ANDERSON CLAYTON NASCIMENTO RIBEIRO

**AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM DO AÇO NAVAL AH36 MICROLIGADO SOLDADO
PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM UM E DOIS ARAMES**

São Paulo
Julho/2015

ANDERSON CLAYTON NASCIMENTO RIBEIRO
(Bacharel em Engenharia de Materiais
- Universidade Federal de Campina Grande – PB, 2010)

**AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM DO AÇO NAVAL AH36 MICROLIGADO SOLDADO
PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM UM E DOIS ARAMES**

Dissertação apresentada a Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Área de Concentração: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais.
Orientador:
Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo
Julho/2015

Ficha edição revisada

Catálogo-na-publicação

Ribeiro, Anderson Clayton Nascimento

Avaliação da soldagem do aço naval AH36 microligado soldado pelo processo arco submerso com um e dois arames / A. C. N. Ribeiro -- São Paulo, 2015.

165 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Soldagem a arco 2.Aço I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Dedico este trabalho a: Josefa Jovita de Oliveira e Maria Gilza Nascimento e também aos amigos que seguraram em minha mão e me ajudaram a subir alguns degraus.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar a Deus, pela minha história.

Ao Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi pela oportunidade que me concedeu, conselhos e paciência comigo durante esta labuta.

A senhora Maria Gilza Nascimento (mãe), Josefa Jovita de Oliveira (avó), Tatiane Nascimento Ribeiro (irmã), Alisson M. N. Ribeiro (irmão) e todos que oraram por mim.

Ao Prof. Dr. Hani Henein e Prof. Dr. Douglas Ivey pela oportunidade de executar alguns ensaios na Universidade de Alberta no Canadá.

Aos amigos: Eng. Jaime Casanova Soeiro Junior, o Esp. em Soldagem Marcos Fernandes, o Eng. Luiz Fernando O. Rodrigues, o Eng. André Brauner, o Eng. Dany Michel Andrade Centeno e Enga. Lina Maria C. Varon, por contribuírem com atos e sugestões neste trabalho.

Ao Dr. Laurie Collins por ter me aceitado na empresa EVRAZ, onde executei ensaios mecânicos e utilização do MEV no Canadá.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente, na execução deste trabalho.

Porque eis que passou o inverno; a
chuva cessou, e se foi; aparecem as
flores na terra; o tempo de cantar chega,
e a voz dos pássaros ouvem-se em
nossa terra.

Cantares 2: 11.

RESUMO

Diversas pesquisas em processos de soldagem para construção naval concentram-se em reduzir peso, aumentar a eficiência de energia, melhorar a resistência à corrosão e à tenacidade, bem como reduzir custos e tempo na construção dos navios. O aço naval microligado, AH36, apresenta boa correlação entre estrutura, propriedades mecânicas e soldabilidade. Estas características se devem principalmente a redução dos teores de carbono em função do uso de elementos microligantes como V, Nb e Ti, e do tipo de processo de obtenção das chapas pelo processo termomecânico seguido de resfriamento acelerado (em inglês: *Thermomechanical control process - TMCP*). Assim, o objetivo deste trabalho é avaliar a soldagem do aço naval AH 36 pelo processo de arco submerso com um e dois arames. Para tanto foram empregados os ensaios mecânicos de tração, de dobramento e de dureza. A tenacidade foi determinada pelo ensaio de Charpy com entalhe em V. Para caracterização metalográfica foram aplicadas as seguintes técnicas: Microscopia óptica (MO) e Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X. Os resultados mostraram que as juntas soldadas apresentaram limite de resistência máxima de 561 MPa, com rompimento localizado no metal de base. No ensaio de microdureza foi observado que a região de crescimento de grão da zona afetada pelo calor, no experimento com a técnica Tandem, apresentou-se a região mais rígida das juntas analisadas, também o valor de microdureza no metal de solda foi 10% maior que no metal de base. Os resultados dos ensaios de impacto Charpy V mostraram que a temperatura de transição dúctil – frágil do metal de base é de -30°C. Da mesma maneira, o menor valor de energia absorvida foi para região do metal de solda. Através da análise da micrografia foi possível identificar diferentes morfologias de ferrita, a presença de perlita e pequenas regiões de martensita, bem como a presença de agregados MA.

ABSTRACT

Several researches in welding processes for shipbuilding has been focusing on reducing weight, increasing energy efficiency, improving corrosion resistance and toughness as well as reducing costs and time in the construction of ships. The microalloyed steel AH36 shipbuilding presents a good correlation among structure, mechanical properties and weldability. These features are mainly because reduction in carbon content due to the use of microalloying elements such as V, Nb and Ti, together with the process of steel plates by thermomechanical control process (TMCP). Therefore, the objective of this study is to evaluate the welding of shipbuilding steel AH 36 by submerged arc process with one and two wires. It was utilized tests such as: tensile, bending and hardness tests. The toughness was determined by Charpy V-Notch test. The metallographic characterization was carried out by the following techniques: optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and X-Rays diffraction.

The results showed that the tensile test for welded joints presented maximum resistance limit of 561 MPa, and the rupture was located in the base metal. Microhardness test showed that the region of coarse grain of heat affected zone, in the tandem submerged arc welding (SAW), presented the hardest region of the welded joint, also the microhardness value in the weld metal was 10% greater than the metal base.

Charpy V notch test tests depicted a ductile brittle transition temperature at about -30 °C. In the same way, the lowest absorbed energy was identified in the weld metal region. Through microstructure characterization it was possible to identify different morphologies of ferrite, pearlite and the small presence of martensite, as well as, the presence of aggregates MA.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Esquema dos ciclos térmicos e mudanças microestruturais no processo TMCP para produção de chapas. Modificado de (24).	9
Figura 2: Efeito da temperatura de resfriamento no tamanho de grão ferrítico. Modificado de (27).	10
Figura 3: Diferentes mecanismos de nucleação relacionados aos processos laminação. Modificado da referência (28).	11
Figura 4: Transformações que ocorrem no grão austenítico durante o processo de laminação (29).	13
Figura 5: Efeito do endurecimento por solução sólida em aço ferrítico de baixo carbono. Modificado de (31).	15
Figura 6: Contorno de grão como obstáculo para o movimento de discordância. Modificado de (34).	16
Figura 7: Mecanismo de Orowan para interação entre discordâncias e precipitados incoerentes. Modificado (38).	18
Figura 8: Diagrama Fe-Fe ₃ C e ZAC de aço com 0.15%C. Modificado de (44).	21
Figura 9: Imagem por microscopia óptica mostrando micrografia de placas de ferrita acicular em um metal de solda (47).	22
Figura 10: Diagrama ternário MnO- • Al ₂ O ₃ -SiO ₂ mostrando a presença de fases e inclusões para diferentes razões alumínio – oxigênio no metal de solda. (49)	23
Figura 11: Ilustração da nucleação de ferrita acicular (AF) em função do tipo de inclusão em aço desoxidado com Ti (52).	24
Figura 12: Representação da soldagem com eletrodo revestido (58)	27
Figura 13: Equipamento (esquemático) MIG/MAG, com detalhe da pistola (57).	28

Figura 14: (a) Soldagem com arame tubular com proteção externa. (b) Soldagem com arem tubular autoprottegido. Modificado de (60).....	30
Figura 15: Ilustração esquemática do processo TIG (58).....	31
Figura 16: Esquema do processo de soldagem com arco submerso (58).	32
Figura 17: Taxa de deposição em juntas soldadas com arco submerso com diferentes parâmetros, números de arames e disposição de arames (Tandem e geminados). (58)	35
Figura 18: Aço baixo carbono normalizado e recozido, mostrando o efeito do encruamento nas Curvas tensão x deformação (67).....	37
Figura 19: Dimensões para corpo de prova Charpy (68)	38
Figura 20: Estado triaxial de tensão gerado pelo entalhe: a) Tensões elásticas para o entalhe no estado plano de deformações. b) Distribuição de tensões na ponta do entalhe (68).	39
Figura 21: Superfície da fratura de corpos de prova Charpy para diferentes temperaturas (aço baixo carbono). De cima para baixo: fratura dúctil, mista e frágil. ()	40
Figura 22: Fractografia (a) região do metal de base submetido ao ensaio Charpy a -60°C e (b) região do metal de solda AS a - 20°C.....	41
Figura 23: Representação esquemática do efeito da temperatura na tenacidade ao entalhe para diferentes materiais (68).....	43
Figura 24: Diversos critérios de temperatura de transição obtidos por ensaio de impacto Charpy. (68).....	44
Figura 25: Efeito do conteúdo de carbono nas curvas energia - temperatura de transição para aços. (65).....	45
Figura 26: Esquema dos corpos de provas preparados para soldagem.	51
Figura 27: Detalhe do chanfro adotado par os dois corpos de provas.	51
Figura 28: Esquema representando a técnica Tandem utilizada.....	52

Figura 29: Retirada das amostras para ensaios mecânicos. (78)	56
Figura 30: Preparação do corpo de prova para ensaio de tração modificado de (78).	57
Figura 31: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de dobramento.	58
Figura 32: Regiões da junta soldada onde foram realizados os ensaios de microdureza Vickers.	58
Figura 33: Posição dos cps na região da junta soldada para ensaio de impacto Charpy. Segundo AWS D1.1.	59
Figura 34: Representação do corpo de prova com entalhe usado no ensaio de impacto Charpy.	60
Figura 35: Micrografia do metal de base apresentando a estrutura bandeada, presença de grãos de ferrita (F) e regiões com perlita (P), ataque com Nital 2%. ...	61
Figura 36: Micrografia do metal de base ataque com Klemm I. Ferrita (F) na cor azul e perlita (P) na cor cinza escuro.	62
Figura 37: Distribuição e tamanho de grãos ferríticos para o metal de base segundo técnica de análise de imagem.	63
Figura 38: (a) – Ferrita (F), lamelas de cementita e detalhe da inclusão não-metálica encontrada no metal de base. (b) – EDS para inclusão de aluminato de cálcio.	64
Figura 39: Comparação entre energia de soldagem para os passes aplicados. EXP1: soldagem com um arame; EXP. 2: soldagem com dois arames.	65
Figura 40: Macrografia com as medidas das extensões da ZAC do EXP1. Ataque com Nital 2%.	66
Figura 41: Macrografia com as medidas das extensões da ZAC do EXP2. Ataque com Nital 2%.	66
Figura 42: Representação esquemática das repartições térmicas com base nas energias de soldagem utilizadas com as temperaturas características das duas	

regiões da ZAC, região de crescimento de grão e região de refino de grão, para os experimentos 1 e 2.....	67
Figura 43: Micrografia da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP1 mostrando ferrita poligonal (PF) e perlita (P). Ataque Nital 2%.....	69
Figura 44: Micrografia da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP1 mostrando ferrita poligonal (PF), perlita (P), ferrita -agregados de carbonetos (FC) e ferrita de contorno de grão (GF). Ataque Nital 2%.	70
Figura 45: Análise do tamanho de grão ZAC RG para o EXP1 através de software de imagem OBJM3, imagem da microestrutura.	71
Figura 46: Micrografia da região de refino da ZAC, EXP1, mostrando ferrita poligonal (PF) e perlite (P). Ataque Klemm I.	72
Figura 47: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita poligonal (PF) e ferrita -agregados de carbonetos (FC), placas laterais de ferrita de Widmanstätten (FS(I)). Ataque Nital 2%.....	73
Figura 48: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita de contorno de grão (FG), ferrita - agregados de carbonetos (FC). Ataque Nital 2%.....	74
Figura 49: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, destacando presença de microconstituintes MA, Ataque Klemm I.	74
Figura 50: Microscopia eletrônica de varredura, mostrando microconstituintes de MA e grãos austenítico prévio na região ZAC CG, EXP1.....	75
Figura 51: Microestrutura da região do passe de raiz. Ataque: Nital 2%.....	76
Figura 52: Microestrutura da região do passe de raiz. EXP1. Ataque: Klemm I.....	77
Figura 53: (a) – Macrografia apresentando regiões do passe lado face e lado oposto. (b) - Micrografia do passe de enchimento na ZF, mostrando ferrita de contorno de grão PF(G), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita acicular (AF), EXP1, ataque Nital 2%.	78

Figura 54: Micrografia do passe de enchimento, na ZAC, do lado oposto, EXP1, mostrando a presença de ferrita poligonal, Ataque Nital 2%.....	79
Figura 55: Micrografia da região do passe de acabamento lado face mostrando microestrutura de ferrita acicular nucleando em inclusões. EXP1. Ataque Nital 2%.	80
Figura 56: Micrografia da região do passe de acabamento lado oposto mostrando microestrutura de ferrita acicular nucleando em inclusões, ferrita de segunda fase (FS) e ferrita de contorno de grão (GF). EXP1. Ataque Nital 2%.	80
Figura 57: Micrografia mostrando região do passe de acabamento lado oposto, EXP1, Ataque Klemm I.....	81
Figura 58: Micrografia mostrando região do passe acabamento lado face, EXP1. Ataque Klemm I.....	81
Figura 59: (a) Imagem obtida por MEV, técnica de elétrons espalhados.	82
Figura 60: (a) Micrografia mostrando a região ZAC RG do EXP2. Ataque Nital 2%. (b) ZAC RG, ataque Klemm I.....	84
Figura 61: Distribuição e tamanho de grão ferrítico na ZAC RG do EXP2. (a) Tamanho de grão pela técnica ASTM E112. (b) Tamanho de grão em micrômetros.....	84
Figura 62: Micrografia da região ZAC CG, EXP2, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), ferrita -agregados de carbonetos (FC). Ataque Nital 2%.....	86
Figura 63: Micrografia da região ZAC CG destacando a presença de microconstituente MA, EXP2. Ataque Klemm I.	87
Figura 64: Microscopia eletrônica de varredura SE, mostrando microconstituintes de MA, região ZAC CG, EXP2.	88
Figura 65: Microscopia eletrônica de varredura BSE, mostrando microconstituintes de MA, região ZAC CG, EXP2.	88
Figura 66: Micrografia da região do passe de acabamento lado oposto, EXP2, ataque Nital 2%.....	90

Figura 67: Micrografia da região do passe de acabamento lado face, EXP2, ataque Nital 2%.....	90
Figura 68: Micrografia da região do passe de acabamento lado face, EXP2, Ataque Klemm I	91
Figura 69: Micrografia da região passe de acabamento lado oposto, EXP2. Ataque Klemm I.	91
Figura 70: Fração volumétrica das fases presentes nas regiões da ZAC para os dois experimentos realizados.....	92
Figura 71: Fração volumétrica do microconstituente MA presente nas regiões da ZAC para os dois experimentos realizados.	95
Figura 72: (a) Difractograma para corpo de prova soldado com um arame (EXP1). (b) Difratogrma para corpo de prova soldado com dois arames (EXP2).	96
Figura 73: Comparação do tamanho de grão das regiões da junta soldada.	98
Figura 74: Limite de resistência à tração para os corpos de prova retirados do metal de base e dos experimentos EXP1 e EXP2.	99
Figura 75: Imagens do corpo de prova rompido após o ensaio de tração, a) Imagem lateral do cordão de solda. b) Imagem do lado face da junta soldada.	100
Figura 76: Corpo de prova do EXP1 rompido após o ensaio de tração mostrando detalhe da descontinuidade.....	101
Figura 77: Corpo de prova do EXP2 rompido após o ensaio de tração.	101
Figura 78: Macrografia dos corpos de prova retirados do EXP1 submetidos ao ensaio de dobramento atacados com Nital 10%.....	103
Figura 79: Regiões onde foram marcados os pontos de endentação.	105
Figura 80: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L1.	105
Figura 81: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L2.	106
Figura 82: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L3.	107

Figura 83: Fractografia obtidas por MEV do metal de solda EXP1 apresentando característica de fratura quase-frágil. (a) 500x de aumento, (b) 1200 x de aumento.	110
Figura 84: Fractografia obtidas por MEV do metal de solda EXP2. (a) 350x de aumento, (b) 2500 x de aumento.	111
Figura 85: Valores de energia absorvida a 0 °C para regiões do metal de solda e ZAC.	113
Figura 86: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a -60 °C, Energia absorvida 119J (amostra nº 35).	116
Figura 87: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a -40 °C, Energia absorvida 183J (amostra 41).	117
Figura 88: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a -20 °C, Energia absorvida 209J (amostra 47).	118
Figura 89: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a 0 °C, Energia absorvida 221J (amostra 53).	119
Figura 90: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura ambiente (20 °C), Energia absorvida 215J (amostra 59).	120
Figura 91: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura de -60 °C, Energia absorvida 235J (amostra 32)	121
Figura 92: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a -40 °C, Energia absorvida 252J (amostra 38).	122
Figura 93: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura -20 °C, Energia absorvida 334J (amostra 45).	123
Figura 94: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura 0 °C, Energia absorvida 295J (amostra 50).	124
Figura 95: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura ambiente (20 °C), Energia absorvida 330J (amostra 56).	125

