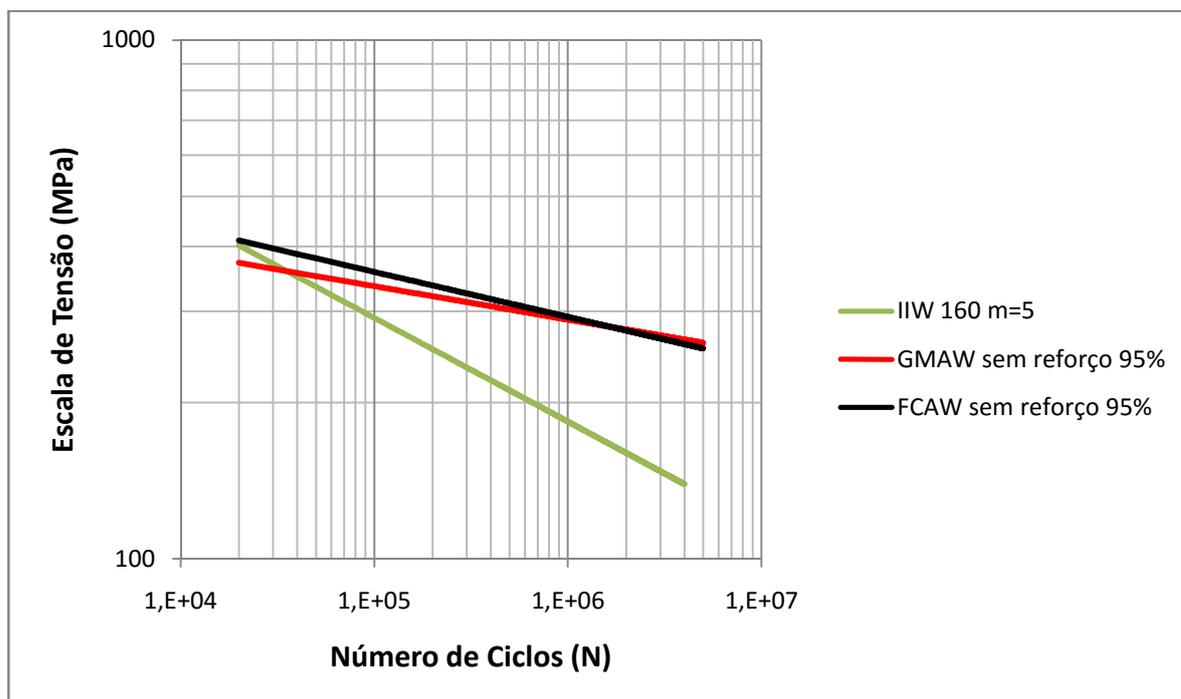


Fonte: Autor

4.5.7. Comparação de resultados dos processos GMAW e FCAW com retirada dos reforços e com a curva 160 do IIW

A figura 70 mostra as curvas S-N para sobrevivência de 95% e a curva 160 do IIW, que representa o metal base. Ao contrário das normas AWS e Eurocode, as recomendações do IIW (que não é um órgão normativo) são as únicas que apresentam um diagrama S-N específico para o metal de base (correspondendo aos aços estruturais comuns), diagrama esse com coeficiente angular $m = 5$ (os demais detalhes estruturais têm $m = 3$) e categoria do detalhe de 160 MPa. A família de curvas S-N das recomendações do IIW já foi mostrada na figura 61.

Figura 70 - Curvas de cada processo de soldagem com a retirada do reforço e a curva 160 do IIW.



Como mostrado nesta figura, nos dois processos de soldagem analisados, a retirada do reforço proporcionou resultados superiores ao esperado para o metal base, ou seja, ao que seria estimado para uma peça estrutural contínua, sem junta soldada.

4.5.8. Observações adicionais sobre os diagramas S-N obtidos

A figura 71 mostra os diagramas S-N, para um índice de sobrevivência de 95%, referentes aos corpos de prova com reforço, superpostos às curvas Eurocode, IIW e AWS de um detalhe definido como “união de topo com penetração total e reforço igual ou menor que 20% da largura do cordão”.

De forma semelhante, a figura 72 mostra os diagramas S-N que correspondem a um detalhe definido como “união de topo com penetração total e com reforços retirados”.

Figura 71 - Superposição dos diagramas obtidos e das normas de referência para o caso de junta de topo com reforço.

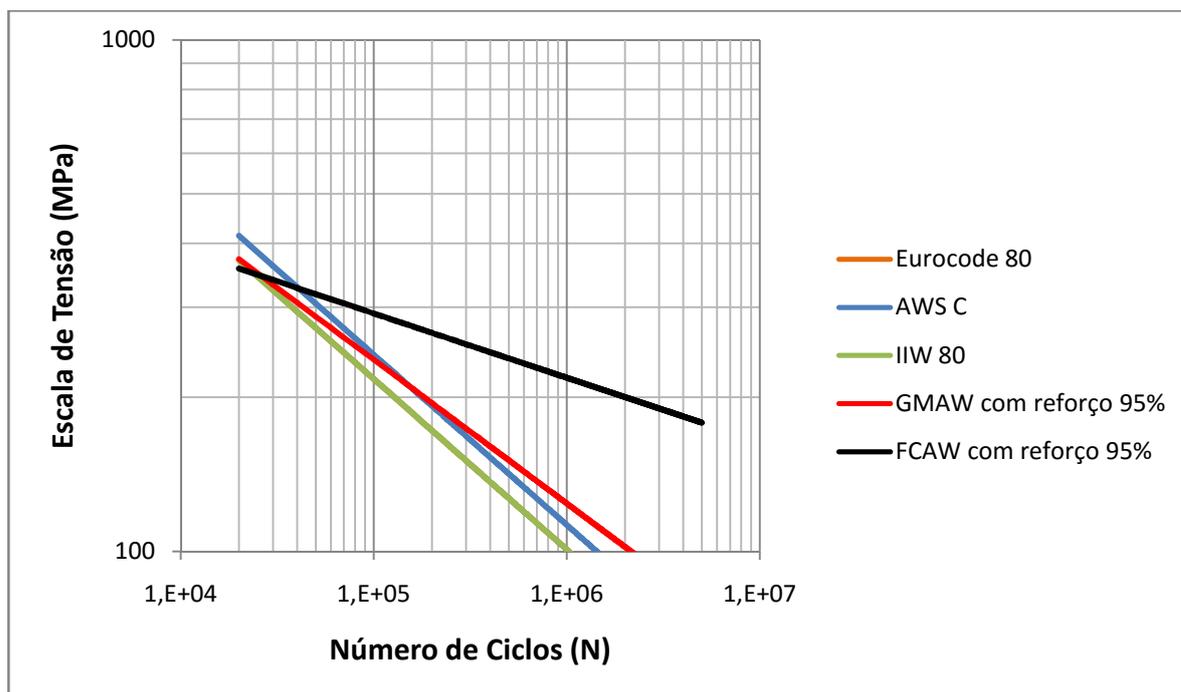
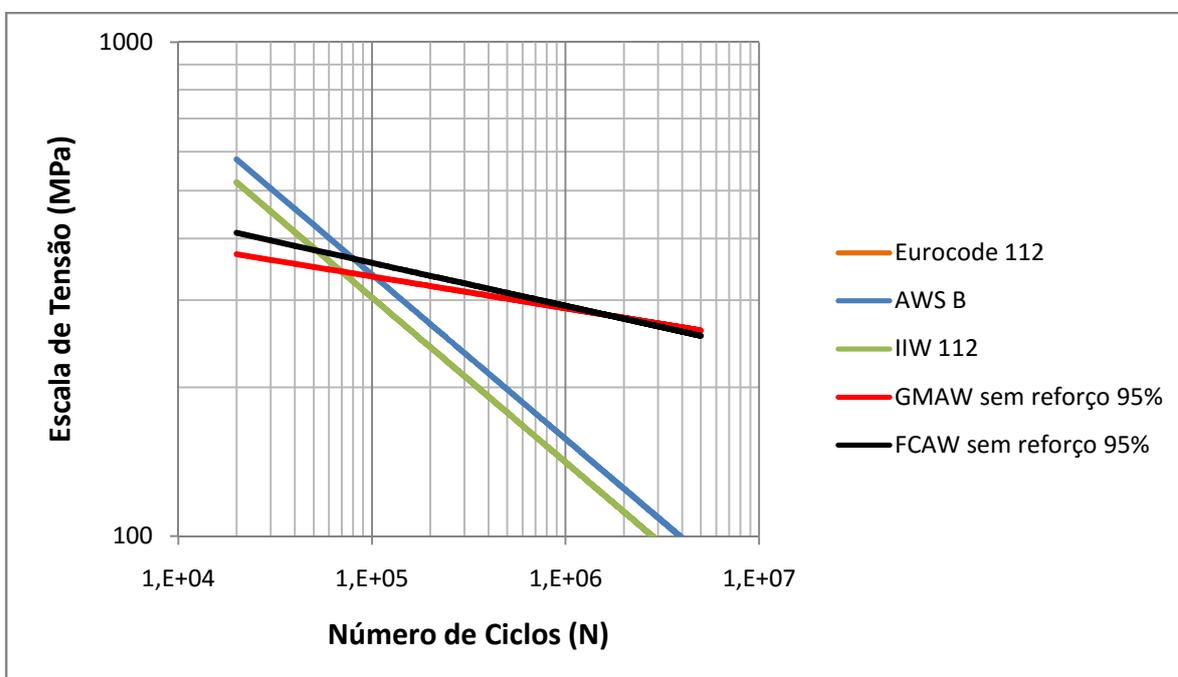