Figura 96: Comparação dos valores de energia absorvida entre aços naval.	126
Figura 97: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a 20°C. Energia absorvida de 215J. Diversas deflexões ao longo da propagação.	128
Figura 98: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a -20 °C, Energia absorvida 209J (amostra 47). Suave desvio no início da propagação.	129
Figura 99: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a -40 °C, Energia absorvida 183J (amostra 41).	130
Figura 100: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a -60 °C, Energia absorvida 119J (amostra nº 35).	131

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Histórico da evolução dos processos de laminação (Modificado de (17))..	6
Tabela 2: Condições para TMCP e têmpera direta (DQ) para diferentes aplicações e valores de resistência mecânica. Modificado de. (17).....	7
Tabela 3: Temperatura de resfriamento e tamanho de grão para diferentes aços ARBL. Modificado da referência. (27)	10
Tabela 4: Composição química para diferentes aços ARBL (28).....	11
Tabela 5: Sociedades classificadoras de navios. Modificado da referência (2).....	25
Tabela 6: Principais aços utilizados na construção naval e suas propriedades mecânicas. (54).....	26
Tabela 7: Composição química do aço AH36.	47
Tabela 8: Propriedades mecânicas do aço AH36 segundo norma ASTM A131(98).	48
Tabela 9: Composição química do consumível utilizado para o passe de raiz de acordo com a norma AWS. (36)	48
Tabela 10: Propriedade mecânica do eletrodo utilizado para o passe de raiz. (73).	48
Tabela 11: Composição química e propriedade mecânica do fluxo e eletrodo.	49
Tabela 12: Variáveis de soldagem para o EXP1 com um arame.	50
Tabela 13: Variáveis de soldagem para o EXP2 com dois arames.....	50
Tabela 14: Nomenclatura usada para classificação dos microconstituintes. Modificado de (75).....	54
Tabela 15: Quantidade dos cps extraídos para o ensaio de impacto Charpy.	59
Tabela 16: Alteração das frações volumétricas das regiões da ZAC comparadas com a fração volumétrica do metal base.....	93

Tabela 17: Fases de interesse presentes no difractograma da amostra do EXP1...	95
Tabela 18: Fases de interesse presentes no difractograma do EXP2.....	95
Tabela 19: Comparação entre os parâmetros de rede (Å).....	97
Tabela 20: Propriedades mecânicas no ensaio de tração.....	99
Tabela 21: Resultado do dobramento para o experimento EXP1.	102
Tabela 22: Resultados no ensaio de dobramento para o experimento EXP2.	103
Tabela 23: Valor médio dos valores de dureza para cada região (HV300).	106
Tabela 24: Condições para realização do ensaio de Impacto Charpy V nas juntas soldadas.....	109
Tabela 25: Resultados do Ensaio de impacto Charpy para o metal de base.	114

LISTA DE SÍMBOLOS SIGLAS E ABREVIATURAS

(M)	Solubilidade de espécies de átomos
ABS	American Bureau of Shipping
AF	Ferrita acicular
ARBL	Aços Alta Resistencia Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
BV	Bureau Veritas
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua
CE	Carbono equivalente
C_i	Concentração do soluto
D	Difusividade atômica
d	Tamanho de grão
DNV	Det Norske Veritas
DQ	Têmpera Direta
EEMUA	Engineering Equipment and Materials Users Association
f	Fração volumétrica dos precipitados
FATT	Temperatura de transição com 50% de fratura frágil e 50% de fratura dúctil.
FTP	Temperatura de fratura totalmente no regime plástico.
GL	Germanischer Lloyd
IACS	International Association of Classification Societies
IIW	International Institute of Welding
JIS	Japanese Industrial Standards
k	Fator de Hall-Petch
k_i	Coeficiente de endurecimento
K_s	Produto da concentração de átomos da matriz e soluto
k_y	Coeficiente de endurecimento
k_σ	Concentração de tensão máxima
LR	Lloyds Register of Shipping
NDT	Temperatura de ductilidade nula
NK	Nippon Kaiji Kyokai
r	Raio do precipitado
R	Raio dos grãos da matriz
R	Constante dos gases
r_0	Raio da partícula no tempo inicial 0
r_t	Raio da partícula no tempo t
T	Temperatura
TMCP	Processo termo-mecânico com resfriamento controlado

TMCR	Thermomechanical Controlled Rolling
TTI	Temperatura de transição por ensaio Charpy V
URSS	Register of Shipping of USSR
V	Volume molar da partícula
X	Tamanho do precipitado
ZAC	Zona afetada pelo calor
σ	Energia da superfície na interface matriz-partícula
σ_0	Tensão de escoamento
σ_i	Tensão de atrito do aço
σ_t	Tensão de escoamento do monocristal
σ_{ys}	Limite de escoamento
v_f	Fração volumétrica do precipitado
AS	Soldagem ao arco submerso
AS-T	Soldagem ao arco submerso com técnica Tandem

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1	Aços alta resistência baixa liga	3
2.2	Categorias dos aços microligados	3
2.3	Processamento dos aços ARBL.....	4
2.4	Processo de laminação controlada seguido de resfriamento acelerado	5
2.5	Histórico do processo TMCP.....	5
2.6	Influência do processo TMCP nos aspectos metalúrgicos	8
2.7	Mecanismo de Endurecimento	14
2.7.1	Endurecimento por solução sólida.....	14
2.7.2	Endurecimento por refino de grão	15
2.7.3	Endurecimento por precipitação.	17
2.7.4	Encruamento	19
2.7.5	Soldabilidade dos aços.....	19
2.8	Ferrita acicular	21
2.9	Aços utilizados na indústria naval	24
2.10	Principais processos de soldagem aplicados na indústria naval.....	26
2.10.1	Soldagem a arco com eletrodo revestido	27
2.10.2	Soldagem com proteção gasosa	27
2.10.3	Processo de soldagem por arame tubular	29
2.10.4	Processo TIG (Tungsten inert gas).....	30
2.10.5	Soldagem com arco submerso (AS).....	32
2.11	Ensaios mecânicos:	35

2.11.1	Ensaio de tração.....	35
2.12	Ensaio de impacto:.....	37
2.13	Curva de Temperatura de transição:.....	42
3	OBJETIVOS.....	46
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	47
4.1	Metal de Base	47
4.2	Metal de Adição.	48
4.3	Consumível para a soldagem com arame tubular:.....	48
4.4	Equipamento para os processos de soldagem.	49
4.5	Execução do Processo de soldagem.	50
4.6	Sequência de soldagem.....	52
4.7	Caracterização metalográfica.....	53
4.7.1	Macrografia.....	53
4.7.2	Microscopia óptica	53
4.7.3	Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	55
4.7.4	Análise por difração de raio X.....	55
4.8	Ensaaios mecânicos	55
4.8.1	Retirada das amostras para ensaios mecânicos	55
4.8.2	Ensaio de tração.....	56
4.8.3	Ensaio de dobramento.....	57
4.8.4	Ensaio de microdureza	58
4.8.5	Ensaio de impacto Charpy V	58
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
5.1	Caracterização macrográfica e micrográfica	61

5.1.1	Metal de base	61
5.1.2	Medida da extensão da zona afetada pelo calor (ZAC)	65
5.1.3	Caracterização da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP1.	68
5.1.4	Caracterização da região de crescimento de grão da ZAC (ZAC CG) do EXP1	72
5.1.5	Caracterização do metal de solda do EXP1	77
5.1.6	Caracterização da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP2.	83
5.1.7	Caracterização da região de crescimento de grão da ZAC (ZAC CG) do EXP2.	85
5.1.8	Caracterização do metal de solda do EXP2	89
5.1.9	Quantificação das fases e microconstituintes presentes nas juntas soldadas dos experimentos 1 e 2.	92
5.1.10	Medida do tamanho de grão das regiões da junta soldada e do metal base.	97
5.2	Ensaio de tração.	98
5.3	Ensaio de dobramento lateral	102
5.4	Ensaio de microdureza.....	103
5.5	Ensaio de impacto Charpy V	107
5.5.1	Tenacidade do metal de solda para EXP1 e EXP2	107
5.5.2	Tenacidade do metal de base na direção de laminação e perpendicular à direção de laminação.....	113
5.5.3	Propagação da trinca para o TSL	126
6	CONCLUSÕES.....	132
	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	135
7	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	136

1 INTRODUÇÃO

Desde o início do século XXI a indústria naval no Brasil passou a ter maiores investimentos promovidos por iniciativas governamentais. Atualmente este segmento da indústria passa por um momento favorável devido a indústria de gás e da exploração de petróleo, principalmente no pré-sal. Diversas empresas do setor naval e petrolífero possuem projetos de encomendas e investimento com potencial para incluir o país entre os maiores mercados de estruturas e de produção offshore, assim como de embarcações de apoio. (1)

A demanda na indústria naval exige adequação tecnológica, por tanto a necessidade de constantes pesquisas em técnicas de soldagem e em materiais apropriados, que otimizem o tempo nos processos e reduzam custos sem comprometer as propriedades mecânicas desejadas.

Nos últimos anos, pesquisadores em diversos lugares no mundo tem se voltado para a pesquisa e desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga (ARBL), bem como a aplicação e investigação dos vários fatores que influenciam a sua soldabilidade. Este grupo de aços paulatinamente substituíram outros tipos utilizados, como os aços estruturais, devido a boa propriedade mecânica e a soldabilidade associadas a composição química e ao processo termomecânico controlado (TMCP).

A aplicação dos aços ARBL, como é o caso do AH36, obtido pela rota de processamento TMCP, trouxe grande capacidade de desenvolvimento na tecnologia construtiva naval. Estes aços apresentam importante correlação entre microestrutura e processo de fabricação que aumentam a resistência mecânica, a tenacidade e soldabilidade (2). Os aços ARBL, também chamados de aços microligados, são amplamente aplicados nos processos industriais para a fabricação de tubos, vasos de pressão para armazenamento de óleo e gás, e na fabricação naval.

Os processos de soldagem correspondem a um terço de todos os serviços executados na indústria naval (3) e a soldagem ao arco submerso (AS) é um dos processos de soldagem mais utilizados. Isto ocorre porque a soldagem AS pode ser

automatizada e apresenta elevada taxa de deposição tornado o processo rápido e econômico.

Uma das técnicas do processo de soldagem AS é a que utiliza dois ou mais eletrodos (denominada técnica Tandem) ao quais soldam simultaneamente e possuem arcos elétricos distintos. A técnica de soldagem Tandem apresenta a vantagem de aumentar a taxa de deposição e a velocidade de soldagem (4) portanto, tem sido utilizada como alternativa ao processo convencional com um arame principalmente para chapas de média a alta espessura (maior ou igual a 20 mm). (5)

Farhat (6) analisou as propriedades mecânicas em função de diferentes velocidades de soldagem de chapa aço X80 pelo processo AS com um e dois arames. Foi constatado que ao passo que a velocidade de soldagem é aumentada, é possível obter melhora nas propriedades mecânicas da junta soldada para o processo Tandem. Enquanto que Viano (7) utilizou como metal de base uma chapa de X80 com 20 mm de espessura e observou um decréscimo nos valores de dureza da junta soldada quando comparando AS com um arame e AS com múltiplos arames.

Nesse sentido, o objetivo deste trabalho é realizar um estudo sobre a soldagem do aço naval AH36 microligado processado via rota TMCP utilizando os processos de soldagem arame tubular de proteção gasosa na raiz e enchimento com arco submerso com um arame e pela técnica Tandem com dois arames.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços alta resistência baixa liga

O termo aço alta resistência e baixa liga (sigla em inglês HSLA, "high strength low alloy") é usado para descrever aços que apresentam limite de escoamento de 350 a 750 MPa, e que contém elementos formadores de carbonetos como vanádio, titânio, cromo e molibdênio. (8)

Os aços ARBL apresentam teor de carbono entre 0,05% e 0,25% e de manganês até 2,0%. A adição de elementos microligantes como Nb, Ti, e V, associados ao processamento de laminação termomecânica controlado, resultam em aços de alta resistência, podendo apresentar uma microestrutura típica ferrítica-perlítica. (9)

As características dos aços ARBL, tais como resistência mecânica e tenacidade à fratura podem ser alcançadas através da combinação de microestruturas com grãos refinados, alta densidade de discordâncias, endurecimento por precipitação causado por carbonetos (como titânio, vanádio ou nióbio dispersos na matriz) e o endurecimento devido à anisotropia do material, causado pelo processo de fabricação da chapa. (10)

Além do elevado limite de escoamento, outros motivos contribuíram para o desenvolvimento dos aços ARBL no ano de 1960, tais como (11):

- ✓ Em requisitos de projetos, os aços microligados apresentavam baixo custo para serem produzidos.
- ✓ O uso de aços microligados favoreceu os processos de soldagem, devido ao baixo teor de carbono e, conseqüentemente, uma redução no carbono equivalente, e uma melhora na sua soldabilidade.

2.2 Categorias dos aços microligados

Os aços microligados podem ser divididos em seis categorias, a saber:

Resistentes ao intemperismo: são os aços que apresentam pequena quantidade de elemento de liga como cobre e fósforo, a fim de melhorar a resistência à corrosão atmosférica.

Microligados ferríticos-perlíticos: são aços que normalmente contêm menos de 0,10% de elementos que contribuem para formar carbonetos ou carbonitretos tais como nióbio e vanádio. Além destes, o titânio também pode ser adicionado para atuação de mecanismo de endurecimento por precipitação, refino de grão e possível transformação com controle da temperatura.

Perlíticos laminados: incluem os aços carbono-manganês com menor adição de outros elementos, favorecendo o aumento do limite de escoamento, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade.

Com ferrita acicular: apresentam teor de carbono menor que 0,05 %C com excelente combinação de alto limite de escoamento (maior que 690 MPa), soldabilidade, conformabilidade e tenacidade.

Com duas fases: com uma microestrutura martensita dispersa em matriz ferrítica, proporcionando boa combinação de ductilidade e limite de resistência.

Com inclusões controladas: apresentam melhoria na ductilidade e tenacidade devido à pequena adição de cálcio, zircônio, titânio ou elementos de terras-raras, pois sofrem mudança na morfologia, partindo de pequenas inclusões alongadas para pequenos glóbulos dispersos.

No período de desenvolvimento dos aços microligados, também foi empregado o processo termomecânico de fabricação com laminação controlada (TMCP). Este processo permite uma microestrutura de grãos refinados contribuindo para o incremento do limite de escoamento e da tenacidade. (12)

2.3 Processamento dos aços ARBL

As propriedades mecânicas características dos aços ARBL, estão relacionadas com o refino de grãos e com a microestrutura formada por grande quantidade de ferrita acicular, dependendo de sua composição química. A composição química adequada e a rota de fabricação pelo processo de laminação controlado seguido de resfriamento acelerado, ou TMCP (*Thermomechanical Controlled Process*) são os principais meios pelos quais os aços ARBL alcançam melhorias no limite de escoamento e da tenacidade. (13)

2.4 Processo de laminação controlada seguido de resfriamento acelerado

Um dos grandes desenvolvimentos na aciaria foi o processo de laminação controlado seguido de resfriamento acelerado (TMCP) que teve início em 1960. Este processo está intrinsicamente ligado com a obtenção dos aços ARBL. No princípio o processo foi aplicado para fabricação de chapa grossa, e no começo de 1970 passou também a ser utilizado na obtenção de tubos. (14). Dando continuidade a expansão da aplicação do processo, em 1984 a norma ASTM-A841M especificou o uso do TMCP para produção de vasos de pressão. Do mesmo modo, a publicação 158 da EEMUA (sigla do termo “Engineering Equipment and Material Users Association”) (15) aprovou a utilização do TMCP para produção do aço naval. (14). Associado com o efeito dos elementos microligados, o TMCP proporciona melhor controle da microestrutura e contribui para a alta resistência, tenacidade e boa soldabilidade dos aços ARBL.

2.5 Histórico do processo TMCP

Os estudos em laminação controlada iniciaram em meados da década de sessenta, como uma técnica para a recristalização da austenita, que proporcionou alta produtividade na laminação de chapas grossas e na produção de tubulação de aço. Desde o início de 1970 tal processo é caracterizado pela baixa temperatura de reaquecimento do lingote e redução na temperatura de transformação, obtendo-se uma microestrutura austenítica bastante refinada. Além disso, a mais expressiva redução ocorre na faixa de temperatura intercrítica, para aumentar a resistência por encruamento a frio da ferrita transformada. (14)

A combinação do TMCP com os elementos microligantes resultam em uma estrutura de grãos mais refinados, se comparado com aços obtidos por outras técnicas de laminação e diferentes composições químicas. Deste modo, os aços produzidos pelo TMCP apresentam maior resistência mecânica e menor temperatura de transição dúctil frágil. Por outro lado, foi possível reduzir o teor de carbono equivalente, imprescindível para melhorar a sua soldabilidade, devido à combinação dos mecanismos de endurecimento, da composição química e do processamento (TMCP).

A partir do final de 1960 as indústrias siderúrgicas japonesas iniciaram a produção de aços utilizando o processo de laminação controlada. Desde então houve outros avanços no processo de laminação como, por exemplo, o controle da laminação abaixo da temperatura de transformação A_{r3} (na região com duas fases, $\gamma + \alpha$). Seguidamente, em 1974 foi desenvolvido o processo “Sumitomo High Toughness” (SHT), no qual foi possível controlar a temperatura de reaquecimento do aço para abaixo de 1000 °C, o que contribuiu para obtenção de grãos ferríticos mais finos. Concomitante, muitas outras pesquisas metalúrgicas foram desenvolvidas nos processos de laminação, entre as quais, a adição de elementos microligados para melhorar as propriedades mecânicas e a soldabilidade dos aços. No final de 1970 o primeiro equipamento de laminação com resfriamento acelerado foi instalado no laminador de uma siderúrgica Japonesa, onde foi utilizando o resfriamento acelerado “on line” (OLAC). A Tabela 1 mostra um resumo da evolução do processo de laminação juntamente com os mecanismos de endurecimento que atuam nos processos. (16)

Tabela 1: Histórico da evolução dos processos de laminação (Modificado de (17)).

Ano	1970	1980	1990	2000
Processo Termo-mecânico	Laminação controlada	Laminação na região $\gamma + \alpha$ SHT* OLAC**	TMCP Resfriamento acelerado Têmpera direta Estudos de modelamento para processos de laminação a quente	Aços de grãos ultrafinos
Mecanismos de endurecimento	Refino de grão Endurecimento por precipitação	Endurecimento por encruamento Endurecimento devido as transformações da microestrutura	Endurecimento devido martensita ou bainita	Endurecimento devido aos grãos ultrafinos
Códigos e normas			ASTM A841 (aços TMCP)	JIS-SN***

*Sumitomo High Toughness.

**Resfriamento acelerado on line.

***JIS-SN - corresponde à nomenclatura de aços laminados para uso estrutural classificados pela Indústria Japonesa de Normas (JIS).

A Tabela 2 apresenta as principais aplicações e propriedades mecânicas para chapas de diferentes espessuras produzidas através do resfriamento controlado. Atualmente cerca de 20% das chapas produzidas no mundo por laminação utilizam este tipo de rota de fabricação. Essa porcentagem dobra para o caso de aços de alta resistência e baixa liga com limite de resistência aproximadamente de 490 MPa (16). Nesta tabela estão incluídos outros aços que não os ARBL.

Tabela 2: Condições para TMCP e têmpera direta (DQ) para diferentes aplicações e valores de resistência mecânica. Modificado de (17).

Aplicação	Limite de Resistência (MPa)				
	490	590	690	780	950
Fabricação naval	TMCP				
Plataformas Offshore	TMCP	TMCP			
Tubos API	TMCP	TMCP	TMCP		
Construção Civil	TMCP	DQ	DQ	DQ	
Pontes	TMCP	DQ	DQ	DQ	
Condutores reforçados	TMCP	DQ	DQ	DQ	DQ
Tanques para Baixa temperatura	TMCP	DQ			
Tanques Criogênicos	TMCP *		DQ**		
Maquinário pesados	TMCP	DQ	DQ	DQ	DQ

Legenda

*= Baixo Ni

**= 9% Ni (4)

Além do Japão, Europa, Coreia do Sul e América do Norte, o Brasil também dispõe de instalações para o processo de resfriamento acelerado. Os avanços em pesquisas continuam até o presente momento, principalmente devido à larga aplicação de aços alta resistência e baixa liga nos diferentes segmentos industriais. Em 1982, empresas japonesas se reuniram para avaliar a eficiência da soldagem nos aços produzidos pelo processo TMCP, comprovaram que são aços de boa soldabilidade devido ao baixo teor de carbono equivalente e refino de grão na zona afetada pelo calor. (18)

A aprovação do processo TMCP para produção de aços alta resistência baixa liga permitiu que em 1984 as normas JIS e ASTM utilizassem este processo como especificação na fabricação de chapas para navios. Em 1986, a EEMUA (*Engineering Equipment and Materials Users Association*), também aprovou a rota

de processamento TMCP para fabricação de aços alta resistência baixa liga destinados a aplicação naval. Concomitantemente, a norma API especificou esses aços como API 2W. (14)

2.6 Influência do processo TMCP nos aspectos metalúrgicos

Conforme exposto anteriormente, os aços ARBL obtidos pelo processo TMCP apresentam alta resistência, alta tenacidade, boa soldabilidade, resistência à baixa temperatura e resistência a corrosão. Tais características são alcançadas principalmente pelo efeito dos seguintes mecanismos de endurecimento: refino de grão, solução sólida e endurecimento por precipitação.

O endurecimento por solução sólida está relacionado com o tipo e quantidade de elemento de liga presentes. No entanto o endurecimento por precipitação e o refino de grão dependem da interação entre a composição química e a temperatura final do processo. (19)

Antes da década de 1970, o processo de fabricação das chapas era regido por laminação seguido pelo tratamento térmico de normalização. Estas etapas resultavam em uma microestrutura ferrítica-perlítica, que não satisfaziam os níveis de resistência, tenacidade e soldabilidade requeridos para as aplicações com aços ARBL.

Com o advento do processo de laminação controlada, seguido de resfriamento acelerado, foi possível gerar uma microestrutura final ferrítica-perlítica de granulação ainda mais fina. Um exemplo deste tipo são os aços EH36 e AH36, comumente usados na indústria naval. Ambos apresentam uma microestrutura constituída por finos grãos ferríticos e perlíticos (20,21). Na Figura 1 observa-se a mudança microestrutural relacionada com os ciclos térmicos durante o processamento TMCP. (22)

O TMCP é um processo composto por dois estágios: laminação controlada e resfriamento acelerado. Durante o estágio de laminação, os grãos austeníticos são deformados plasticamente, ficando alongados, na forma de grãos “panquecas”. Nesta etapa, descontinuidades cristalográficas, tais como discordâncias e bandas de deformação, são introduzidas. Esses defeitos permanecem até o início do

resfriamento acelerado quando a temperatura de laminação é baixa (menor que 800 °C). O resfriamento acelerado apresenta maior produtividade se comparado com a laminação intercrítica (22). Uma vez que está laminação é realizada abaixo da temperatura de transformação da austenita em ferrita, proporciona um refino de grão da microestrutura. (23)

Figura 1: Esquema dos ciclos térmicos e mudanças microestruturais no processo TMCP para produção de chapas. Modificado de (24).

A recristalização nos aços carbono ocorre quando a temperatura está acima de 900°C e quando as bandas de deformação desaparecem. Os defeitos podem atuar como potenciais sítios de nucleação da ferrita na austenita e contribuem para o refino de grão. A área superficial do grão e o comprimento dos pontos triplos (encontro de três grãos) por unidade de volume aumentam com a deformação heterogênea da austenita (22). O modelo adotado para explicar a deformação da austenita, neste caso, foi fundamentado no tetracaedecahedro, figura geométrica de 14 faces, consistindo de 8 hexágonos e 6 quadrados. No modelamento, ao submetê-la a deformação devido ao processo de laminação houve aumento da área superficial e do comprimento da aresta. (25)

O efeito da laminação abaixo da temperatura A_{r3} na região de segunda fase (autenita + ferrita), resulta em grãos austeníticos não transformados e alongados. A deformação da ferrita ocorre, formando contornos de subgrão, no interior dos grãos. Esta ferrita apresenta alta densidade de discordâncias, gerando aumento na resistência e na tenacidade. Devido a este mecanismo é possível obter um aço de microestrutura ferrítica-perlítica. (26)

A Figura 2 mostra a relação, para aços alta resistência baixa liga, do tamanho de grão ferrítico e do resfriamento final, simulado em dilatometria. Nesta mesma figura as legendas B2, C2, C3, C4 e C5 representam aços ARBL típicos, a composição química para cada aço pode ser observada na Tabela 3. (27)

Figura 2: Efeito da temperatura de resfriamento no tamanho de grão ferrítico. Modificado de (27).

Tabela 3: Temperatura de resfriamento e tamanho de grão para diferentes aços ARBL. Modificado da referência. (27)

Temperatura de resfriamento (°C)	C5	C4	C3	C2	B2
	Tamanho do grão (μm)				
600	6.2	6.7	7.2	9.1	9.3
650	4.7	4.9	6.0	8.7	9.5
700	3.8	3.9	5.8	8.5	9.6
750	4.9	5.1	6.5	9.1	9.9
800	6.0	6.3	7.9	10.8	11.3
900	8.9	10.3	11.3	12.5	13.1

Tabela 4: Composição química para diferentes aços ARBL (28).

Aço	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cu	V	N
B2	0.11	1.35	0.31	0.016	0.014	0.03	0.01	0.038	0.0224
C2	0.11	1.28	0.2	0.011	0.011	0.03	0.01	0.044	0.027
C3	0.12	1.29	0.2	0.014	0.012	0.03	0.01	0.061	0.0292
C4	0.12	1.27	0.19	0.014	0.012	0.03	0.01	0.078	0.032
C5	0.11	1.25	0.18	0.013	0.011	0.03	0.01	0.088	0.0318
B5	0.12	1.33	0.3	0.015	0.013	0.03	0.01	0.085	0.0225

A Figura 3 representa a influência do processo convencional de laminação, o de laminação controlada, e o resfriamento acelerado nos contornos de grãos na deformação em banda para diferentes temperaturas de laminação além da nucleação na matriz. O esquema mostra que quanto menor a temperatura final de laminação menor será o tamanho do grão resultante. (28)

Figura 3: Diferentes mecanismos de nucleação relacionados aos processos laminação. Modificado da referência (28).

A finalidade destes processos de laminação é obter uma microestrutura com menor tamanho de grão. O mecanismo de refino de grão é eficaz para melhorar a resistência mecânica do aço, juntamente com a tenacidade, sem prejudicar a sua soldabilidade. A Figura 4 apresenta um diagrama esquemático comparando as transformações que ocorrem nos grãos da austenita, bem como a forma final do grão da ferrita depois dos processos de laminação controlada.

O diagrama apresenta as transformações que ocorrem nos grãos da austenita, bem como a forma final dos grãos ferríticos depois dos passes aplicados no processo de laminação controlada. Observe que o tamanho de grão ferrítico está associado com as características da rota de fabricação, uma explicação detalhada da Figura 4 é dada como segue: para a Rota b' (submetido ao resfriamento a ar) ocorre o aumento do grão austenítico e, o processo de recristalização entre os passes de laminação, este caso corresponde ao tradicional processo de laminação controlada (RCR). Geralmente o tamanho de grão final é de 6-12 μm . No caso da rota c' a laminação é aplicada na região de não recristalização da austenita logo, os grãos são deformados e alongados, obtendo uma estrutura bandeada. Para este processo de laminação termomecânico controlado (TMCR) (1) os grãos da austenita apresentam tamanho de grão de 5-10 μm . Já a Rota d', TMCR (2), é aplicado uma etapa de laminação na região abaixo da temperatura A_{r3} na qual ocorre a nucleação da ferrita nos contornos de grão da austenita, após o resfriamento o tamanho dos grãos é de 4-6 μm e formam-se subgrãos. A rota c', é constituída das etapas do TMCP mais o resfriamento acelerado (AC), resultando em tamanho de grão 4-8 μm .

(29)

Figura 4: Transformações que ocorrem no grão austenítico durante o processo de laminação (29).

Por outro lado, as propriedades mecânicas estão relacionadas com a composição química. Deste modo, adicionando-se elementos de ligas como Mn, Cr, Mo ou Ni é possível formar a ferrita acicular, que apresenta melhor tenacidade e resistência mecânica, se comparada com a ferrita poligonal, que se forma no contorno de grão. Além disso, os elementos de ligas citados podem retardar a transformação da austenita, aumentando assim a temperabilidade do aço, produzindo uma fração volumétrica de bainita necessária para a resistência desejada. (9)

O limite de resistência para aços com microestrutura bainítica é superior aos aços ferríticos e perlíticos, para um mesmo teor de carbono. É necessário, portanto, conhecer o carbono equivalente que satisfaça aos requisitos desejados de alta tenacidade e alta resistência mecânica. Segundo Katsumata et al (30), uma faixa de 0,05 a 0,15%C chega-se a um limite de resistência de 1000 MPa.

Isto posto, o processo de resfriamento acelerado proporciona o refino do grão e melhora a uniformidade na dispersão da estrutura final bainítica. A redução

brusca na temperatura A_{r3} no processo produz a recristalização da austenita e refina os grãos de ferrita.

2.7 Mecanismo de Endurecimento

A melhor maneira de obter um equilíbrio entre limite de escoamento, tenacidade, ductilidade e soldabilidade é através da adequada combinação entre composição química e os parâmetros do tratamento termomecânico. Tal combinação resulta da atuação dos seguintes mecanismos de endurecimento: solução sólida, refino de grão, precipitação de segunda fase e o endurecimento por movimento das discordâncias. Uma sucinta abordagem de cada um destes mecanismos será feita a seguir.

2.7.1 Endurecimento por solução sólida

O endurecimento por solução sólida está relacionado com dois aspectos: primeiro a diferença de tamanho entre os átomos do soluto e do solvente que pode ser expressa pela equação 1. Nesta equação, ' τ ' representa a tensão de cisalhamento, ' a ', corresponde ao parâmetro de rede da solução sólida e ' c ' é a concentração do soluto.

$$\frac{d\tau}{dc} \propto \left(\frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dc} \right)^n \quad (1)$$

Outro fator para o endurecimento por solução sólida é a influência da alteração na estrutura eletrônica. Esta é expressa em termos da diferença entre o módulo de cisalhamento do soluto e o solvente. O endurecimento é intensificado quando as distorções causadas pelos átomos do soluto formam dipolos, introduzindo alguns graus de distorção. (31)

Kratochvil correlacionou a diferença de valência entre os elementos do soluto, do solvente e o endurecimento por solução sólida. Foi provado que quanto maior a diferença de valência entre os átomos (soluto/solvente) maior será o efeito do endurecimento. (32) Além disto se a perturbação eletrônica causada pelos átomos do soluto é grande, então o efeito de endurecimento na solução sólida ocorre mais rápido. Esta perturbação dos elétrons pode ser caracterizada através da

condutividade elétrica ou da solubilidade dos átomos do soluto. (33). Geralmente aços que são endurecidos por solução sólida utilizam elementos como o fósforo (P), silício (Si) e manganês (Mn). Estes elementos geram aumento no limite de escoamento de aços de baixo carbono, como pode ser observado na Figura 5.

Figura 5: Efeito do endurecimento por solução sólida em aço ferrítico de baixo carbono. Modificado de (31).

2.7.2 Endurecimento por refino de grão

Os contornos de grão dificultam o movimento das discordâncias. Com a redução do tamanho do grão pode-se alcançar alta dureza, e a tenacidade pode ser reduzida abaixo de um valor crítico de tamanho de grão. Conforme pode ser observado na Figura 6 o contorno de grão funciona como barreira para o deslocamento das discordâncias por dois motivos principais. O primeiro motivo é que como dois grãos apresentam orientações cristalográficas diferentes, uma discordância que passa pelo grão B terá a sua direção alterada. Tal mudança de direção da discordância se torna mais difícil com o aumento do grau de incongruência cristalográfica. Outro fato é que a desordem atômica no contorno de grão resultará em um plano de escorregamento descontínuo de um grão para outro. (34)

Figura 6: Contorno de grão como obstáculo para o movimento de discordância. Modificado de (34).