Figura 72 - Superposição dos diagramas obtidos e das normas de referência para o caso de junta de topo sem reforço.

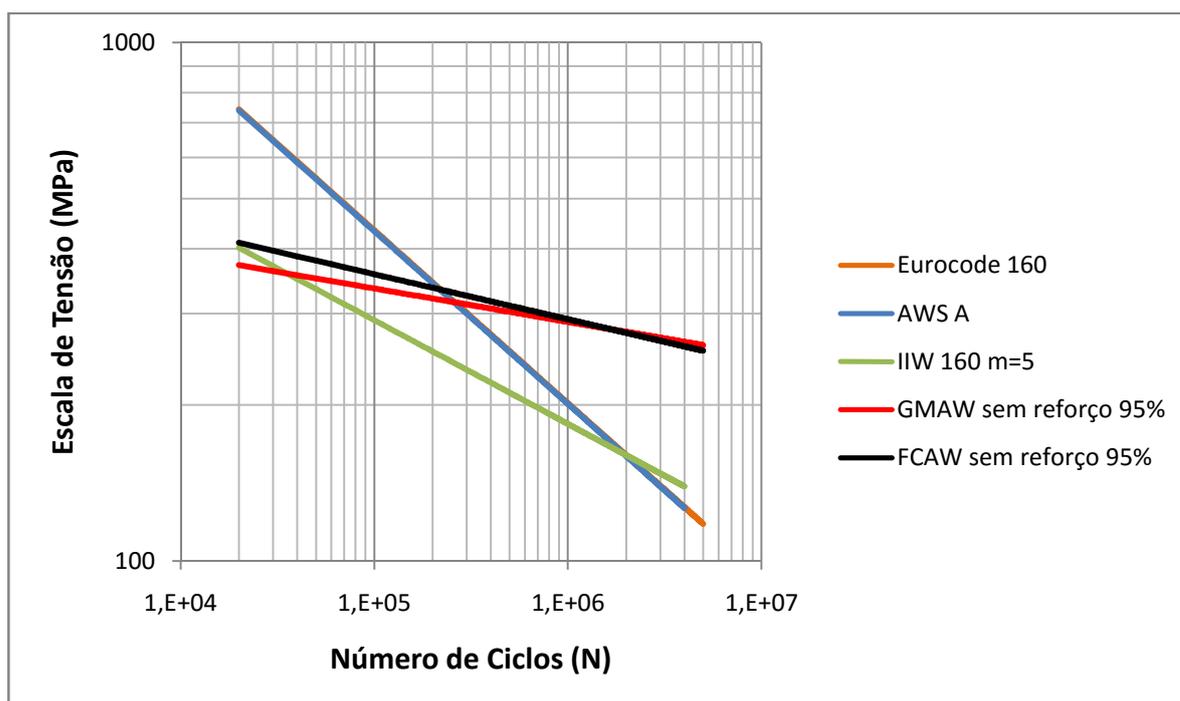


Constata-se que, devido ao maior coeficiente angular, os dois processos apresentaram melhor desempenho na região de elevado número de ciclos. Contudo,

numa faixa de menor número de ciclos, com limite à esquerda em $N = 80.000$ para AWS e $N=50.000$ para o IIW e a Eurocode, se mostraram não conservativas.

Por fim, retornando ao caso da retirada dos reforços, a figura 73 é uma repetição da figura 69. Porém, além da curva IIW 160, são mostradas as curvas AWS-A e Eurocode160.

Figura 73 - Superposição entre os diagramas S-N para o caso de junta de topo sem reforço.



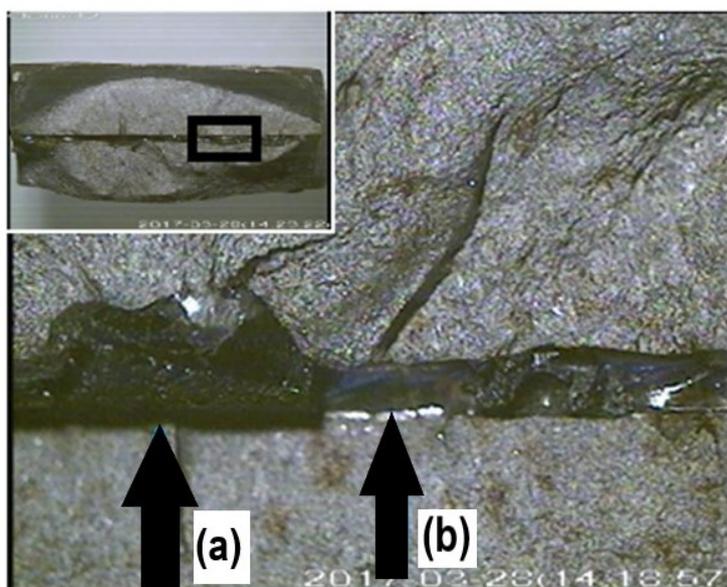
A plotagem das curvas S-N permitiu concluir que a geometria mais favorável à resistência a fadiga, na condição original da junta, na região de médio e alto número de ciclos, é a do processo de soldagem FCAW. Em contra partida, o processo de soldagem GMAW com a retirada do reforço atingiu uma vida maior do que no caso FCAW. Na comparação com as curvas correspondentes ao metal base de todas as normas referenciadas, qualquer dos dois processos de soldagem analisados foi superior. Constata-se que, devido ao maior coeficiente angular, os dois processos apresentaram melhor desempenho na região de elevado número de ciclos. Contudo, numa faixa de menor número de ciclos, com limite à esquerda em $N = 200.000$, as normas Eurocode e AWS, se mostraram não conservativas.