A relação quantitativa entre o limite de escoamento e o tamanho de grão nos metais é conhecida como equação de Hall-Petch:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k_0 \cdot d^{-1/2} \quad (2)$$

Na equação 2, σ_0 corresponde ao limite de escoamento, σ_i é a tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias do monocristal, k_0 é o fator de Hall-Petch (uma constante representando o efeito de bloqueio que o contorno de grão oferece ao movimento das discordâncias no estágio inicial de deformação plástica) e d é o tamanho de grão do aço. (34)

O refino de grãos pode estar associado a três tipos de precipitação (11):

Precipitados que não se dissolvem: pequenos precipitados que não se dissolvem e, portanto, ancoram a austenita nos contornos de grãos durante o reaquecimento existente antes do trabalho a quente. Estes precipitados geralmente são de TiN mas, as vezes, pode ser também Nb(C,N).

Precipitados dissolvidos: precipitados que se dissolvem durante o reaquecimento, mas precipitam na austenita durante a laminação a quente, e evitam a recristalização e/ou o crescimento do grão. Estes precipitados são, geralmente, Nb(C,N), podendo ocorrer também com VN.

Precipitados depois da laminação: é possível que após a laminação ocorra a precipitação de fases intermetálicas durante a transformação da austenita para a ferrita. Estas fases são, usualmente, V (C,N) e NbC ou TiC.

2.7.3 Endurecimento por precipitação.

As propriedades mecânicas dos aços alta resistência baixa liga obtidas através do processo TMCP é o resultado da combinação dos mecanismos de endurecimento tais como: refino de grãos, precipitação, endurecimento por solução sólida e endurecimento por discordância. Os três primeiros parâmetros podem ser expressos pela equação 3. Esta equação relaciona as equações de Ashby-Orowan com a de Hall-Petch e não inclui o endurecimento por discordâncias, pois a característica de deformação a frio não é comum em laminação a quente ou na normalização de aços microligados. (35)

$$\sigma_{ys} (MPa) = \sigma_i + k_y d^{-1/2} + \left(\frac{10.8 v_f^{1/2}}{X} \right) \ln \left(\frac{X}{6.125 \times 10^{-4}} \right) + \sum k_i C_i \quad (3)$$

Neste caso, σ_{ys} é o limite de escoamento em MPa, σ_i é tensão de atrito do aço, k_y é coeficiente de endurecimento do tamanho de grão, d é o diâmetro do grão (em micrômetros), X é o tamanho do precipitado (em micrômetro), v_f é a fração volumétrica do precipitado de tamanho (X), k_i é o coeficiente de endurecimento para o soluto i , e C_i é a concentração do soluto i .

Os aços ARBL, além do teor de manganês (próximo de 1,5%) e silício (0,7%), contém pequena quantidade de nióbio (0,05%), vanádio (0,1%) e titânio (0,07%), para garantir o endurecimento por refino de grão e o endurecimento por precipitação. Nióbio, vanádio e titânio são importantes formadores de carbonetos, nitretos e carbonitretos. As partículas finas de carbonetos e nitretos dificultam o movimento dos contornos de grãos, portanto agem como obstáculos para o crescimento dos mesmos. (36). Isto ocorre durante ou depois da transformação. Especialmente o titânio é usado, em aços alta resistência baixa liga, para aumentar o controle da austenita durante o processo de soldagem (37), através da precipitação de carbonetos ou carbonitretos.

O mecanismo de endurecimento por precipitação está relacionado com a interação entre o precipitado e a discordância que está se movendo em direção a ele. Caso a interface do precipitado seja coerente, o precipitado gera um campo de tensões elástico que dificulta a movimentação das discordâncias, aumentando a resistência mecânica do aço. A discordância pode atravessar o precipitado, formando fatias do mesmo, e continuar seu movimento. Por outro lado, se o precipitado tiver uma interface incoerente, a discordância não consegue atravessar o precipitado, e deixa um anel de discordância, que também produz um campo de tensões elástico, dificultando a passagem posterior de uma discordância pelo mesmo local. Este mecanismo de endurecimento é chamado de mecanismo de Orowan. A Figura 7 mostra o esquema representativo do mecanismo de Orowan para interação entre discordâncias e precipitados incoerente (38). As movimentações das discordâncias pela matriz do aço têm a ação de outros tipos de endurecimento como: endurecimento por solução sólida, endurecimento por energia de defeito de empilhamento (em inglês “stacking fault strengthening” - SFE) e endurecimento por diferença de módulo de Young entre duas fases ou dois micromicroconstituintes. Todos estes mecanismos também atuam para aumentar a resistência do material. O endurecimento por precipitação depende principalmente do tipo de precipitado, seu tamanho e o espaçamento entre precipitados. (39)

Figura 7: Mecanismo de Orowan para interação entre discordâncias e precipitados incoerentes. Modificado (38).

2.7.4 Encruamento

Durante o processo de laminação, forjamento ou na flexão, a tensão aplicada no material impõe uma deformação plástica na estrutura do grão, causando um aumento no limite de escoamento e na resistência a tração, além de reduzir a ductilidade do material. Este fenômeno é denominado de encruamento. O endurecimento por encruamento, causado pelo aumento da densidade de discordâncias introduzidas durante a deformação plástica da chapa no processamento do material, pode ser reduzido por meio da recuperação e da recristalização que ocorre entre os passes de laminação. (40)

Recentemente, o trabalho de Tsiourva e Pantelis (41) mostrou que o aço AH36 obtido pelo processo TMCP sofre encruamento na etapa de laminação, o que gera maior tensão residual nos grãos, contribuindo para que o metal de base apresente um valor de microdureza maior do que a zona afetada pelo calor (41), que sofreu os efeitos do aquecimento e resfriamento, que podem ter promovido a recuperação e a recristalização do material na ZAC.

2.7.5 Soldabilidade dos aços

O termo soldabilidade é usado particularmente para definir a qualidade da junta soldada e o comportamento da mesma quando em serviço (42). No entanto esta não é a única definição sobre soldabilidade encontrada na literatura. Doutra sorte, há uma grande variabilidade dessas definições, dentre as quais, a adotada pela AWS, que define a soldabilidade como sendo a capacidade do metal ser soldado e atender a qualificação das normas devidas.

Para classificar a capacidade de o metal ser soldado são usados termos como soldabilidade ruim ou boa. O primeiro termo indica que a soldagem do material necessita de uma série de cuidados na montagem, na soldagem e posteriormente a mesma. Por outro lado, a expressão boa soldabilidade significa que o processo de soldagem pode ser aplicado em larga escala, com menos cuidados durante a soldagem. (43)

Easterling (44) classifica a soldabilidade dos aços em função do percentual de carbono equivalente (C.E). Para calcular o teor de carbono equivalente pode ser

usada a equação 4 ou a equação de Ito-Besseyo, equação 5. A equação 4 foi desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem da Inglaterra (IIW), e somente se aplica para aços com concentrações de $C > 0,15\%$. Já a equação 5 pode ser destinada para o caso de aços microligados, desde que possuam percentual de $C < 0,15\%$. (45)

$$C.E = \%C + \frac{\%Mn + \%Si}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad (4)$$

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Mn + \%Cr + \%Cu}{20} + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + \frac{\%Ni}{60} + 5\%B \quad (5)$$

A zona afetada pelo calor (ZAC) corresponde a região entre o metal de solda e o metal de base. Nessa região, o metal de base é aquecido até temperaturas abaixo do ponto de fusão, entretanto é suficiente para que ocorram transformações na microestrutura. As transformações na microestrutura da ZAC dependem da temperatura de pico e do tempo em que a região resfria entre 800 a 500 °C. A Figura 8 representa o diagrama de fase Ferro-Carbono e a ZAC em junta soldada de aço baixo carbono. Na figura é possível observar que a linha A-B mostra a repartição térmica de um processo de soldagem, que representa a relação entre a distância a linha de centro do cordão e a temperatura de pico obtida na ZAC e as transformações na microestrutura relacionadas com o diagrama Fe-Fe₃C, supondo que o equilíbrio termodinâmico seja atingido na ZAC. As transformações microestruturais delimitam as regiões da ZAC que são respectivamente: região de grão grosseiro (ZAC CG), região de grão fino (ZAC RG), região Intercrítica (ICZAC) e região subcrítica (SCZAC).

Figura 8: Diagrama Fe-Fe₃C e ZAC de aço com 0.15%C. Modificado de (44).

2.8 Ferrita acicular

Nos aços ARBL a ferrita acicular (AF) é uma fase formada durante a transformação da austenita no resfriamento do metal de adição. Ferrita acicular também é encontrada em aços forjados que apresentam inclusões não metálicas. Atribuiu-se o termo acicular devido a sua forma de ripas vista no plano. Em uma visão tridimensional, observa-se uma morfologia fina, como placas lenticulares. Tal morfologia ferrítica 2D é apresentada na Figura 9.

A ferrita acicular (AF) apresenta nucleação intergranular em inclusões, e o seu crescimento é limitado por outras placas de AF, que se formam em momentos diferentes e se encontram dentro dos grãos da austenita anterior. A bainita inferior também possui forma acicular intergranular, no entanto, sua nucleação não ocorre em inclusões. (46)

Figura 9: Imagem por microscopia óptica mostrando micrografia de placas de ferrita acicular em um metal de solda (47).

Um metal de adição típico apresenta inclusões com tamanho maior que $0,05 \mu\text{m}$, distribuídos por todo o material (42). As inclusões são responsáveis por dois importantes efeitos: promover a nucleação intergranular da ferrita acicular e gerar a concentração de alvéolos (dimples), durante a fratura dúctil ou nucleação das trincas por clivagem durante a fratura frágil. (47)

No metal de adição, para o processo arco submerso, estão presentes partículas não metálicas que são núcleos de nitretos de titânio encapsulados em uma fase vítrea contendo manganês, silício e óxido de alumínio com uma fina camada de sulfeto de manganês e óxido de titânio que cobre a superfície das inclusões. (47)

Diferentes substratos de inclusões contribuem para formação da ferrita acicular. Estudos mostram que é necessário ter pelo menos um plano cristalográfico que seja compatível com o da ferrita. Com esta característica, os seguintes tipos de inclusões são propostos: TiO , galaxita ($\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), TiN ou BN . (48)

O modelo de desoxidação proposto por Kulken e Grong (49) mostra que a composição química de inclusões de óxidos no metal de solda é diretamente relacionada com a seguinte taxa de variação no metal de solda: $[\Delta \text{pctAl}]/[\Delta \text{pctO}]$, onde $[\Delta \text{pctAl}]$ é a diferença entre o alumínio total e o alumínio solúvel. O termo

Logo que Ti_2O_3 é formado e está presente no metal de solda, ele irá contribuir para a orientação preferencial da AF, pois possuem composição química e reticulado cristalino de planos favoráveis à nucleação da ferrita durante o resfriamento (51). Um esquema que representa a relação entre Ti_2O_3 e orientação da AF pode ser observado na Figura 11. Uma explicação do esquema é que a formação da AF é iniciada devido não só ao empobrecimento do Mn na região próxima a inclusão, mas também ao aumento da entalpia livre ao redor da inclusão e a baixa energia de superfície entre a AF e a partícula de Ti_2O_3 , que é devida a epitaxia que existe entre planos cristalinos da ferrita e da inclusão de Ti_2O_3 . (52)

Figura 11: Ilustração da nucleação de ferrita acicular (AF) em função do tipo de inclusão em aço desoxidado com Ti. (52)

2.9 Aços utilizados na indústria naval

A uniformidade e qualidade dos serviços executados na fabricação naval seguem os padrões de normas técnica de sociedades classificadoras internacionais. A Tabela 5 apresenta as normas utilizadas na fabricação de navios e os respectivos países de origem. Estas normas, além de estabelecerem métodos de fabricação, também classificam os materiais empregados na indústria naval.

Tabela 5: Sociedades classificadoras de navios. Modificado da referência (2).

Nome	Abreviaturas	País de origem
Lloyds Register of Shipping	LRS	Inglaterra
American Bureau of Shipping	ABS	EEUU
Bureau Veritas	BV	França
Germanischer Lloyd	GL	Alemanha Ocidental
Det Norske Veritas	DNV	Noruega
Register of Shipping of USSR	URSS	URSS
Nippon Kaiji Kyokai	NK	Japão

Os aços empregados na construção de navios e embarcações são divididos de acordo com os valores de resistência mecânica em dois grupos: aços de resistência moderada ou normal e os aços de alta resistência. O primeiro grupo subdivide-se em aços de classe A, B, D e E, segundo valores da tenacidade. O segundo grupo, no entanto, apresenta as classes AH, DH, EH e FH de acordo com os valores de tenacidade, e seguido dos dígitos 32, 36 e 40 conforme valores de limite de escoamento, aproximadamente em décimos de MPa. A Tabela 6 mostra a classificação destacando as propriedades mecânicas dos aços usados na indústria naval.

Os aços de resistência moderada possuem principalmente carbono e manganês como elementos endurecedores. O teor de carbono contribui para a formação de microestruturas mais resistentes, enquanto que o manganês colabora para o aumento da tenacidade do material em baixas temperaturas, reduzindo a temperatura de transição dúctil/frágil, pois o Mn está associado com o refino da microestrutura, pelo abaixamento da temperatura A1. Os aços das classes D e E devem atender requisitos mais severos de tenacidade, o que requer a adição de alumínio, que funciona como desoxidante durante o processo de fabricação do aço. Os aços de alta resistência e tenacidade apresentam maior teor de nióbio, vanádio e titânio. (53)

Tabela 6: Principais aços utilizados na construção naval e suas propriedades mecânicas. (54)

Especificação do Grau	Faixa de Espessura (mm)	CE _{IW} (%)	LE(MPa)	LR(MPa)
A B D E	$6.00 \leq E \leq 50.80$	0.40 máx	235 min	400 – 520
AH-32	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$	0.35 máx	315 min	440 – 585
DH-32	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			
EH-32	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			
AH-36	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$	0.38 máx	355 min.	490 - 620
DH-36	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			
EH-36	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			
A-40	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$	0.40 máx	390 min.	510 - 660
D-40	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			
E-40	$6.00 \leq E \leq 12.50$ $12.51 \leq E \leq 50.80$			

2.10 Principais processos de soldagem aplicados na indústria naval

Com o emprego da soldagem como um dos processos de fabricação na construção naval, pode-se obter muitas vantagens como técnicas de pré-fabricação, facilidade na impermeabilização, rapidez na produção das juntas, redução de peso, redução de manutenção proveniente dos rebites e a suavização da superfície do casco diminuindo o atrito com a água. (55)

O peso de metal depositado no navio devido ao processo de soldagem representa aproximadamente 4% do peso total de aço. Igualmente, o custo por kg do consumível de soldagem depositado é dez vezes maior que o peso do mesmo aço. Por estes motivos, diversos processos de soldagem são utilizados para reduzir a deposição de metal de solda e, por outro lado, melhorar a soldabilidade. (56)

Os principais processos de soldagem aplicados na fabricação de navios são:

2.10.1 Soldagem a arco com eletrodo revestido

Neste processo o eletrodo é formado pelo arame (“alma”), o qual é revestido por uma massa composta de diversos minerais e produtos químicos. O arco elétrico ocorre entre o eletrodo revestido e a peça, sendo assim estabelecida a poça de fusão (conforme representado na Figura 12). (57)

Figura 12: Representação da soldagem com eletrodo revestido (58)

2.10.2 Soldagem com proteção gasosa

Neste processo, o arco elétrico é mantido entre um eletrodo nu consumível, alimentado continuamente, e a peça a ser soldada. A proteção da poça é feita por um fluxo de gás inerte (MIG) ou gás ativo (MAG). A soldagem pode ser automática ou mecanizada. (58). O processo está representado esquematicamente na Figura 13.

As principais vantagens deste processo são:

- A soldagem pode ser executada em todas as posições, dependendo do tipo de transferência metálica;
- Não é necessária a remoção de escória;
- Alta taxa de deposição, devido a alta densidade de corrente na ponta do arame;

- O tempo para completar a execução da soldagem corresponde a metade de tempo gasto na soldagem com eletrodo revestido;
- Penetração da raiz mais uniforme que na soldagem com eletrodo revestido;
- Maior velocidade de soldagem, redução da distorção devido a soldagem.

Como desvantagens do processo podem-se citar:

- Equipamento complexo e mais caro que o do processo com eletrodo revestido;
- A soldagem deve ser protegida de corrente de ar;
- Maior emissão de raios ultravioleta;
- Maior velocidade de resfriamento, o que aumenta a ocorrência de trincas.

Figura 13: Equipamento (esquemático) MIG/MAG, com detalhe da pistola (57).