4.6. ANÁLISES DAS FRATURAS DOS CORPOS DE PROVA

As fraturas na maioria dos ensaios ocorreram conforme descrito nas diversas bibliografias, ou seja, uma nucleação e posterior propagação a partir de um único sítio, no flanco do cordão, até a ruptura final. Nessa seção serão apresentados alguns corpos de prova cujas fraturas resultaram dos seguintes fatores: *i)* inclusões ou defeitos internos ao cordão, no metal de solda e *ii)* fatores de concentração de tensão que ocasionaram alteração dos sítios de falha.

No processo de soldagem FCAW com reforço, em alguns níveis de tensão houve maior dispersão de resultados. A figura 74 mostra a seção do corpo de prova 4T5, bem como um detalhe da faixa central direita, onde é possível visualizar um defeito importante: a falta de interpenetração entre os cordões e a presença de possíveis inclusões de óxidos. Não há motivo aparente para esse defeito, tendo em vista que o processo de goivagem, bem como o segundo passe da junta, foi realizado de acordo com o procedimento adotado em todos os demais corpos de prova. Contudo, contradizendo qualquer prognóstico, esse corpo de prova obteve a maior vida em fadiga ($N = 1.229.626$ ciclos) na série sujeita à faixa de tensão de $\Delta\sigma = 290$ MPa.

Figura 74 - Defeitos na soldagem a) Possível inclusão de óxido e b) Falta de penetração



Como já comentado em seções anteriores, observou-se que a retirada dos reforços aproximou o desempenho da união ao esperado para o metal de base, ou

seja, sem qualquer detalhe soldado. Porém, apesar da faixa de dispersão dos resultados obtidos ser compatível com o que é esperado em qualquer ensaio de fadiga, a retirada dos reforços ocasionou, em alguns corpos de prova, a alteração dos sítios de falha. Dessa forma, a própria junta soldada, que no caso anterior tinha o processo de fratura desencadeado a partir do flanco do cordão, nesse caso passou a concorrer com outros possíveis pontos de concentração de tensão: *i)* o raio de transição da haste do corpo de prova com a região da cabeça e *ii)* inclusões ou defeitos internos ao cordão, no metal de solda. As figuras 75 e 76 mostram respectivamente a discordância entre o raio de giro da ferramenta e o raio de transição do corpo de prova e um exemplo de ruptura nessa região.

Figura 75 - Marca gerada pela ferramenta de usinagem na geração do raio de transição.

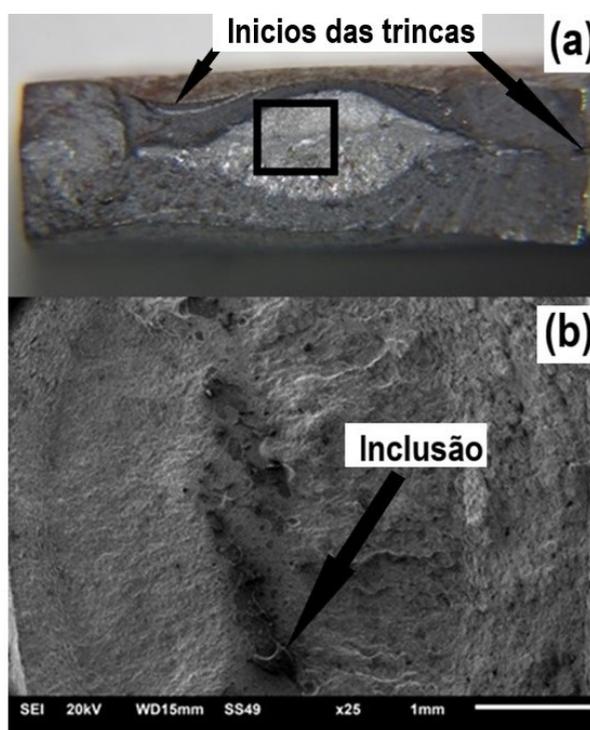


Figura 76 - Ruptura no raio de transição.



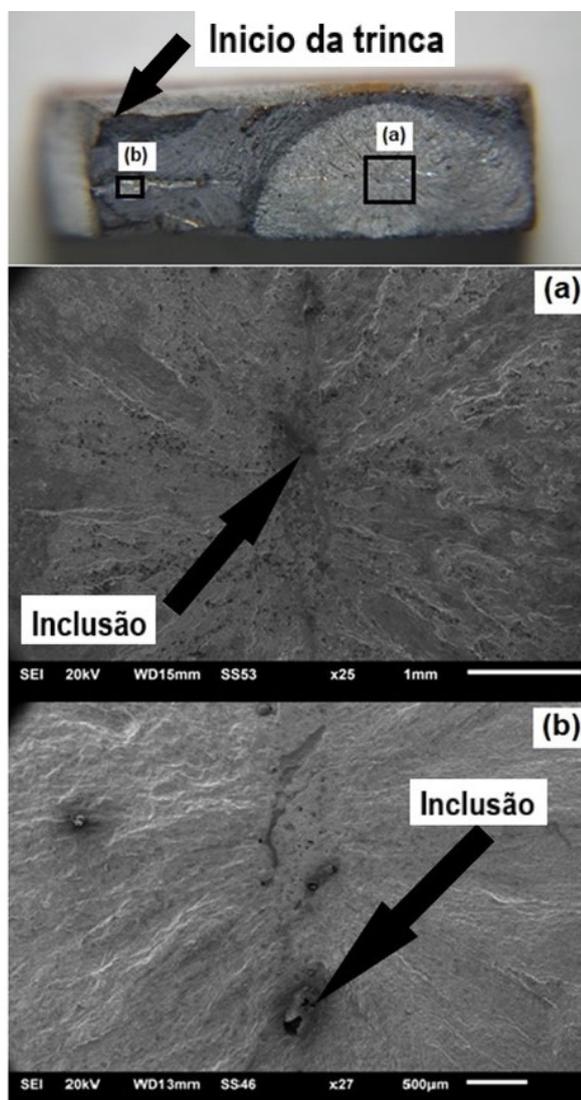
Também foi analisado um conjunto de corpos de prova em que os valores de resistência à fadiga foram relativamente baixos em relação aos demais, ensaiados na mesma condição. A figura 77 (a) mostra a seção de fratura no corpo de prova 2M2, sendo a parte clara a região de ruptura final. A parte (b) da figura mostra inclusões nessa região. Tal corpo de prova sofreu processo GMAW, sem reforço, e foi submetido à carga de ensaio de 48 kN (elevada, correspondendo à região de baixo número de ciclos). Esse corpo de prova atingiu $N = 29.448$ ciclos, enquanto a média dos corpos de prova que foram submetidos à mesma condição de ensaio foi de 245.549 ciclos.

Figura 77 - Corpo de prova 2M2 (a) visão geral da seção de fratura (b) Detalhe de uma inclusão.



A figura 78 mostra uma visão geral da seção de fratura, as inclusões e as regiões (a) e (b) ampliadas para revelar o local de iniciação da trincado corpo de prova 2M5, que sofreu processo GMAW, sem reforço, e foi submetido à carga de ensaio de 38 kN (baixa, correspondendo à região de alto número de ciclos). Esse corpo de prova atingiu $N = 2.677.336$ ciclos, enquanto os corpos de prova que foram submetidos à mesma condição de ensaio foram interrompidos ou ultrapassaram os 5×10^6 ciclos (*run-out*).