2.10.3 Processo de soldagem por arame tubular

É o processo de soldagem no qual o arco elétrico é formado entre um eletrodo revestido e a poça de fusão sem aplicação de pressão. No processo pode ter ou não a utilização externa de gás. A variação no método de soldagem, uso do gás, proporciona proteção do arco e da poça de fusão de contaminações oriundas da atmosfera. O processo de soldagem com arame tubular proporciona alta taxa de deposição deste modo o processo é utilizado na fabricação de vasos de pressão, submarinos, equipamentos para movimentação de terra (tratores e escavadeiras) na construção naval e de outras estruturas. (59)

A Figura 14 apresenta as duas variantes do processo com arame tubular. O processo de soldagem por arame tubular autoprotégido é sempre o processo escolhido para a soldagem em campo pois não sofre tanta influência de corrente de ar como o caso com proteção gasosa. A proteção da poça de fusão para o primeiro caso ocorre devido a decomposição de alguns componentes do eletrodo quando submetido a alta temperatura.

Algumas vantagens do processo:

Alta qualidade do metal de solda depositado;

Soldagem de diversos aços e diferentes faixas de espessura;

Alta taxa de deposição (quatro vezes mais que a soldagem com eletrodo revestido);

Alta tolerância para contaminantes que cause trinca na solda.

Algumas limitações do processo:

É limitado para soldagem em metais ferrosos e ligas a base de níquel;

O equipamento é mais caro que o processo com eletrodo revestido;

No processo com arame tubular é formada mais fumaça do que eletrodo revestido e soldagem por arco submerso.

(a)

(b)

Figura 14: (a) Soldagem com arame tubular com proteção externa. (b) Soldagem com arem tubular autoprotetido. Modificado de (60)

2.10.4 Processo TIG (Tungsten inert gas)

Refere-se ao processo de soldagem no qual o arco elétrico é mantido entre o eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a ser soldada (ver Figura 15). No processo de soldagem TIG a zona afetada pelo calor (ZAC), o metal fundido e o eletrodo de tungstênio são protegidos de contaminações da atmosfera por um fluxo de gás inerte.

Atente-se que os gases inertes usados no processo TIG geralmente são o Argônio ou Hélio, os quais além de não reagirem com outros gases, não apresentam odor, permitem que o soldador tenha melhor visibilidade do arco. Em alguns casos o

gás hidrogênio pode ser adicionado para aumentar a velocidade de soldagem. O processo TIG (também chamado de Gas Tugnsten Arco Welding - GTAW) é aplicável a uma ampla categoria de metais tais como na soldagem de ligas de alumínio, magnésio, e de titânio e aços inoxidáveis. (61)

As principais vantagens do processo TIG são:

- Aplicável a grande variedade de materiais;
- Produz soldas de alta qualidade e aparência;
- Ausência de escória;
- Ausência de respingos;
- Fonte de calor concentrada, o que minimiza a ZAC e distorções.

Dentre as suas desvantagens pode-se citar:

- Taxa de deposição muito baixa quando comparado com os outros processos de soldagem a arco;
- Emissão intensa de radiação UV;
- Custo de equipamento maior que em outros processos;
- Possibilidade de inclusão de tungstênio na solda.

Figura 15: Ilustração esquemática do processo TIG (58).

2.10.5 Soldagem com arco submerso (AS)

O processo de soldagem com arco submerso não apresenta faíscas, luminosidades ou respingos, pois o arco permanece totalmente submerso em uma camada de fluxo não fundido. O fluxo está na forma de grânulos e funciona como fundente que protege o metal de solda líquido das contaminações com a atmosfera além de adicionar elementos de liga, quando necessário, e promover reações de refino e desoxidação da poça de fusão. É um processo com alto grau de automatização, como representado esquematicamente na Figura 16, porém só é utilizado nas posições plana e horizontal. (58)

Figura 16: Esquema do processo de soldagem com arco submerso (58).

A aplicação do fluxo granulado com um arame eletrodo alimentado continuamente, teve início em 1935, sendo aplicado na fabricação de tubos e de navios com a automatização do processo. No período de 1939 a 1945, o uso da soldagem a arco submerso foi intensificado, permitindo a construção rápida de equipamento pesados, principalmente durante a II Guerra Mundial. Os principais desenvolvimentos atuais deste processo têm sido na formulação do fluxo e nos equipamentos de soldagem com mais de um arame.

As principais características do processo são:

- Devido à proteção do arco e da poça de fusão, têm-se um metal depositado de alta qualidade. As correntes de soldagem são elevadas devido aos

grandes diâmetros dos arames, proporcionando uma penetração profunda, associada a uma alta eficiência de deposição;

- Economia de material consumível, pois o alto rendimento térmico do processo possibilita chanfros da junta pequenos;
- Simples automatização do processo, o que dispensa um treinamento especializado do operador;
- Como o arco não é visível, uma combinação inadequada das variáveis de soldagem poderá comprometer totalmente uma junta soldada executada sob tais condições.

Especificamente no processo AS o eletrodo é alimentado mecanicamente a partir de uma bobina para o cabeçote de soldagem. Este consumível será fundido e fará parte do metal de solda. Com relação ao fluxo, este cai por gravidade logo à frente do eletrodo ou de forma concêntrica em relação ao mesmo.

Outro diferencial do processo de soldagem ao arco submerso, quando comparado aos outros processos de soldagem a arco está relacionado às amplas faixas de intensidade de correntes, tensão e velocidade de avanço utilizado. As variáveis podem ser controladas separadamente, no entanto, devem operar em conjunto para obter soldas que estejam de acordo com as propriedades desejadas para uma aplicação particular.

O fluxo atua como desoxidante, limpando e modificando a composição química do metal de solda. Dependendo do método de fabricação, os fluxos podem ser aglomerados ou fundidos. Os fluxos aglomerados são mais utilizados por terem custo mais baixo. Estes fluxos são constituídos de compostos minerais finamente moídos, como óxidos de manganês, silício, alumínio, titânio, zircônio ou cálcio e desoxidantes como ferrosilício, ferro-manganês ou ligas similares.

Os fluxos fundidos por sua vez, apresentam os mesmos compostos citados, no entanto os ingredientes são fundidos em um forno para formar um “vidro metálico”, que após o resfriamento é moído até atingir a faixa de granulometria apropriada para a soldagem.

O processo AS apresenta também elevado rendimento, não tendo perdas de metal por respingos. Outra importante possibilidade do processo é o uso de

correntes elevadas com intensidade acima de 2.000 A, que juntamente com as altas densidades de corrente encontradas (60 a 100 A/mm²), oferecem ao processo elevada taxa de deposição conforme detalhado na Figura 17. As características inerentes do processo de soldagem ao arco submerso o tornam um processo rápido e econômico, uma vez que se gasta em média 1/3 do tempo de soldagem requisitado por eletrodo revestido.

O processo de soldagem por arco submerso pode receber mais de um eletrodo para aumentar a taxa de deposição e penetração. Quando são utilizados múltiplos eletrodos pode ser usado uma ou mais fontes de soldagem. (62)

A técnica Tandem utiliza dois ou mais arcos elétricos alinhados com a direção de soldagem. Este processo aumenta a taxa de deposição e a velocidade de soldagem, além de produzir cordões de solda com aspecto diferente dos processos de soldagem utilizados de forma simples. Os eletrodos soldam simultaneamente e são acoplados em cabeçote diferentes, possuem arco elétricos distintos e são ligados a uma fonte de energia separada. Geralmente, o segundo eletrodo é acoplado a fonte de corrente alternada para minimizar o efeito do sopro magnético. (58)

O sopro magnético é um fenômeno que ocorre quando o campo magnético induzido, gerado pelo arco elétrico, interage com a corrente que o gerou e produz campos de força que causam deflexão do arco. Por conseguinte o fenômeno é propenso a causar instabilidade dos arcos, produzindo respingos, mordeduras, porosidade e um cordão de solda não uniforme. (63)

Figura 17: Taxa de deposição em juntas soldadas com arco submerso com diferentes parâmetros, números de arames e disposição de arames (Tandem e geminados). (58)

2.11 Ensaios mecânicos:

2.11.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração consiste em submeter o corpo de prova a uma força crescente trativa uniaxial, enquanto são feitas observações no comportamento mecânico do corpo de prova. Mediante o comportamento do material no momento em que a carga é aplicada, é construída uma curva com os valores da tensão (nos eixos da ordenada) e a deformação nos eixos da abscissa. Mediante análise das curvas tensão-deformação é possível obter (64):

- Dados sobre a resistência à tração do material sem considerar o tamanho ou a forma física desse material;
- A tensão e a deformação de engenharia por meio da área de seção transversal original e do comprimento de referência do corpo-de-prova;
- Além de avaliar o comportamento elástico/plástico do material também é possível medir a tenacidade, ductilidade e resiliência;

- Limite de resistência (LR), que é a tensão máxima suportada pelo metal;
- Limite de escoamento (LE), que é a tensão que marca a transição do metal da zona de deformação elástica para a zona de deformação plástica;
- Limite de escoamento convencional (LE), que é calculado por meio do gráfico tensão-deformação, quando não é possível calcular diretamente o limite de escoamento utiliza-se geralmente 0,2% de deformação elástica;
- Alongamento total do corpo de prova (ϵ), que é expresso em %;
- Redução da área (ϕ), que é expressa em %, calcula a diminuição da seção transversal do corpo de prova.

De certo, os pontos característicos do diagrama tensão-deformação são o limite de proporcionalidade, módulo de Young, limite de escoamento, limite de resistência e tensão de ruptura.

A resistência a tração da junta soldada depende da diferença entre as propriedades mecânicas do metal de adição e do metal de base. Segundo Loureiro (65) os aços ARBL, após soldados, apresentam considerável perda de resistência mecânica na ZAC. Do mesmo modo, KIM et al. (66) chegaram a conclusão que devido aos ciclos térmicos, as propriedades mecânicas na ZAC podem ser degradadas pelo crescimento de grão, dissolução de precipitados, precipitação e segregação de impurezas.

Do mesmo modo, a resistência à tração pode ser modificada mediante tratamento térmico. Por exemplo, a Figura 18 mostra o efeito do encruamento nas curvas tensão x deformação para aço baixo carbono normalizado e recozido. O ponto "Y" é o limite de escoamento superior, "A" é o ponto inicial para a deformação plástica. O comportamento da curva tensão x deformação para o corpo de prova no qual houve remoção do carregamento e foi mantido fixo, é apresentado pela curva 1. A curva 2 mostra o comportamento para o corpo de prova após remoção do carregamento e quando este sofreu encruamento. O $\Delta\sigma_y$ corresponde a mudança no limite de escoamento devido ao encruamento, já o $\Delta\sigma_u$ é a variação no limite de resistência e Δe é a mudança na deformação sofrida (67).

Figura 18: Aço baixo carbono normalizado e recozido, mostrando o efeito do encruamento nas Curvas tensão x deformação (67).

2.12 Ensaio de impacto:

O ensaio de impacto com corpo entalhado determina se o material se comporta de maneira frágil, e identifica a característica da superfície de fratura, o que não seria possível observar em outro ensaio mecânico, como por exemplo, o de tração. Existem outras classes de corpo de prova padronizadas para os ensaios de impacto com corpo de prova entalhado, entretanto, no presente trabalho abordaremos somente o ensaio Charpy com entalhe em V.

Augustin Georges Albert Charpy (1865-1945), engenheiro e cientista francês, propôs o mecanismo para o ensaio de impacto que, em 1901, foi batizado com o nome dele. O ensaio de impacto Charpy geralmente possui uma seção reta quadrada e contém entalhe em V com 45° de abertura e 2 mm de profundidade, o raio da ponta do entalhe é de 0,25 mm. O corpo-de-prova é apoiado na posição horizontal e solicitado do lado oposto ao entalhe pelo impacto de um pêndulo pesado, que atinge a velocidade de aproximadamente 5 m/s (Norma ISO 148 -1) como pode ser observado na Figura 19. Assim o corpo de prova é forçado a fraturar com taxa de deformação na ordem de 10^3 s^{-1} . (68)

Figura 19: Dimensões para corpo de prova Charpy (68)

O estudo da ocorrência e prevenção de falhas por fratura frágil é um tema amplamente abordado na mecânica da fratura, a fim de reduzir o risco de falhas estruturais. Para que ocorra a fratura frágil por clivagem é necessária a ocorrência de, no mínimo, uma das seguintes condições: um estado triaxial de tensões, baixa temperatura, e uma taxa de deformação elevada ou rápida taxa de carregamento. A presença do entalhe no corpo de prova gera um pico local de tensão na raiz do entalhe. Neste ponto, o escoamento plástico começa quando a tensão local atinge a tensão de escoamento do material.

Considerando um corpo de prova de espessura B e com entalhe posicionado conforme a Figura 20. Quando o corpo é submetido a um carregamento o material sofre um estado plano de tensões, se não houvesse o entalhe. Entretanto, com a presença do entalhe, este tem um comportamento próximo ao de um trinca, assim, a região próxima à frente da ponta da trinca (ou entalhe) apresenta maior concentração de tensões do que outra região do corpo de prova. Devido ao maior valor de tensão normal no plano do entalhe, a trinca tende a se propagar na direção x e z , mas isto é dificultado pelo material adjacente à ponta do entalhe. Esta restrição ao deslocamento gera o estado triaxial de tensões próximo à ponta do entalhe. (69). A tensão máxima pode ser escrita pela equação 6 onde w é o ângulo interior do entalhe.

Figura 20: Estado triaxial de tensão gerado pelo entalhe: a) Tensões elásticas para o entalhe no estado plano de deformações. b) Distribuição de tensões na ponta do entalhe (68).

Através do ensaio de impacto Charpy para diferentes temperaturas, é possível determinar a temperatura de transição dúctil-frágil dos materiais e através da análise da superfície da fratura identificar se a mesma é fratura frágil, dúctil ou mista. Um exemplo de superfície de fratura após o ensaio Charpy pode ser observada na Figura 21, a qual mostra a análise de alguns tipos de fratura associados com a energia absorvida a diferentes temperaturas para aço ferrítico. Neste caso o ensaio foi realizado para um aço com a seguinte composição química: C = 0.192, Mn = 1.44, Ni = 0.683, Mo = 0.473, Cr = 0.194, Si = 0.249, S = 0.0053, P = 0.010, típico aço aplicada para fabricação de vasos de pressão. Do mesmo modo a Figura 22 apresenta dois diferentes tipos de fractografia por microscopia eletrônica de varredura. A imagem (a) corresponde a região do metal de base (aço AH36) submetido ao ensaio de impacto Charpy a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$. É possível observar a característica de fratura frágil por clivagem. A imagem (b) apresenta fractografia da região do metal de solda para condição de soldagem por arco submerso com um arame (uma das condições adotadas no presente trabalho), o ensaio de impacto

Charpy foi realizado a -20°C . Neste caso é possível observar a presença de alvéolos (dimples), característicos de fratura dúctil.

A energia absorvida é medida da seguinte forma: após o impacto com o corpo de prova, o pêndulo sobe até uma altura que decresce à medida que a energia absorvida pela fratura aumenta. Este valor de energia é observado diretamente no equipamento de ensaio. A energia necessária para fraturar uma amostra de Charpy é designada C_V .

Figura 21: Superfície da fratura de corpos de prova Charpy para diferentes temperaturas (aço baixo carbono). De cima para baixo: fratura dúctil, mista e frágil. (70)

(a)

(b)

Figura 22: Fractografia (a) região do metal de base submetido ao ensaio Charpy a -60 °C e (b) região do metal de solda AS a -20 °C.

Outra técnica é o ensaio Charpy instrumentado, o qual além da energia absorvida também fornece a variação da carga aplicada com o tempo. Deste procedimento obtém-se um tipo de curva que fornece informações sobre a carga de escoamento e a carga máxima. (71)

2.13 Curva de Temperatura de transição:

A Figura 23 apresenta a temperatura de transição para as principais categorias de materiais. Para os materiais CFC, de baixa e média resistência e a maioria dos que possuem estrutura hexagonal compacta, a fratura frágil não é um problema acentuado pois a tenacidade ao entalhe é muito elevada. Entretanto se o material estiver exposto a um ambiente químico reativo torna-se predisposto a ocorrência de fratura frágil. (68)

Materiais de elevada resistência, como as ligas de alumínio e titânio, possuem baixa tenacidade ao entalhe. Quando estes materiais são submetidos a baixas temperaturas a fratura ocorre por clivagem.