Figura 78 - Seção de fratura e a inclusão de óxidos do corpo de prova 2M5.



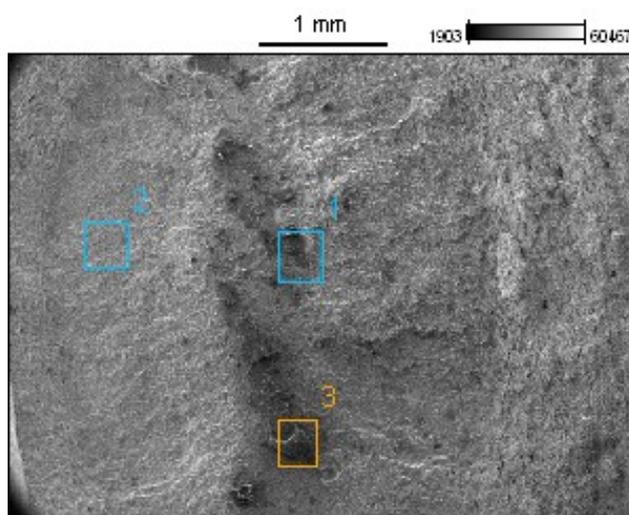
As imagens 77 e 78 foram utilizadas para esclarecer melhor as regiões de fratura e principalmente identificar o início da trinca, porém será pormenorizada na seção 4.7 as partículas mais escuras por meio de espectrometria de energia dispersiva de raio-X promovendo espectros e tabelas sobre os elementos de inclusão no metal de solda.

4.7. ANÁLISES REALIZADAS POR MEIO DE ESPECTROMETRIA DE ENERGIA DISPERSIVA DE RAIO-X (EDS)

Seguindo a linha da seção anterior, também foram realizadas análises de espectrometria de energia dispersiva de raio-X, com o intuito de descobrir elementos químicos presentes em partículas localizadas nos pontos onde houve falta de penetração e inclusões.

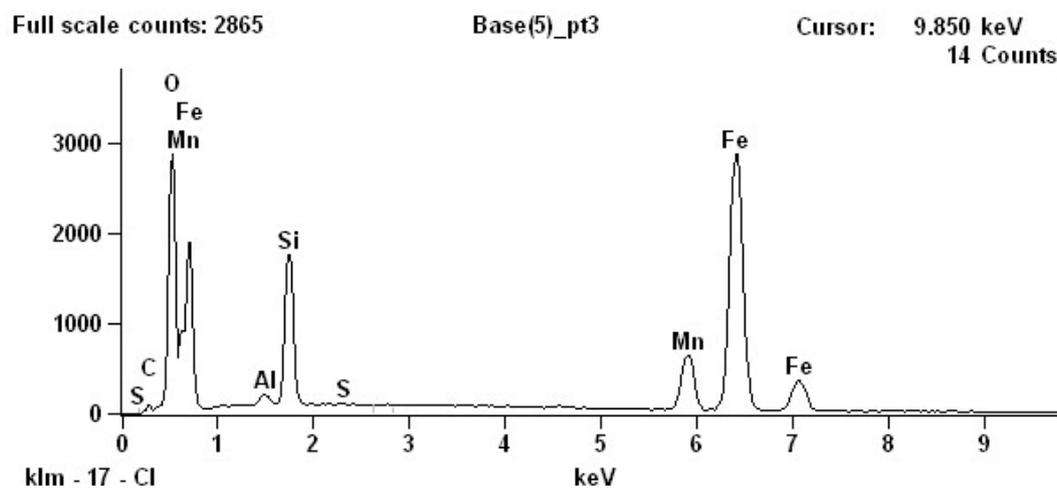
Os corpos de prova que sofreram análise foram o 2M2 e o 2M5. A figura 79 mostra a face de fratura do corpo de prova 2M2, sobre a qual estão identificadas três regiões que sofreram avaliação. Como explicado na seção anterior, esse corpo de prova apresentou vida em fadiga inferior, estando esse resultado provavelmente atrelado às inclusões encontradas.

Figura 79 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M2.



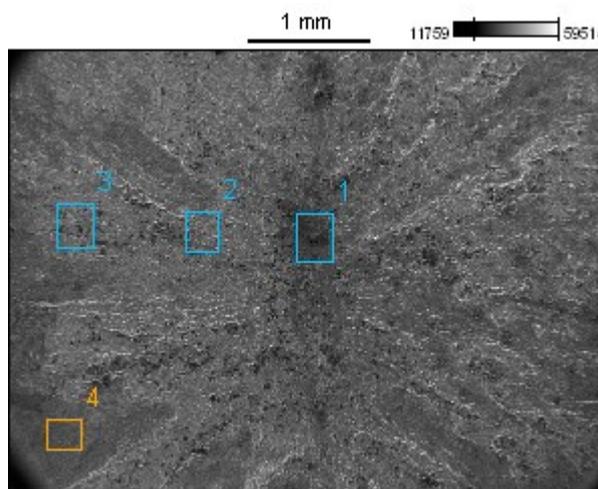
Como resultado da análise, os pontos 1 e 2 da face de fratura não apresentaram elementos relevantes, mas no ponto 3 foi constatada presença de Oxigênio, Sulfeto de Manganês e Óxido de Silício. A figura 80 mostra os elementos o espectro do ponto 3.

Figura 80 - Espectro do ponto 3 corpo de prova 2M2.



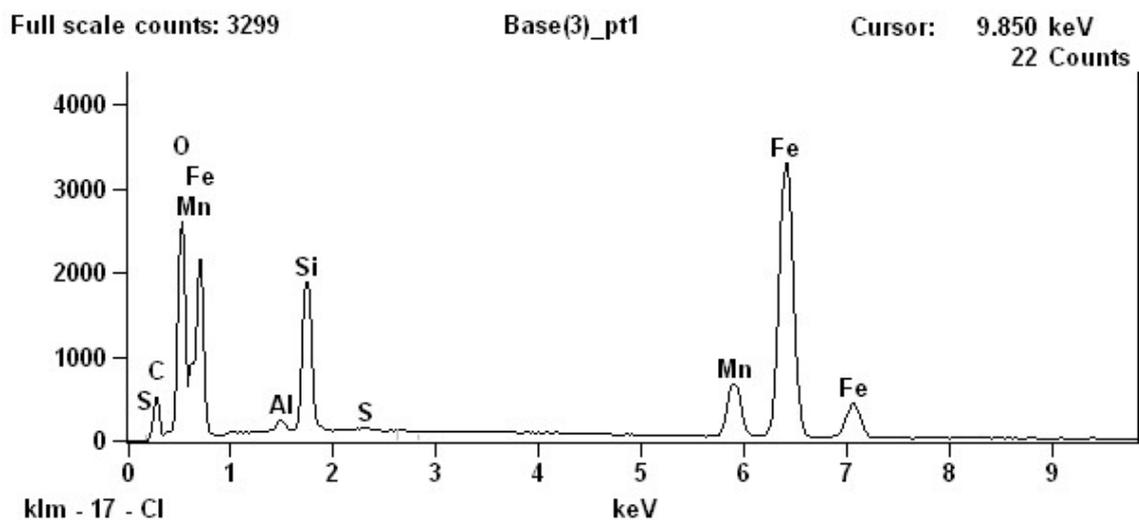
Com relação ao corpo de prova 2M5, a figura 81 revela os pontos analisados pelo ensaio EDS. Essa região corresponde ao quadro (a) da figura 76.

Figura 81 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M5



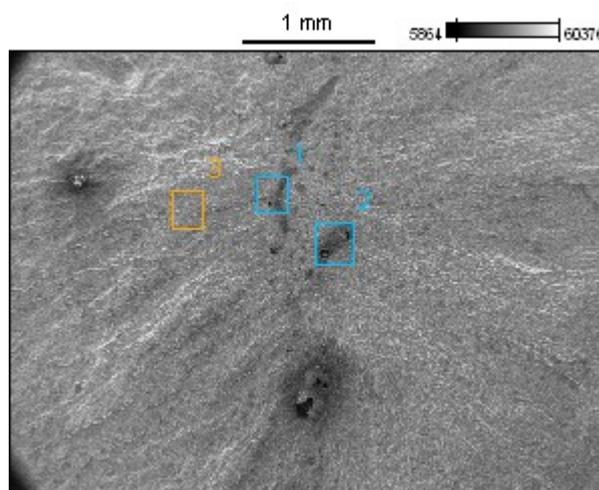
A figura 82 mostra o espectro do ponto 1 do corpo de prova 2M5.

Figura 82 - Espectro do ponto 1 corpo de prova 2M5



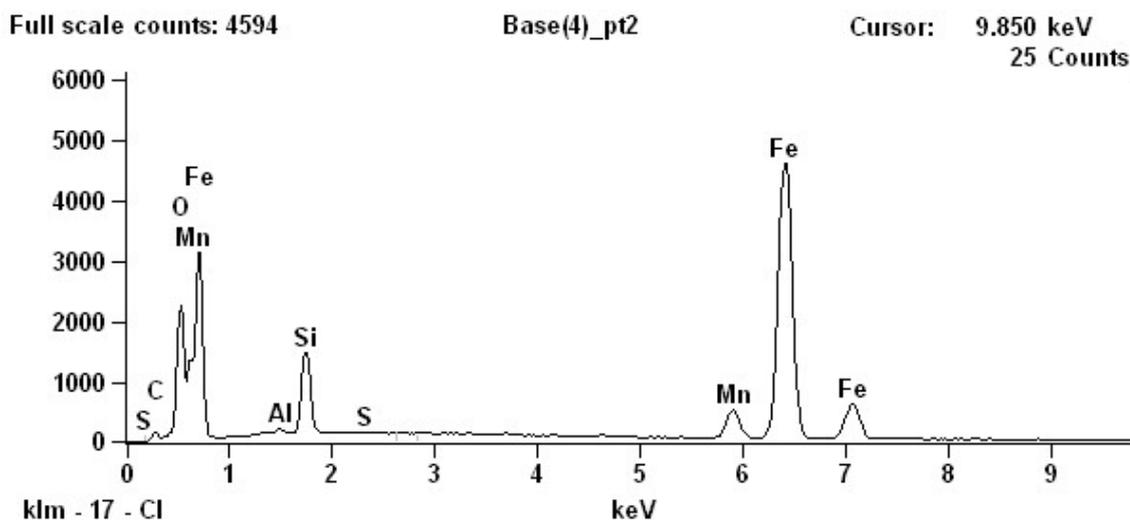
Já a figura 83 revela os pontos analisados pelo ensaio de (EDS) na região (b) da figura 77.

Figura 83 - Pontos relevantes do corpo de prova 2M5



A figura 84 mostra o espectro do ponto 2 do corpo de prova 2M5.

Figura 84 - Espectro do ponto 2 corpo de prova 2M5



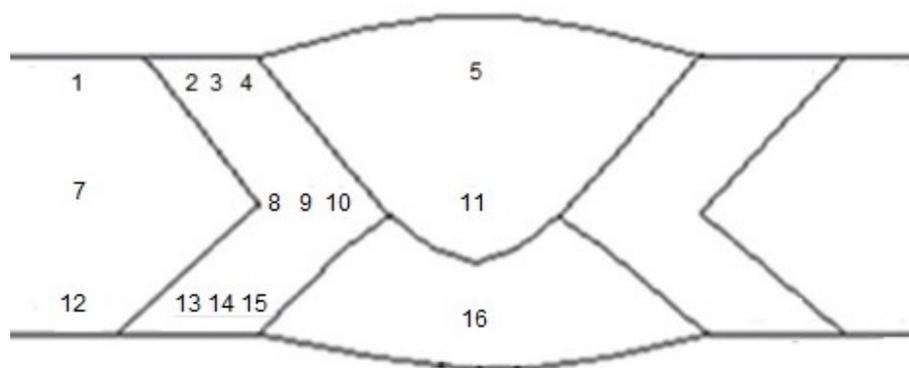
Os tipos de inclusões presentes nos aços possuem uma ampla classificação química, envolvendo a análise quantitativa por meio de conversões estequiométricas para óxidos. Devido ao tamanho das inclusões serem menores em relação à área da superfície da amostra afetada pelo feixe do raio-x do MEV, pode-se chamar este tipo de avaliação de análise qualitativa. Conseqüentemente, nas inclusões analisadas há a presença de um pico pronunciado de ferro, o que indica a análise conjunta da matriz. As inclusões em geral possuem um tamanho entre 10 a 50 μm e podem assumir diversas morfologias, ou seja, globulares, irregulares, angulares, aciculares e bastonetes (MORAES, 2009).

No presente trabalho, o ponto 3 do corpo de prova 2M2 e os pontos 1 e 2 do espécime 2M5 apresentaram semelhança com sulfetos de Manganês (Mn,Fe)S e silicatos de Manganês (Mn-Silicato). Outra evidência é a possível inclusão esférica de óxidos, gerada geralmente pela solidificação rápida da poça de fusão, o qual não possui o tempo suficiente para flutuar até a superfície.

4.8. ANÁLISE DE MICRODUREZAVICKERS (HV)

O ensaio de dureza Vickers (HV 0,5) foi realizado ao longo da extensão das juntas soldadas varrendo as regiões compreendidas pelas zonas caracterizadas na micrografia. Foram realizados 15 pontos ao todo para cada processo, sendo 5 pontos ao longo da linha de perfil superior, 5 ao longo da linha de perfil médio e 5 na linha de perfil inferior, como mostrado na figura 85.

Figura 85 - Mapeamento da dureza ao longo das uniões soldadas



Os resultados das microdurezas Vickers (HV 0,5) do processo de soldagem GMAW estão na tabela 23 e do processo de soldagem FCAW na tabela 24.

Tabela 20 - Resultado da microdurezaVickers (HV 0,5) do processo GMAW.

	MB	ZAC			MS
Perfil Superior	188	155	164	194	209
Perfil Médio	181	152	163	156	184
Perfil Inferior	184	160	175	183	191

Tabela 21 - Resultado da microdurezaVickers (HV 0,5) do processo FCAW.

	MB	ZAC			MS
Perfil Superior	181	164	185	186	217
Perfil Médio	171	166	172	186	208
Perfil Inferior	185	170	171	181	217

Para uma melhor visualização dos resultados, foram plotados gráficos de cada perfil, mostrados nas figuras 86 e 87, para o processo GMAW e FCAW, respectivamente.

Figura 86 - Perfis de microdurezas Vickers do processo GMAW.