A relação entre temperatura e a característica da superfície e mecanismo da fratura pode ser descrita da seguinte forma: para baixa temperatura a fratura ocorre por clivagem, enquanto que a altas temperaturas a trinca se propaga através de ruptura dúctil em regiões de baixa energia de coesão. Tal condição é a mais apropriada para análise da mecânica da fratura. Com efeito, os metais que possuem estrutura CCC, como também Be, Zn e materiais cerâmicos têm seus modos de fratura fortemente dependentes da temperatura.

Figura 23: Representação esquemática do efeito da temperatura na tenacidade ao entalhe para diferentes materiais. (68)

A aplicação das curvas de temperatura de transição em projeto tem como objetivo determinar uma temperatura acima da qual não ocorrerá fratura frágil para níveis de tensão elástica, e quanto menor a temperatura de transição maior a tenacidade do material.

É definida como FTP (do inglês fracture transition plastic), transição para fratura dúctil, a temperatura acima da qual a fratura é 100% fibrosa. Nesta temperatura, a fratura muda de totalmente frágil para dúctil. Outro critério menos conservador para a temperatura de transição é aquele para o qual se observa 50% de clivagem e 50% de cisalhamento, denominada de temperatura de transição de aparência da fratura (em inglês, fracture-appearance transition temperature, FATT). (68)

Na Figura 24 observa-se que a temperatura de transição também pode ser a média entre o patamar superior e inferior (T_3). A temperatura de transição da ductilidade (T_4) é determinada com base em um valor arbitrário baixo da energia absorvida $C_v = 2,1 \text{ kgf.m}$.

É mais preciso utilizar a temperatura de transição como sendo aquela na qual a fratura se torna 100% de clivagem (T_5), este ponto é conhecido como (NDT

em inglês, nil ductility temperature) temperatura de ductilidade nula. Nesta temperatura a fratura se inicia sem antes ter sofrido deformação plástica. Abaixo da NDT a probabilidade de ocorrer fratura dúctil é nula. (68)

Figura 24: Diversos critérios de temperatura de transição obtidos por ensaio de impacto Charpy. (68)

Mudanças na composição química dos aços podem alterar a temperatura de transição. Os elementos químicos carbono e manganês são os principais responsáveis por esta variação. Para uma temperatura de transição referente à energia de 2.1 kgf.m (transição de ductilidade) em corpos de prova Charpy com entalhe em V, aumenta em cerca de 14°C para um acréscimo de 0,1% no conteúdo de carbono, essa temperatura de transição é reduzida em aproximadamente 6°C para cada acréscimo no teor de manganês. A razão Mn:C deve ser de menos de 3 para 1, a fim de ser obter uma tenacidade ao entalhe satisfatória. A Figura 25 mostra como um aumento no teor de carbono influencia na forma das curvas energia-temperatura. (68)

Figura 25: Efeito do conteúdo de carbono nas curvas energia - temperatura de transição para aços. (65)

3 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é realizar um estudo sobre a soldagem do aço naval AH36 microligado, obtido via rota TMCP, utilizando o processo arco submerso com um arame, e pela técnica Tandem de dois arames, que tem como finalidade:

- Caracterizar as microestruturas presentes no metal de base, na ZAC e no metal de solda para as duas variantes do processo de soldagem;
- Avaliar a influência das microestruturas nas propriedades mecânicas da junta soldada;
- Analisar a propriedade de tenacidade pelo ensaio Charpy V, a 1 e 5 mm da zona de ligação, comparada com a tenacidade do metal de base.

4 MATERIAIS E MÉTODOS.

Os procedimentos experimentais foram regidos pela literatura e por normas disponíveis para qualificar a soldagem de chapas de aços com alta resistência e baixa liga (ARBL), especificamente a da grade AH36.

O procedimento de soldagem adotado foi dividido em três etapas descritas a seguir:

- Soldagem do passe de raiz por arame tubular (para os dois experimentos).
- Soldagem com arco submerso com um arame (será chamado aqui de experimento um - EXP1).
- Soldagem com arco submerso com dois arames (denominado de experimento dois - EXP2).

4.1 Metal de Base

O material utilizado como alvo do presente estudo é o aço AH36, obtido pelo processo de fabricação TMCP, comumente utilizado na fabricação naval e especificado pela norma ASTM A 131/A 131M. (98) A composição química e as propriedades mecânicas estão representadas na Tabela 7 e Tabela 8 respectivamente.

Tabela 7: Composição química do aço AH36.

Elemento	ASTM (%)*	MB (%)**
C	0,18	0,15
Mn	0,9 - 1,6	1,1
Si	0,1 - 0,5	0,2
P	0,035	0,01
S	0,035	0,005
Al	0,015	0,037
Nb	0,02 - 0,05	0,01
V	0,05 - 0,010	0,007
Ti	0,02	0,014
Cu	0,35	0,013
Cr	0,2	0,02
Ni	0,4	0,03
Mo	0,08	0,006
Ceq _{IIV}	0,38	0,34

* Especificação segundo a norma ASTM A131(97).

** Composição química do metal de base utilizado neste estudo.

Tabela 8: Propriedades mecânicas do aço AH36 segundo norma ASTM A131(98).

L.E (MPa)	L.R (MPa)	Alongamento (%)		Valor mínimo da tenacidade a 0°C (J)
355	490-620	19*	22**	34

* Mínimo

**Máximo

Na Tabela 7 pode-se observar a comparação entre a composição química dada pela norma ASTM e a composição química do metal de base do corpo de prova utilizado, ambos apresentam baixo carbono equivalente, o que favorece a soldabilidade e a tenacidade.

4.2 Metal de Adição.

O critério para seleção do metal de adição foi segundo a semelhança de composição química com o metal de base e propriedades mecânicas garantidas pelo certificado do fabricante.

4.3 Consumível para a soldagem com arame tubular:

Utilizou-se o arame tubular com diâmetro de 1,20 mm especificado pela norma AWS A5.20/A5.20M (72) classificado como E71T-1, a proteção gasosa foi de 100% de CO₂. A composição química e as propriedades mecânicas do eletrodo tubular são mostradas na Tabela 9 e Tabela 10, respectivamente.

Tabela 9: Composição química do consumível utilizado para o passe de raiz de acordo com a norma AWS. (36)

Consumível E71T-1	Quantidade (%)				
	C	Mn	Si	S	P
	0,12	1,75	0,9	0,03	0,03

Tabela 10: Propriedade mecânica do eletrodo utilizado para o passe de raiz. (73)

Consumível E71T-1	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Impacto a -27°C (J) *
	490-670	390	22	27

*Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy

O consumível utilizado para os processos de soldagem foi escolhido segundo critério da norma AWS D1.1. Comparando as propriedades mecânicas do metal de base (Tabela 8) e do metal de adição (Tabela 10), observa-se que apresentam propriedades mecânicas equivalentes. Esta condição é descrita na norma AWS D1.1 como “matching” das propriedades mecânicas, isto é, as propriedades mecânicas do metal de solda são similares às do metal de base.

Fazendo uma comparação entre o teor de carbono encontrado no metal de base e o sugerido por norma para o metal de adição, observa-se que o percentual de carbono é muito próximo sendo de 0,15 % para o metal de base e de 0,12 % para o metal de adição.

Para a realização do processo de soldagem ao arco submerso foi utilizado o fluxo neutro. Os passes de enchimento foram executados por meio do eletrodo sólido com diâmetro de 3,98 mm e a proteção da poça de fusão foi feita com uso de fluxo neutro. O consumível que foi utilizado segue a especificação da norma AWS A5.17/A5.17M classificado como F7P2 - EM12K. A composição química e as propriedades mecânicas do metal de adição para o processo arco submerso são apresentadas na tabela a seguir.

Tabela 11: Composição química e propriedade mecânica do fluxo e eletrodo.

F7P2-EM12K*	Composição química (%)							
	SiO ₂	MnO	MgO	CaF ₂	Na ₂ O	Al ₂ O ₃	TiO ₂	Ferro ligas
	11	1	14	19	2	37	12	3 max
	Propriedades mecânicas							
	Limite de escoamento (MPa)		Resistência a tração (MPa)		Alongamento (%)		Ensaio de impacto Charpy (J)** -mínimo	
	450		570		30		117	

*Classificação segundo AWS A5/17.23

**Realizado a -29C

4.4 Equipamento para os processos de soldagem.

O equipamento de soldagem utilizado para o processo de arame tubular, para a soldagem do passe de raiz, foi o modelo ESAB Smashweld® 350 Topflex com alimentador MEF 30N. O gás de proteção aplicado foi de 100% CO₂ com vazão de 14l/min. Para realização dos passes de enchimento dos EXP1 e EXP2 foi utilizado o processo de soldagem ao arco submerso com a fonte Lincoln Electric IDEALARC

DC-1000. Os parâmetros do equipamento para a soldagem realizada nos experimentos EXP1 e EXP2 estão apresentados na Tabela 12 e Tabela 13. As energias de soldagem dos dois arames, na mesma poça de fusão, foram somadas para efeito de cálculo.

Tabela 12: Variáveis de soldagem para o EXP1 com um arame.

EXPERIMENTO EXP1					
Parâmetros	Passe de Raiz	Enchimento lado face	Enchimento lado oposto	Acabamento lado face	Acabamento lado oposto
Processo de soldagem	Arame tubular	Arco submerso (CCEN)	Arco submerso (CCEN)	Arco submerso (CCEN)	Arco submerso (CCEN)
Tensão (V)	27	34	34,5	34	32
Corrente (A)	140	468	420	620	650
Velocidade de soldagem (mm/s)	3,6	5,5	5,0	5,4	3,95
Eficiência (**)	0,8	0,95	0,95	0,95	0,95
Energia (KJ/mm)	0,84	2,75	2,75	3,71	5,00

* Corrente contínua eletrodo no negativo.

**fator eficiência do arco segundo Ref. (74)

Tabela 13: Variáveis de soldagem para o EXP2 com dois arames.

EXPERIMENTO EXP2					
Parâmetros	Passe de Raiz	Enchimento lado face*		Enchimento lado oposto	
Processo de soldagem	Arame tubular	1º Arame A.S (CCEN*)	2º Arame A. S (CA**)	1º Arame A. S (CCEN)	2º Arame A. S (CA)
Tensão (V)	27	29,5	32	29	33
Corrente (A)	140	620	540	620	540
Velocidade de soldagem (mm/s)	3,42	8,83	8,83	8,83	8,08
Eficiência	0,8	0,95	0,95	0,95	0,95
Energia (KJ/mm)	0,88	1,97	1,86	1,93	2,09

* Corrente contínua eletrodo no negativo.

** Corrente alternada.

4.5 Execução do Processo de soldagem.

Foram utilizadas quatro chapas para execução dos experimentos, cada uma com dimensões de 500 mm de comprimento por 300 mm de largura e 20,5 mm de espessura (Figura 26), sendo assim, foi soldado um par de chapas para cada condição. Um esquema das chapas soldadas está representado na figura abaixo:

Figura 26: Esquema dos corpos de provas preparados para soldagem.

Figura 27: Detalhe do chanfro adotado por os dois corpos de provas.

A soldagem dos dois experimentos foi executada na posição plana e para ambos foi adotado o mesmo tipo de geometria de junta, conforme representado na Figura 27. Os corpos de prova para os diferentes ensaios e análises foram retirados da chapa pelo processo de corte oxiacetileno e a ZAC do processo de corte foi retirada por usinagem.

A principal diferença entre o experimento EXP1 e o EXP2 é que no primeiro foi utilizado o processo ao arco submerso com corrente contínua polaridade direta

(CCD), e no segundo caso foi utilizado a técnica Tandem com dois arames. A soldagem ao arco submerso no primeiro arame aplicou corrente contínua polaridade direta (CCD), e no segundo arame a corrente alternada (CA). Conforme esquematizado na figura seguinte.

Figura 28: Esquema representando a técnica Tandem utilizada.

4.6 Sequência de soldagem

Para o experimento EXP1 a soldagem teve início com o passe de raiz no lado face, com o processo arame tubular com proteção gasosa 100% CO₂. Após soldagem com arame tubular na raiz, foi realizada goivagem no lado oposto à soldagem para remoção do excesso de metal fundido. Entre a soldagem dos passes subsequentes, houve o resfriamento do corpo de prova ao ar até atingir a temperatura ambiente, em torno de 25°C. Na sequência, foi feita esmerilhamento do chanfro para a realização dos passes de enchimento. Após a realização dos passes, os corpos de prova foram resfriados ao ar até temperatura ambiente.

A sequência de soldagem para o experimento EXP2 foi iniciada com a realização do passe de raiz pelo lado denominado lado face, realizada pelo processo com arame tubular sem a realização de pré-aquecimento. O segundo cordão de solda foi realizado no lado face após a limpeza da superfície do cordão da raiz por esmerilhamento.

Os passes de enchimento e acabamento foram executados pelo processo de soldagem ao arco submerso Tandem com dois arames à temperatura ambiente. Também para o terceiro cordão de solda no lado oposto sob o cordão da raiz utilizou-se o processo arco submerso Tandem com dois arames.

4.7 Caracterização metalográfica

Após a etapa de soldagem foram extraídas das juntas soldadas referentes aos corpos de prova EXP1 e EXP2 amostras destinadas a macrografia e aos ensaios de caracterização metalográfica.

4.7.1 Macrografia

Foi feita a macrografia dos EXP1 e EXP2 para verificação dos cordões de solda e da zona afetada pelo calor (ZAC). A fim de revelar as regiões pretendidas utilizou-se 5% de Nital e as imagens foram obtidas através de uma lupa estereoscópica da marca Carl Zeiss® e software Axio Vision®.

4.7.2 Microscopia óptica

Foi retirada uma amostra da junta soldada de cada condição de experimento, as quais foram submetidas ao embutimento a frio com diâmetro de 50 mm a fim de obter toda a região da junta soldada e proporcionar melhor condição de manuseio da amostra durante os procedimentos para análise metalográfica. Em seguida as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente Nital 2%; seguindo procedimento padrão de técnicas metalográficas.

A observação dos corpos de prova foi feita no microscópio ótico OLYMPUS BX60M, com câmara Altra 20 e software de sistemas de imagem Analysis GETIT. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente Nital 2%.

Tabela 14: Nomenclatura usada para classificação dos microconstituintes. Modificado de (75).

Classificação da estrutura principal	Terminologia e categoria			Descrição da estrutura presente
	Geral	Principal	Sub	
Transformação reconstrutiva (controlada por difusão, com cinética lenta de formação)				
Ferrita	PF*	PF(GB)	PF(G)*	Contorno de grão ferrita primária Ferrita alotriomórfica Ferrita poligonal Veios de ferrita
			PF(NA)	Ferrita poligonal primária não-alinhada
		PF(I)	PF(I)	Ferrita idiomorphica
Perlita	P*	P*	FC(P)*	Perlita lamelar Perlita degenerada Colônias finas de perlita
			FC*	Ferrita-agregados de carbonetos
Ferrita de Widmanstätten	WF	WF(GB)	FS(A)*	Ferrita de Widmanstätten com microconstituente alinhada Placas laterais com ferrita de Widmanstätten
			FS(NA)*	Ferrita de Widmanstätten com microconstituente não alinhada
			FS(I)	Placas laterais de ferrita de Widmanstätten intergranular
			PF(I)	Placas de ferrita de Widmanstätten
			AF*	Ferrita de Widmanstätten acicular
Bainita	B	B(GB)	FS(A)*	Ferrita bainítica com carbonetos alinhados Agregados de bainita
			FS(NA)*	Ferrita bainítica com carbonetos não alinhados
			FS(UB)*	Bainita superior
Transformação displaciva (controlada pelo cisalhamento, com cinética rápida de formação)				
Martensita	M*	M*	M(L)	Ripas de Martensita
			M(T)	Martensita maclada

* Terminologia adotada pelo IIW.

* Terminologia adotada pelo IIW.

Para caracterizar os microconstituintes das juntas soldadas dos experimentos identificados como EXP1 e EXP2, foi adotada a classificação de microestrutura de acordo com o “International Institute for Welding” (IIW)). (76). Nesta classificação a ferrita proeutetóide, que nucleia nos contornos dos grãos austeníticos e resultam em filme de contorno de grão, é classificada como ferrita de contorno de grão. A ferrita proeutetóide, que tem nucleação intergranular, é classificada como ferrita poligonal,

e bainita superior e ferrita de Widmanstätten (WF) são classificadas como ferrita de segunda fase alinhada. A referência 75 apresenta WF como sendo resultado de uma transformação displaciva, entretanto outras pesquisas provaram que a WF pode nuclear a partir dos contornos de grãos da ferrita através de mecanismo difusional. (77)

A microestrutura constituída por perlita e ferrita de carbonetos não alinhados, produtos da decomposição eutetóide, são classificados como ferrita com agregados de carbonetos. O quadro resumo com a classificação adotada está representado na Tabela 14.