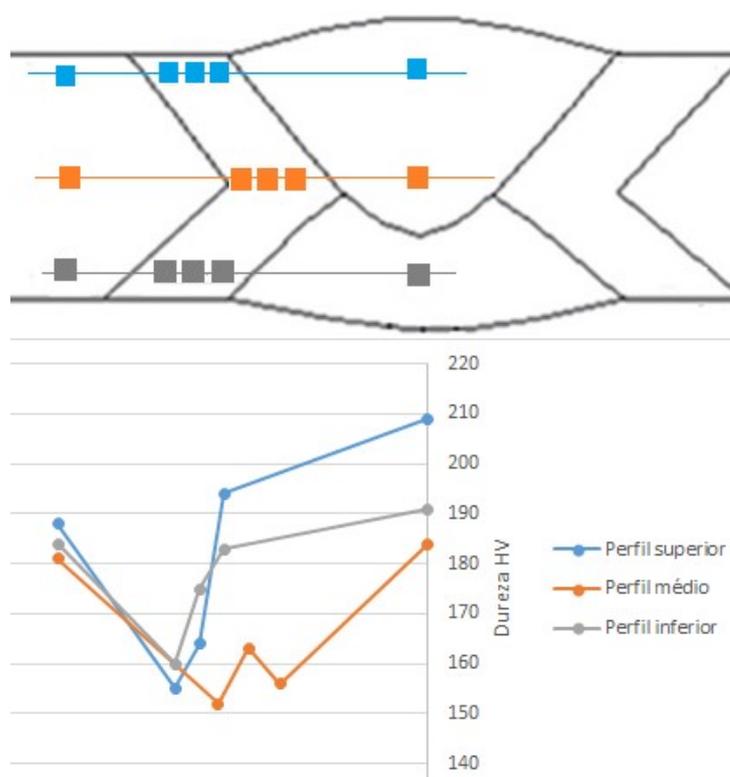
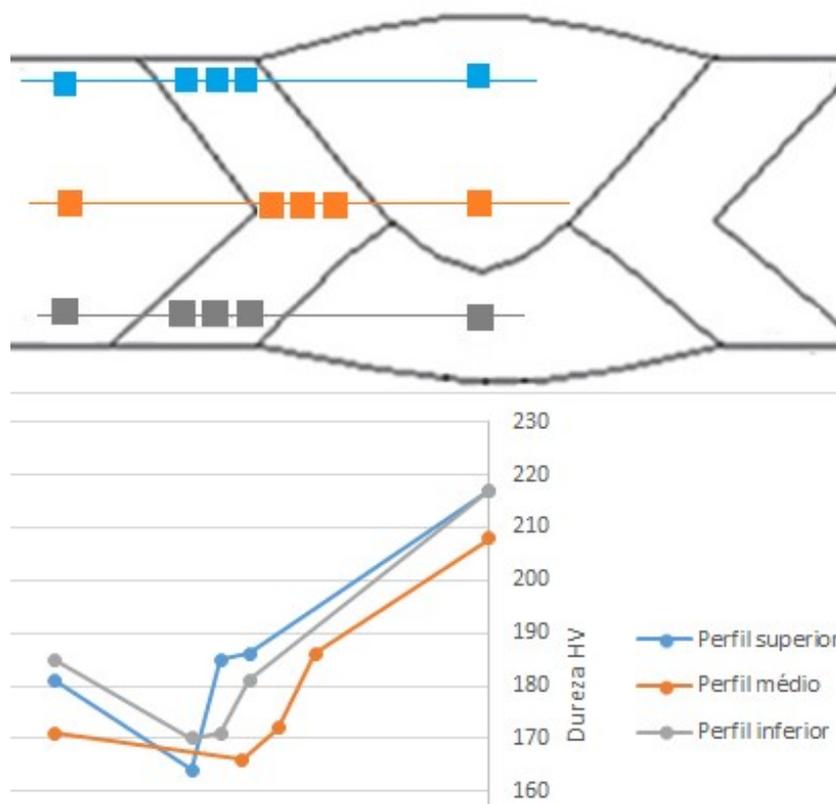


Figura 87 - Perfis de microdurezas Vickers do processo FCAW.



A análise dos resultados indica haver maior dureza nos metais de solda em relação ao metal de base e às zonas afetadas pelo calor. Isso pode estar atrelado a uma possível microestrutura bainítica. Já ao longo da espessura da união, a linha média apresentou menor dureza em relação às linhas próximas à face. Segundo Kou (2003), o ciclo térmico decorrente do processo de soldagem afeta as propriedades mecânicas da ZAC, geralmente promovendo uma diminuição na dureza. No entanto, não necessariamente haverá redução importante na resistência mecânica. Para o processo GMAW realmente houve uma diminuição na dureza na extensão da ZAC, porém, para o processo FCAW essa diminuição de dureza foi sentida apenas na região de granulometria fina da ZAC. Da mesma forma, o perfil intermediário, onde foram obtidos os menores valores de dureza, também apresenta granulometria fina, resultante do aquecimento gerado pelo segundo passe.

5. ANÁLISE E RESUMO FINAL DOS RESULTADOS

No que diz respeito aos aspectos metalúrgicos, que são resultado dos parâmetros de soldagem, verificou-se que, mesmo havendo uma diferença ponderável entre os valores de velocidade e de energia de soldagem empregados, obteve-se uma zona afetada pelo calor muito parecida, em termos de comprimento e de microestrutura, para ambos os processos analisados.

A integridade das uniões soldadas foi comprovada por critério de tração, pois as amostras de teste fraturaram no metal base, em região distante à junta.

Já sob o ponto de geometria final dos cordões, o processo GMAW apresentou valores maiores de ângulo de flanco do que o FCAW e, conseqüentemente, obteve resistência à fadiga menor nas faixas de médio e alto número de ciclos, que são as mais importantes no dimensionamento de estruturas de engenharia.

Quanto às análises de microestrutura, constatou-se que o metal de base não apresentou nenhum bandeamento da perlita. Também se constatou no metal de solda uma matriz ferrítica com presença da ferrita poligonal, da ferrita acicular e da perlita. Além disso, o ensaio de microdureza no metal de solda proporcionou pontos com valor acima de 200 Vickers, o que é indicativo da presença de bainita. Porém, para comprovação disso, seria necessária análise mais detalhada, que foge do escopo principal deste trabalho.

Os ensaios de fadiga contribuíram para confirmar o efeito deletério do concentrador de tensões geométrico representado pelo flanco do cordão, pois, após a retirada do reforço, houve incremento significativo do desempenho em fadiga. Ou seja, mesmo que a retirada do reforço possa ter causado certo relaxamento das tensões residuais (o que não tínhamos condição de mensurar), ressalta-se que esse processo de retirada do reforço não causou qualquer alteração microestrutural. Portanto, o efeito de concentração de tensões geométrico é preponderante, em relação aos aspectos metalúrgicos, para a vida em fadiga.

Como resultado adicional da retirada do reforço, alguns corpos de prova tiveram o sítio do processo de fratura alterado, para uma região distante da junta soldada, mais especificamente, na região do raio de transição da haste com a região da cabeça. De qualquer forma, a retirada dos reforços elevou sobremaneira o

desempenho em fadiga, superando os valores estimados para o metal base, ou seja, para um material contínuo, sem união soldada.

6. CONCLUSÃO

O presente trabalho teve por objetivo comparar o desempenho em fadiga de uniões soldadas semelhantes, mas fabricadas por dois processos distintos. Nos procedimentos de soldagem, utilizaram-se materiais, insumos e parâmetros comumente empregados na fabricação de estruturas, de forma que essas juntas apresentassem, dentro do possível, desempenho semelhante a uniões reais. Para a obtenção de cordões íntegros, parâmetros de processo como velocidade e energia de soldagem foram alterados, o que resultou em microestruturas e morfologias distintas entre os dois processos.

O que motivou este trabalho é o fato de que as normas voltadas ao dimensionamento de estruturas não discriminam o desempenho das uniões no que diz respeito ao processo de soldagem empregado. Numa abordagem simplificada, tais códigos se aplicam a um grande conjunto de aços estruturais, a serem soldados por qualquer processo a arco elétrico que proporcione cordões íntegros.

Porém, a fadiga de componentes estruturais é um fenômeno para o qual muitos fatores contribuem. Portanto, o que parece estar subentendido, nessa abordagem generalista dos códigos de dimensionamento de uniões soldadas, é que os aspectos metalúrgicos e microestruturais, que são resultado direto dos materiais, insumos e parâmetros de processo adotados, não são relevantes para a vida em fadiga.

Este trabalho apresentou o resultado de ensaios de fadiga sobre corpos de prova contendo juntas soldadas de topo, com o aço ASTM A-131 Grau AH36 como metal base, fabricadas por meio de dois processos a arco elétrico distintos: com proteção gasosa (*Gas Metal ArcWelding* - GMAW) e Arame Tubular(*Flux Cored Arc Welding* - FCAW).

O emprego desses dois procedimentos de soldagem ocasionou variações microestruturais de pequena monta nas juntas. Ao longo das diversas análises, foram observadas pequenas diferenças de dureza e de morfologia (largura da ZAC, por exemplo) entre os dois processos.

Por outro lado, também foi analisada a influência da retirada dos reforços dos cordões, visando avaliar a importância dos aspectos geométricos, e do fator de concentração de tensões associado a essa geometria, para a vida em fadiga.

Os resultados obtidos indicam que, efetivamente, os fatores geométricos são mais relevantes para a vida em fadiga do que os aspectos metalúrgicos.

Também houve a constatação de que o desempenho em fadiga, para todos os casos avaliados, foi superior ao indicado pelos códigos estruturais, resultado que vem se repetindo ao longo dos vários trabalhos realizados no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da FURG.

Portanto, atualmente é possível afirmar que os diagramas S-N contidos nos códigos estruturais representam os valores mínimos esperados para toda uma família de aços e de processos de soldagem. Tal abordagem conservativa abre espaço para procedimentos de otimização e de melhoria, como por exemplo, os tratamentos pós-soldagem.

Contudo, várias questões surgiram ao longo do trabalho. Constatou-se, por exemplo, que alguns corpos de prova apresentaram modos de falha inesperados. Alguns cordões continham inclusões de escória e de óxidos no núcleo, na região de interpenetração dos cordões. Também foi observado que alguns corpos de prova apresentaram a propagação de duas ou mais trincas, o que se refletiu em menor número de ciclos até a ruptura em relação aos corpos de prova que apresentaram uma única trinca. No que diz respeito à forma do reforço, observou-se que o processo FCAW apresentou menor valor médio de ângulo de flanco e, talvez não por acaso, obteve melhor desempenho em fadiga. Portanto, se por um lado a retirada do reforço causa grande incremento na vida em fadiga, em alguns casos pode ser preferível investir num processo que proporcione um formato mais suave desse reforço. Por fim, sob o ponto de vista de microestrutura, alguns autores relatam a importância da ferrita acicular na resistência mecânica e na tenacidade à fratura de juntas soldadas. Nesse trabalho não foi observada variação significativa desse micro constituinte entre os dois processos empregados. Porém, a comparação com outros processos como, por exemplo, o arco submerso, poderia ajudar a elucidar essa questão. Todos esses aspectos são passíveis de estudos específicos e, dentro do possível, devem vir a ser abordados no futuro.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADRIAN, H. Thermodynamic model for precipitation of carbonitrides in high strength low alloy steels containing up to three microalloying elements with or without additions of aluminium. **Materials science and technology**, v. 8, n. 5, p. 406-420, 1992.

AL-MANSOUR, M.; ALFANTAZI, A. M.; EL-BOUJDANI, M. Sulfide stress crack ingresistance of API-X100 high strength low alloy steel. **Materials & Design**, v. 30, n. 10, p. 4088-4094, 2009.

ALMEIDA, W.R. Determinação das curvas de fadiga em uniões soldadas do aço inoxidável duplex S31803 **[dissertação de mestrado]**. Rio Grande: FURG; 2016

ASTM E-1823. **American Society for Testing and Materials**, 2013.
Y6jvt5fc

ASTM A131 / A131M - 04, **Standard Specification for Structural Steel for Ships**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004.

ATTA-AGYEMANG, S-A.; KESSE, M. A.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Improvement of strength and toughness: The effect on the weldability of high-strength steels used in offshore structures. **J Engineering Manufacture**, 1–8 IMechE 2015.

AWS D1.1/D1.1M:2010. **Structural Welding Code — Steel**. American Welding Society, Miami, Miami, FL 33126, 2010.

AZEVEDO, R. M. L. **Estudo da influência da ação dos ventos sobre a soldabilidade de aço baixo carbono soldado pelos processos FCAW-G e FCAW-S**. 2010.

BARBEDO, N.D. Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas e resistência mecânica **[dissertação de mestrado]**. Itajubá: UNIFEI; 2011

BATE, S. K.; GREEN, D.; BUTTLE, D. **A review of residual stress distributions in welded joints for the defect assessment of offshore structures**. HSE books, 1997.

BLONDEAU, R. **Metallurgy and Mechanics of Welding: Processes and Industrial Applications**. London: ISTE Ltd. and John Wiley & Sons. 2008.

BRACARENSE, A. Q., SORAGI, C., FELIZARDO, I. **Parametrização para soldagem orbital robotizada de tubos com arame tubular**. Belo Horizonte, p.1-5, jan. 2006

BRACARENSE, A. Q., MODONESI, P. J., MARQUES, P. V. **Soldagem – Fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2012.

BRUCE L. Bramfitt, Homer Research Laboratories, Bethlehem Steel Corporation, **Metals Handbook Desk Edition, Second Edition**, J.R. Davis, Editor, p 153-173; 1998.

DABIRI, M. et al. Utilizing artificial neural networks for stress concentration factor calculation in butt welds. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 138, p. 488-498, 2017.

DATA BOOK, esab. **Welding Filler Metal**, p.2-23 – 2-24 e p. 3-22, 2016-2017.

DEBROY T., KOU S., TSAI C. Heat flow in welding. In: **Welding handbook, Welding science and technology**, vol. 1, 9th ed. Miami (FL): American Welding Society (AWS); p. 87–113, 2001.

EUROCODE 3 EN 1993. **Design of steel structures: 1.9 – Fatigue**

FERJUTZ, K.; DAVIS, J. R. ASM handbook: volume 6: welding, brazing, and soldering. **ASM International, Materials Park**, v. 10, 1993.

FORTES, C. “Aramas Tubulares”. **Apostila ESAB S/A, Contagem**, pp. 2-40, 2004.

FORTES, C. **Soldagem MIG/MAG**. ESAB BR, 25 de janeiro de 2005. Disponível em: <[HTTP://www.esab.com.br](http://www.esab.com.br)>. Acesso em: 13 dez. 2016.