4.7.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

O tipo de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto Charpy foi observada por microscopia eletrônica de varredura a fim de avaliar a característica da fratura resultante.

4.7.4 Análise por difração de raio X.

O estudo por difração de raio X foi efetuado através do método do pó, mediante o emprego de difratômetro de raios X, marca Philips, modelo MPD 1880. A identificação das fases cristalinas foi obtida por comparação do difractograma da amostra com os bancos de dados do ICDD – “International Centre for Diffraction Data (2003)” e PAN-ICSD – “PANalytical Inorganic Crystal Structure Database (2007)”. As condições de análise para a obtenção dos difractogramas foram: Radiação de $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,5417 \text{ \AA}$), energia 40mA 40kV, faixa angular $2,5\text{-}90^\circ$ (2θ), passo angular $0,02^\circ$, com tempo /passo de 2 s.

4.8 Ensaaios mecânicos

4.8.1 Retirada das amostras para ensaios mecânicos

A Figura 29 representa as regiões do corpo de prova nas quais foram retiradas as amostras para realização dos ensaios mecânicos. Para cada corpo de prova foram retiradas as seguintes quantidades de amostras: 4 amostras para o

ensaio de dobramento, 2 amostras para o ensaio de tração e um total de 48 amostras para o ensaio de impacto Charpy. A retirada das amostras do corpo de prova para os ensaios mecânicos foi feita com base na norma AWS D 1.1.

4.8.2 Ensaio de tração

Para realização do ensaio de tração extraiu-se dois corpos de provas para cada condição do experimento conforme representado na Figura 29 e foram preparados de acordo com AWS D1.1/D1.1M, conforme esquematizado na Figura 27.

Figura 29: Retirada das amostras para ensaios mecânicos. (78)

Figura 30: Preparação do corpo de prova para ensaio de tração modificado de (78).

A norma AWS D1.1 define valores mínimos de resistência mecânica a tração para o aço AH36 de 490 MPa e limite de escoamento mínimo de 350 MPa. O critério de avaliação foi respaldado na referida norma, adotando que a tensão de ruptura do corpo de prova não deve ser menor que a tensão mínima especificada para o metal de base utilizado.

Os ensaios uniaxiais de tração foram executados com extensômetro marca Dinateste, modelo 102 no laboratório da TeamLab. Com estes ensaios foram determinados às seguintes propriedades mecânicas: limites de escoamento e resistência à tração.

4.8.3 Ensaio de dobramento

Os corpos de prova para o ensaio de dobramento foram retirados das chapas soldadas conforme representado na Figura 29 e as dimensões estão representadas na Figura 31 num total de quatro corpos de prova por experimento. Segundo a norma AWS D1.1, os corpos de prova foram dobrados postos sob roletes com distância de 61 mm e submetidos ao esforço de um cutelo com 38 mm de diâmetro.

O critério de aceitação seguido para o ensaio de dobramento foi que após o dobramento os corpos de prova não apresentassem trincas ou outras imperfeições (descontinuidades) maiores que 3 mm e que a soma de todas as descontinuidades maiores que 1,0 mm e menores que 3,0 mm não excedessem 10 mm.

Figura 31: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de dobramento.

4.8.4 Ensaio de microdureza

Para execução do ensaio de microdureza foi utilizado o equipamento da empresa LECO serie LM, carga de 300 g, tempo de carga de 10 s e distância entre os pontos de indentação de 0.2 mm. O referido ensaio foi realizado seguindo critérios da norma ASTM E384. A região na qual foi feito o ensaio de microdureza está representada na Figura 32. As linhas 1 e 3 correspondem ao conjunto de 60 pontos de indentação enquanto que a linha 2, a 40 pontos de indentação. O sentido da indentação foi do metal de base para o metal de solda.

Figura 32: Regiões da junta soldada onde foram realizados os ensaios de microdureza Vickers.

4.8.5 Ensaio de impacto Charpy V

Para avaliar a tenacidade do metal de base e da junta soldada foram extraídos 48 corpos de prova das chapas soldadas. Os corpos de provas (cps) foram

divididos da seguinte forma: 18 cps na junta soldada e 30 cps no metal de base com a seguinte distribuição: 15 cps no sentido longitudinal ao de laminação (LSL), entalhe transversal à direção de laminação, e 15 cps no sentido transversal à direção de laminação (TSL), neste caso o entalhe é posicionado no sentido longitudinal ao de laminação. É possível observar na Figura 33 e Tabela 15 a posição dos cps extraídos da junta soldada e a quantidade dos corpos de prova utilizados no ensaio Charpy.

Figura 33: Posição dos cps na região da junta soldada para ensaio de impacto Charpy. Segundo AWS D1.1.

Tabela 15: Quantidade dos cps extraídos para o ensaio de impacto Charpy.

Experimento	Região da junta soldada		
	A	C	D
EXP1	3	3	3
EXP2	3	3	3
Metal de base			
LSL	15		
TSL	15		

Os corpos de provas utilizados no ensaio de impacto Charpy foram usinados com dimensões de 10x10x55 mm seguindo as recomendações das normas ASTM A 370 e AWS D1.1, conforme representado na Figura 34. Foi utilizado para realização do impacto um pêndulo com capacidade para 300J, no entanto para os corpos de provas propensos a apresentarem energia absorvida superior a 250J foi usado um pêndulo com 500J de capacidade. As temperaturas propostas para a realização do ensaio Charpy foram de: -60, -40, -20, 0 e 20°C. Para comparar com valores de energia absorvida de aços naval que apresentam especificação para ensaio de impacto Charpy até -60 °C (por exemplo, EH36 e FH36).

Figura 34: Representação do corpo de prova com entalhe usado no ensaio de impacto Charpy.

As temperaturas mais baixas foram atingidas mediante imersão dos corpos de provas em nitrogênio líquido, estabilizados com variação máxima de 2°C em relação a temperatura desejada, e mantidos por um período de 10 minutos. Em seguida, o corpo de prova foi posicionado na máquina de ensaio e o pêndulo liberado, levando um tempo máximo de 5 segundos para realização do ensaio em cada corpo de prova resfriado.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados obtidos durante os experimentos. Além da análise da macrografia e caracterização microestrutural, foram abordados os ensaios de: tração, dobramento, microdureza e ensaio de impacto Charpy. O comportamento mecânico foi associado às mudanças microestruturais ocorridas na junta soldada durante a solidificação.

5.1 Caracterização macrográfica e micrográfica

5.1.1 Metal de base

A Figura 35 apresenta as imagens obtidas através de microscopia óptica no metal de base, na qual é possível observar a estrutura bandeada, característica do processo TMCP e a presença de ferrita e perlita, atacadas com Nital 2%. Da mesma forma a Figura 36 mostra a microestrutura do metal de base atacada com reagente Klemm I. Este tipo de reagente revela a ferrita com cor azul ou marrom, dependendo da orientação cristalográfica além disto, identifica a presença de cementita como pontos brancos, formando um contraste com a matriz. (79)

Figura 35: Micrografia do metal de base apresentando a estrutura bandeada, presença de grãos de ferrita (F) e regiões com perlita (P), ataque com Nital 2%.

Figura 36: Micrografia do metal de base ataque com Klemm I. Ferrita (F) na cor azul e perlita (P) na cor cinza escuro.

O tamanho médio e a distribuição de grãos ferríticos para o metal de base foram obtidos através de software de imagem OBJM3 e segundo a norma ASTM E112-96 (80), conforme apresentados na Figura 37. A faixa de tamanho para os menores grãos ferríticos na região analisada é de 8 a 9 μm , os valores para os maiores grãos estão entre 14 e 17 μm , com um valor médio de 12,5 μm . Estes dados estão de acordo com o trabalho de RUI e SHENG (21), que avaliaram o tamanho de grão para o aço AH36 obtido pelo processamento TMCP, e concluíram para o aço naval em estudo, que a resistência mecânica e a tenacidade dependem do tamanho de grão ferrítico e da espessura da chapa. As frações volumétricas das fases presentes nos corpos de provas soldados estão apresentadas na Figura 70. É possível observar que o metal de base apresentou fração volumétrica de 73,83% de ferrita. O valor complementar é composto de perlita ou agregado ferrita/cementita não lamelar. Este valor é 26% maior do que a fração volumétrica da ZAC RG para o EXP2 e 29% maior que o EXP1. As análises das frações volumétricas foram determinadas pelo uso do software de imagem Axion Vision SE64.

Figura 37: Distribuição e tamanho de grãos ferríticos para o metal de base segundo técnica de análise de imagem.

Especificamente, o tamanho de grão ferrítico e a estrutura bandada ocorreram devido transformações microestruturais da austenita durante as subsequentes etapas do processo TMCP, conforme foi apresentado no tópico “Influência do processo TMCP nos aspectos metalúrgicos”. Constata-se que as etapas subsequentes do processo contribuem para: redução inicial do tamanho de grão austenítico, promover a recristalização e expansão da região recristalizada a baixa temperatura, além de proporcionar o refinamento dos grãos austeníticos recristalizados (81). A estrutura de banda, resultado da laminação antes do resfriamento acelerado, contribui para nucleação heterogênea da transformação austenita – ferrita e para o refino de grão final. (22)

As imagens do metal de base obtidas através de microscopia eletrônica de varredura e analisadas com espectroscopia de raio X de energia dispersiva (SEM/EDS) não apresentam grande quantidade de inclusões não metálicas no metal de base, por exemplo, para área de 10 mm x 20 mm foi encontrada somente uma inclusão. Na Figura 38 é possível observar a forma, tamanho e composição química das inclusões encontradas no metal de base. As inclusões encontradas no metal de base são exemplos de aluminato de cálcio na forma esférica. (82)

(a)

(b)

Figura 38: (a) – Ferrita (F), lamelas de cementita e detalhe da inclusão não-metálica encontrada no metal de base. (b) – EDS para inclusão de aluminato de cálcio.

5.1.2 Medida da extensão da zona afetada pelo calor (ZAC)

Devido a sobreposição dos múltiplos passes aplicados (cinco passes para a condição de soldagem com um arame e três passes para condição com dois arames), diferentes ciclos térmicos foram gerados durante a soldagem. Estas diferentes faixas de picos da temperatura não só modificaram a microestrutura e as propriedades mecânicas na junta soldada, quando comparadas com o metal de base, como também influenciaram nas dimensões da ZAC (83). Os valores da energia de soldagem apresentados na Figura 39 estão relacionados com os processos de soldagem para cada passe aplicado. Já a extensão da ZAC para cada experimento pode ser observada na Figura 40 e Figura 41. Esta diferença nas extensões da ZAC ocorreu devido as diferentes energias de soldagem para os passes aplicados em cada condição de soldagem. Note-se que, no caso estudado, com o aumento da energia de soldagem ocorre o aumento da extensão da ZAC, porque a repartição térmica fica mais extensa em função do processo de soldagem para o arco submerso com um (EXP1) e dois arames (EXP2).

Figura 39: Comparação entre energia de soldagem para os passes aplicados. EXP1: soldagem com um arame; EXP. 2: soldagem com dois arames.

Figura 40: Macrografia com as medidas das extensões da ZAC do EXP1. Ataque com Nital 2%.

Figura 41: Macrografia com as medidas das extensões da ZAC do EXP2. Ataque com Nital 2%.

Analisando-se as macrografias apresentadas nas figuras Figura 40 e Figura 41, nota-se que a região da ZAC da soldagem com dois arames, EXP2, é menor que

a região da soldagem com um único arame, EXP1. Este resultado é devido à energia de soldagem utilizada nos dois experimentos.

No EXP1 foram realizados cinco passes, um de raiz, dois de enchimento e dois de acabamento. Neste caso a junta soldada foi aquecida cinco vezes. Já no EXP2 foram realizados três passes, um de raiz e dois de acabamento. Apesar dos dois arames, o EXP2 introduziu menos calor durante a soldagem. A extensão da zona afetada pelo calor está relacionada com as temperaturas de interesse e a repartição térmica do processo de soldagem. A região de crescimento de grão engloba temperaturas maiores e, consequentemente, apresenta dimensões menores, como mostra a Figura 42. Da mesma maneira proporcional à energia da soldagem, quanto maior a energia de soldagem, maior a quantidade de energia e menos concentrada é a distribuição de temperatura. A Figura 42 mostra esquematicamente, conforme os valores das energias de soldagem, as duas repartições térmicas dos dois experimentos realizados.

Figura 42: Representação esquemática das repartições térmicas com base nas energias de soldagem utilizadas com as temperaturas características das duas regiões da ZAC, região de crescimento de grão e região de refino de grão, para os experimentos 1 e 2.

Na figura acima percebe-se que, para a temperatura característica da região de crescimento de grão da ZAC (TZACcg) e para a temperatura típica da região de refino de grão (TZACrg), as regiões da ZAC do EXP2 é sempre menor que do EXP1.

A soldagem com dois arames (EXP2) é feita com corrente elevada e maior energia de soldagem que a soldagem com um arame (EXP1). Porém a quantidade de material depositado é muito maior, preenchendo toda a junta com três passes, enquanto que a soldagem com um arame utilizou cinco passes, com os dois últimos com energia de soldagem próximos ou maiores que a soldagem com dois arames. Isso significa que as regiões aquecidas pelos passes de acabamento, no EXP1, reaqueceram a junta e produziram um aumento nas regiões da ZAC.

5.1.3 Caracterização da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP1

A literatura consultada mostra que a região de refino de grãos da ZAC consiste em finos grãos ferríticos. Nesta região, durante o processo de soldagem, a temperatura é suficiente para formar a austenita, no entanto o pico de temperatura alcançado não é suficiente para dissolver completamente os precipitados (carbonetos e nitretos) como ocorre na zona de ZAC CG. Consequentemente, ao formar os finos grãos ferríticos, o crescimento de grão da austenita é suprimido. (84)

Figura 43: Micrografia da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP1 mostrando ferrita (F) e perlita (P). Ataque Nital 2%.

Figura 44: Micrografia da ZAC RG do EXP1 mostrando ferrita (F), perlita (P), ferrita -agregados de carbonetos (FC) e ferrita de contorno de grão (GF). Ataque Nital 2%.

A Figura 43 e Figura 44 indicam a área analisada da ZAC e as microestruturas presentes na região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) para a condição de soldagem com um arame (EXP1). Esta microestrutura é constituída por ferrita poligonal (PF) e perlita (P). A análise do tamanho de grão ferrítico e a sua distribuição podem ser observados na Figura 45.

A ferrita poligonal (PF) é formada a partir da decomposição da austenita a altas temperaturas. Também é caracterizada pela presença de contornos de grãos poligonais ou equiaxiais contendo baixa densidade de discordâncias (85). A explicação para a presença de PF na região de ZAC RG está no fato de que a taxa de resfriamento nesta região é menor que na ZAC CG e no metal de solda. Assim, foi visto na literatura que as curvas CCT para o aço em estudo, com taxa de resfriamento entre 1 e 5 °C/s resulta em uma microestrutura constituída basicamente de ferrita poligonal e perlita (86). A microestrutura da região da ZAC RG apresenta baixa fração volumétrica do microconstituente MA segundo análise feita por metalografia colorida, Klemm I. Isto pode ser constatado na Figura 46 a qual apresenta a microestrutura atacada da região citada.

Figura 45: Análise do tamanho de grão ZAC RG para o EXP1 através de software de imagem OBJM3, imagem da microestrutura.

Figura 46: Micrografia da região de refino da ZAC, EXP1, mostrando ferrita poligonal (PF) e perlite (P). Ataque Klemm I.

O tamanho de grão ferrítico na região ZAC RG (Figura 45) está entre 10 e 12 ASTM, sendo 27% maior que o tamanho de grão ferrítico do metal de base (Figura 37). Na região mencionada é possível relacionar o tamanho de grão com os ciclos térmicos de soldagem. Durante a soldagem, a temperatura é alta o suficiente para que ocorra a austenitização do aço. No entanto, na região da ZAC CG o tempo na temperatura não é suficiente para dissolver os precipitados completamente, impedindo o crescimento de grão austenítico. Durante o resfriamento, ocorre a transformação dos grãos austeníticos em ferrita. (87)

5.1.4 Caracterização da região de crescimento de grão da ZAC (ZAC CG) do EXP1

A microestrutura presente na região de ZAC CG para o EXP1 pode ser observada na Figura 47 e Figura 48. Na Figura 49 tem-se a imagem da microestrutura com reagente Klemm I. Esta microestrutura é constituída de ferrita de contorno de grão (GF), agregados de martensita e austenita (MA), ferrita poligonal (PF) e ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita desalinhada com carbonetos FS(NA) além de ferrita com carbonetos agregados (FC). Pela Figura 50 é possível observar a presença de microconstituintes pela técnica de microscopia eletrônica de varredura.