FUNES, G.X. Avaliação de uma versão modificada da técnica de toe grinding no aprimoramento da vida em fadiga para juntas em T de aço inoxidável AISI 316 L carregadas longitudinalmente **[dissertação de mestrado]**. Rio Grande: FURG; 2017

GANTI, S. **Elastic-plastic fracture mechanics of strength-mismatching: application to the welded joints**. Tese de Doutorado. Massachusetts Institute of Technology, 1997.

GIMENES, Jr., RAMALHO, L.; PINTO, J. **MIG-MAG**. Infosolda, 2005. Disponível em: <[HTTP://www.infosolda.com.br](http://www.infosolda.com.br)>. Acesso em: 13 dez. 2016.

GORNI, A. A., SILVEIRA, D., HERBERT, J. Accelerated cooling of steel plates: the time has come. **J ASTM Int 2008**; 5(8): JAI101777

GRÄF, M. et al. Production of large diameter pipes grade X70 with high toughness using acicular ferrite microstructures. In: **Proceedings of the International Conference on Application and Evaluation of High Grade Line pipes in Hostile Environments**; p. 1-14, 2002.

HICKS, JOHN. **Welded joint design**. Elsevier, 1999.

HOBACHER, A. IIW Recommendations for fatigue design of welded joints and components, Doc. IIW-1823. **WRC Bulletin**, v. 520, 2008.

HUANG, C. C.; PAN, Y. C.; CHUANG, T. H. Effects of post-weld heat treatments on the residual stress and mechanical properties of electron beam welded SAE 4130 steel plates. **Journal of materials engineering and performance**, v. 6, n. 1, p. 61-68, 1997.

INTERNATIONAL ORGANIZATION OF STANDARDIZATION. **ISO/TR 14345. Fatigue – Fatigue testing of welded components – Guidance**. Suíça, 2012.

ISO 5817. Arc welded joints in steel- Guidance on quality levels for imperfections. **Geneva: International Organization for Standardization**; 2003.

ISO, E. N. 6520-1. Welding and Allied Processes—Classification of Geometric Imperfections in Metallic Materials—Part 1: Fusion Welding. **ISO: Geneva, Switzerland**, 2005.

KIRKHOPE, K. J. et al. Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1: review. **Marine structures**, v. 12, n. 6, p. 447-474, 1999.

KIYOSHI N, KAZUTOSHI I. Progress in thermo mechanical control of steel plates and their commercialization. **SciTechnol AdvMater 2012**; 13: 023001 (also published in IOP Publishing, p.20).

KOBAYASHI, Y., ANASTÁCIO, A.C.A., NARDI, C. “Estudo da influência da Variação da Corrente de Curto-Circuito, através da Indutância, sobre as Características Geométricas e Rendimento Real de Deposição”. III **COBEF**, Joinville, maio, 2005.

KOU, SINDO. **Welding metallurgy**. John Wiley & Sons, 2003.

KRAUSS, G. Microstructures, processing, and properties of steels. **ASM International, Metals Handbook. Tenth Edition.**, v. 1, p. 126-139, 1990.

KRAUSS, G. Steels: processing, structure, and performance, Second Edition. **ASM international**, 2015.

LAURITO, D. F. et al. Micro structural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel. **Procedia Engineering**, v. 2, n. 1, p. 1915-1925, 2010.

LEE, H. K.; KIM, K. S.; KIM, C. M. Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 66, n. 4, p. 403-419, 2000.

Lévy, É. (1993). **Dicionário de física**. AKAL. p. 537 (Molhabilidade)

MATROSOV, M. Yuet al. **Features and classification of the structures of low-carbon low-alloy high-strength pipe steels**, 2012.

MELLER, R. N. et al. **Análise Comparativa entre o Arame Maciço e o Tubular no Processo de Soldagem MIG/MAG - Posição Sobre-Cabeça**. Caxias do Sul p.1-9, abr. 2011.

MILECH, F.B. Determinação de curvas de fadiga em uniões soldadas do aço inoxidável AISI 316L **[dissertação de mestrado]**. Rio Grande: FURG; 2015

MODENESI, P. J. **Fluxo de Calor em Soldagem**. Apostila do departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Editora UFMG: Belo Horizonte, 2003.

MODENESI, P. J. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Apostila do departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Editora UFMG: Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. BELO HORIZONTE: UFMG, 2009.

MORAES, LUÍS AUGUSTO BATISTA DE. **Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo**. 2009. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

NISHIOKA, KIYOSHI; ICHIKAWA, KAZUTOSHI. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 13, n. 2, p. 023001, 2012.

NORRISH, JOHN. **Advanced welding processes**. Elsevier, 2006.

OLABI, A. G.; HASHMI, M. S. J. The microstructure and mechanical properties of low carbon steel welded components after the application of PWHTs. **Journal of materials processing technology**, v. 56, n. 1-4, p. 88-97, 1996.

OKUMURA, T. TANIGUCHI C., Engenharia de Soldagem e Aplicações. **LTCEditora S.A, Rio de Janeiro – RJ**, 1982, p. 296-304.

OUCHI, C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes. **ISIJ international**, v. 41, n. 6, p. 542-553, 2001.

RIBEIRO, A. C. N. **Avaliação da soldagem do aço naval AH36 microligado soldado pelo processo arco submerso com um e dois arames**. 2015. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

SILVA, ANDRÉ LUIS DA COSTA E.; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blücher, 2006.

SINGH, S. B.; BHADESHIA, H. K. D. H. Topology of grain deformation. **Materials Science and Technology**, v. 14, n. 8, p. 832-834, 1998.

SMITH, C.; PISTORIUS, P. G. H.; WANNENBURG, J. The effect of a long post weld heat treatment on the integrity of a welded joint in a pressure vessel steel. **International journal of pressure vessels and piping**, v. 70, n. 3, p. 183-195, 1997.

SRIVASTAVA, B.; TEWARI, S. P.; PRAKASH, Jyoti. A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on mechanical behavior of ferrous metals. **International Journal of Engineering Science and Technology**, v. 2, n. 4, p. 625-631, 2010.

STARLING, C. M. D.; MODENESI, P. J. Avaliação da transferência de metal de arames tubulares. **Soldagem&Inspeção, São Paulo**, v. 11, n. 3, p. 147-155, 2006.

TAMBOLI, A. R. **Handbook of structural steel connection design and details**. New York: McGraw-Hill, 1999.

TENG, TSO-LIANG; FUNG, CHIN-PING; CHANG, PENG-HSIANG. Effect of weld geometry and residual stresses on fatigue in butt-welded joints. **International journal of pressure vessels and piping**, v. 79, n. 7, p. 467-482, 2002.

VERLINDEN, Bert et al. **Thermo-mechanical processing of metallic materials**. Elsevier, 2007.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; de MELLO, F. D. H. **Soldagem, Processos e Metalurgia**. São Paulo, Edgar Blucher. 2010.

WANG, W. et al. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel. **Materials& Design**, v. 30, n. 9, p. 3436-3443, 2009.

WIDGERY, D. Tubular Wire Welding, **Wood head Publ. Ltda**, 1994.

ZERBST, Uwe et al. Review on fracture and crack propagation in weldments a fracture mechanics perspective. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 132, p. 200-276, 2014.

ZHAO, X.L., HERION, S., PACKER, J.A., PUTHLI, R., SEDLACEK, G., WARDENIER, J., WEYNAND, K., VAN WINGERDE, A. AND YEOMANS, N. (2001a). **Design Guide for Circular and Rectangular Hollow Section Welded Joints under Fatigue Loading**, TÜV-Verlag, Köln, Alemanha.