A ZAC CG atinge temperaturas acima da temperatura crítica (A_{c3}), isto favorece o crescimento do grão austenítico. Neste trabalho constata-se que o tamanho de grão austenítico e a largura da ZAC CG aumenta quando a energia de soldagem diminui, este resultado concorda com dados da literatura consultada. (88)

Figura 47: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita de contorno de grão (GF), placas laterais de ferrita de Widmanstätten (FS(I)). Ataque Nital 2%.

As transformações da microestrutura para a ZAC CG ocorreram pois, na soldagem com multipasses a microestrutura da região de crescimento de grão da zona afetada pelo calor (ZAC CG) é afetada pelo ciclo térmico inicial e refinada pelos subsequentes passes de soldagem. Assim, o pico de temperatura do último passe excede a temperatura A_{c3} (região com as fases ferrita e austenita) em seguida, com o resfriamento, a austenita resultante poderá decompor-se em ferrita, ferrita de Widmanstätten, bainita e/ou microconstituente constituído de martensita e austenita retida, chamado de MA. (89)

Figura 48: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita de contorno de grão (FG) e ferrita não alinhada (FS(NA)), Ataque Nital 2%.

Figura 49: Micrografia da região ZAC CG, EXP1, destacando presença de microconstituintes MA, Ataque Klemm I.

Figura 50: Microscopia eletrônica de varredura, mostrando microconstituintes de MA e grãos austenítico prévio na região ZAC CG, EXP1.

A microestrutura presente no passe de raiz é observada na Figura 51, a qual é constituída basicamente por perlita (P) e ferrita poligonal (PF). Nota-se que o passe de raiz foi executado pelo processo arame tubular e a energia de soldagem aplicada foi de 0,84 kJ/mm. Este valor corresponde a 15,5% da energia de soldagem aplicada

no passe de enchimento pelo processo arco submerso. Assim, resultando em baixa taxa de resfriamento se comparado com os demais passes. A Figura 52 mostra a microestrutura do passe de raiz visualizada por microscopia óptica tendo como ataque o reagente Klemm I.

Figura 51: Microestrutura da região do passe de raiz. Ataque: Nital 2%.

Figura 52: Microestrutura da região do passe de raiz. EXP1. Ataque: Klemm I

5.1.5 Caracterização do metal de solda do EXP1

A macrografia mostrada na Figura 53 indica a região onde foram feitas as imagens por microscopia óptica dos passes de enchimento do lado face e lado oposto. A região do passe de enchimento corresponde a Figura 53 (b), onde é possível contemplar que a microestrutura é composta por ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita acicular (AF) e ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)).

A classificação microestrutural segundo o IIW refere-se para todas as formas de ferrita de Widmanstätten e bainita como ferrita com segunda fase (FS). Em particular a ferrita com segunda fase alinhada FS(A), apresentada na Figura 53, cresce a partir da ferrita de contorno de grão. Da mesma forma; a Figura 53(b) mostra a microestrutura presente no passe de enchimento do lado oposto constituída por ferrita poligonal (PF).

Ambos os passes de enchimento (lado face e lado oposto) foram reaquecidos pela energia de soldagem gerada nos passes de acabamento. No entanto observa-se que as transformações microestruturais foram diferentes, pois a energia de soldagem no passe de acabamento lado face foi de 3,7 kJ/mm e para o passe do lado oposto de

5 kJ/mm. Estes diferentes valores de energia geraram diferentes taxas de resfriamento.

Figura 53: (a) – Macrografia apresentando regiões do passe lado face e lado oposto. (b) - Micrografia do passe de enchimento na ZF, mostrando ferrita de contorno de grão PF(G), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita acicular (AF), EXP1, ataque Nital 2%.

Figura 54: Micrografia do passe de enchimento, na ZAC, do lado oposto, EXP1, mostrando a presença de ferrita poligonal (PF) e perlita (P), Ataque Nital 2%.

As microestruturas presentes nos passes de acabamento do lado oposto e do lado da face apresentaram diferentes transformações, conforme podem ser observadas na Figura 55 e Figura 56. Analisando o passe de acabamento lado oposto é possível identificar na microestrutura a presença de ferrita com segunda fase (FS), a qual cresce a partir da ferrita de contorno de grão. Em uma análise qualitativa a FS no passe de acabamento lado face não é tão evidente quanto no passe lado oposto.

A principal razão para estas transformações terem ocorrido foi devida a diferente taxa de resfriamento para cada passe a partir do estado austenítico (90). O ataque com reagente Klemm I confirmou que nos passes de acabamento não houve formação de microconstituintes MA para o metal de solda do EXP1, conforme observado na Figura 57 e Figura 58.

Figura 55: Micrografia da região do passe de acabamento lado face mostrando microestrutura de ferrita acicular nucleando em inclusões. EXP1. Ataque Nital 2%.

Figura 56: Micrografia da região do passe de acabamento lado oposto mostrando microestrutura de ferrita acicular nucleando em inclusões, ferrita de segunda fase (FS) e ferrita de contorno de grão (GF). EXP1. Ataque Nital 2%.

Figura 57: Micrografia mostrando região do passe de acabamento lado oposto, EXP1, Ataque Klemm I.

Figura 58: Micrografia mostrando região do passe acabamento lado face, EXP1. Ataque Klemm I.

A principal microestrutura presente nos passes de enchimento é a AF, a qual é formada por finas agulhas ou placas de ferrita que crescem por nucleação intergranular em inclusões não metálicas presentes na matriz. Diversos mecanismos foram desenvolvidos para explicar como ocorre a nucleação da AF a partir de inclusões não metálicas. É de comum acordo que quatro variáveis estão relacionadas, são elas: 1) nucleação heterogênea simples em partícula inerte, 2) nucleação epitaxial nas inclusões com interface coerente para com partículas ferríticas, 3) coeficiente de expansão térmica das inclusões na matriz do aço e por fim, 4) o empobrecimento do soluto na matriz próximo à inclusão. (91, 92)

Através dos resultados de EDX, Figura 59, é possível observar a composição química das inclusões presentes no metal de solda. Os maiores valores em percentuais são 27% Mn, 26.9% O, 14% Al, 16% Si e 13%Ti.

Figura 59: (a) Imagem obtida por MEV, técnica de elétrons espalhados.

5.1.6 Caracterização da região de refino de grão da ZAC (ZAC RG) do EXP2

A região de refino de grão da ZAC para o EXP2 é muito parecida com a do EXP1, sendo constituída por ferrita e perlita, a diferença está no tamanho de grão o qual apresenta ser mais refinado para o EXP2, sendo de 2 μm , enquanto que o do EXP1 é de 5 μm . Em termos da fração volumétrica de ferrita o EXP2 apresenta 16% maior que o EXP1. A microestrutura para a ZAC RG do EXP2 é mostrada nas figuras a seguir.

(a)

Figura 60: (a) Micrografia mostrando a região ZAC RG do EXP2. Ataque Nital 2%. (b) ZAC RG, ataque Klemm I.

Figura 61: Distribuição e tamanho de grão ferrítico na ZAC RG do EXP2. (a) Tamanho de grão pela técnica ASTM E112. (b) Tamanho de grão em micrômetros.

5.1.7 Caracterização da região de crescimento de grão da ZAC (ZAC CG) do EXP2

A região ZAC CG do EXP2 é constituída basicamente por ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), ferrita e agregados de carbonetos (FC), além de austenita retida e microconstituintes MA, como é possível observar da Figura 62 e Figura 63. Consoante ao exposto anteriormente, a região ZAC CG do EXP2 sofreu maior taxa de resfriamento que a ZAC CG do EXP1, isto contribuiu para presença de maior fração de MA (93). Estudos mostram que os microconstituintes austenita/martensita são formados em uma faixa de temperatura intercrítica entre as linhas que representam o campo bifásico austenita - ferrita (entre as linhas A_1 e A_3). (94)

Uma breve discussão sobre a formação dos agregados MA é apresentada como segue: quando ocorre a transformação austenita - ferrita, durante o resfriamento, a austenita remanescente é enriquecida por carbono. A ferrita se torna estável em virtude da baixa solubilidade do carbono na mesma. Deste modo, parte da austenita se decompõe em ferrita e carbonetos. Se a taxa de resfriamento for rápida o suficiente, a decomposição não ocorre. Ao invés disto, a austenita remanescente transforma-se em martensita e/ou em pequena quantidade de austenita retida. Este resultado é chamado de microconstituente austenita - martensita. Trata-se de uma mistura austenita/martensita qual não é possível identificar a distinção entre elas na microscopia óptica. (95)

Comparando a região ZAC CG do EXP1 com o EXP2 é possível observar que o segundo caso apresenta maior fração de microconstituintes MA. Isto por causa das transformações sofridas na região ZAC CG do EXP1 em virtude do reaquecimento gerado pelos passes subsequentes.

As morfologias ferríticas FS(A) e FS(NA) (ou ferrita de Widmanstätten) presentes na ZAC CG do EXP2 podem apresentar dois tipos de nucleação. O primeiro tipo é a ferrita de Widmanstätten secundária, a qual cresce como placas paralelas, separadas por austenita não transformada, dependendo da taxa de resfriamento, e a nucleação ocorre a partir da ferrita poligonal.

A austenita entre as placas de FS(A) ou FS(NA) pode ficar retida e/ou ser parcialmente transformada em martensita ou carbonetos e nitretos até atingir a temperatura ambiente, gerando microconstituente MA.

O outro tipo de nucleação é o da ferrita de Widmanstätten (WF) primária. A WF primária apresenta nucleação diretamente nos contornos de grãos da austenita que não foram convertidos em ferrita poligonal. O percentual de elemento de liga e alta taxa de resfriamento contribui para a formação de WF primária. (96)

Figura 62: Micrografia da região ZAC CG, EXP2, mostrando ferrita alinhada com carbonetos (FS(A)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), ferrita -agregados de carbonetos (FC). Ataque Nital 2%.

Figura 63: Micrografia da região ZAC CG destacando a presença de microconstituente MA, EXP2. Ataque Klemm I.

Figura 64: Microscopia eletrônica de varredura SE, mostrando microconstituintes de MA, região ZAC CG, EXP2.

Figura 65: Microscopia eletrônica de varredura BSE, mostrando microconstituintes de MA, região ZAC CG, EXP2.

A região ZAC CG do EXP2 apresenta maior fração de FS(NA) e de FS(A) além de maior quantidade de agregados MA se comparado com a região ZAC CG do EXP1, devido a energia de soldagem aplicada para cada condição de soldagem. Para

o EXP1 a energia de soldagem chega a 5 kJ/mm e o EXP2 3.8 kJ/mm (referente a soma da energia de soldagem em cada arame, 1º arame com CD e 2º arame com CA). A menor energia de soldagem gera maior taxa de resfriamento. Assim favorece que microconstituintes como carbonetos e agregados MA fiquem retidos entre as placas de FS(NA) ou FS(A). (97)

A menor quantidade de ferrita poligonal também está associada as diferentes energias de soldagem nas condições de soldado. O EXP1 apresenta maior quantidade de ferrita poligonal quando comparada com o EXP2, pois, maior valor de energia de soldagem resulta na formação da ferrita poligonal (97). A determinação do tamanho de grão médio da ferrita poligonal foi feito com uso do software de imagem Imagej, o valor para a região da ZAC CG do EXP2 é de 22 μm .

É possível identificar a presença de ferrita de contorno de grão na região ZAC CG do EXP1, na mesma região para o EXP2 não ocorreu a formação de ferrita de contorno de grão, mas houve a formação de maior quantidade de ferrita poligonal.

5.1.8 Caracterização do metal de solda do EXP2

As transformações microestruturais nos passes de enchimento lado oposto e lado face não apresentaram diferenças significativas quando comparados um com o outro. Conforme pode ser constatado na Figura 66 e Figura 67, ambos os passes são constituídos por ferrita acicular, ferrita de contorno de grão e em menor quantidade ferrita primária poligonal intergranular. Foi discutido anteriormente que a presença de ferrita acicular está associado com o alto volume de inclusões não metálicas no metal de adição, que é característico do processo ao arco submerso (52). Não foram identificados microconstituintes MA nos passes de acabamento para o EXP2 conforme pode ser visto na Figura 68 e Figura 69.

Figura 66: Micrografia da região do passe de acabamento lado oposto, EXP2, ataque Nital 2%.

Figura 67: Micrografia da região do passe de acabamento lado face, EXP2, ataque Nital 2%.

Figura 68: Micrografia da região do passe de acabamento lado face, EXP2, Ataque Klemm I

Figura 69: Micrografia da região passe de acabamento lado oposto, EXP2. Ataque Klemm I.

Comparando as micrografias do EXP1 e EXP2 é possível observar que os passes de acabamento do EXP1 apresentam maior fração volumétrica de ferrita

acicular (AF). Por outro lado, o passe de acabamento do EXP2 apresenta maior fração volumétrica de ferrita de segunda fase e ferrita de contorno de grão. Já a região ZAC CG para o EXP2 apresenta uma maior quantidade de regiões onde houve formação de austenita retida e agregados MA.

5.1.9 Quantificação das fases e microconstituintes presentes nas juntas soldadas dos experimentos 1 e 2

As fases foram caracterizadas a partir das micrografias das regiões analisadas por microscopia óptica. A Figura 70 mostra as frações volumétricas de ferrita e de perlita ou de agregado ferrita cementita nas duas regiões da ZAC caracterizadas e para os dois experimentos realizados. Os valores medidos para o metal base foi de 74,0% de ferrita e 26,0% de perlita ou agregado ferrita cementita.

Figura 70: Fração volumétrica das fases presentes nas regiões da ZAC para os dois experimentos realizados.

Com relação à ZAC CG, onde ocorreu o crescimento de grão, quanto maior o tempo nesta região menor a velocidade de resfriamento e maior a possibilidade de que ocorra a transformação da austenita em uma quantidade maior de perlita ou agregado ferrita/cementita, como é o caso do EXP1, soldado com um arame. Por outro lado, o experimento 2, soldagem com dois arames, permanece um tempo menor nessa faixa de temperatura e, assim, resfria mais rápido, tendo como

consequência, uma fração volumétrica menor para as fases presentes na ZAC, como mostra a Tabela 16.

Já a ZAC RG do EXP1, o experimento com maior número de passe, e repartição térmica mais larga, apresentou uma redução maior na fração volumétrica da ferrita que o metal base. Isto é um indício de que a velocidade de resfriamento foi menor, dando mais tempo para que as transformações de fase ocorressem nessa região da ZAC, como mostra a Tabela 16.

Na Figura 70 nota-se a medição da fração volumétrica das fases Ferrita e Cementita ou Perlita para ambos os experimentos. Na região de grão grosseiro (GC) observa-se que o experimento soldado com dois arames apresenta quinze por cento a mais de ferrita quando comparado com o experimento soldado com um arame. Quando compara-se com o metal de base, o experimento com um arame possui vinte e nove por cento a menos de fração volumétrica de ferrita que o metal de base e o experimento com dois arames apresenta uma redução de doze por cento.

Tabela 16: Alteração das frações volumétricas das regiões da ZAC comparadas com a fração volumétrica do metal base.

Experimento	Região da ZAC	Fração volumétrica da ferrita (%)	Alteração da fração volumétrica com relação ao MB (%)
EXP1 (um arame)	RG (refino de grão)	62,2	15,9
EXP2 (dois arames)		71,2	3,8
EXP1 (um arame)	CG (crescimento de grão)	57,5	22,3
EXP2 (dois arames)		66,5	10,1

Na região de grão refinado, o experimento com dois arames continua apresentando uma fração volumétrica de ferrita maior, aproximadamente de quatorze por cento, que no experimento com um arame. Porém ambos os experimentos apresentam uma redução desta fração volumétrica ao se comparar ao metal de base,

aproximadamente de vinte um por cento para o experimento com um arame e apenas 4 por cento para o experimento com dois arames

Analisando a Tabela 16, nota-se que as duas frações volumétricas, ferrita e perlita ou agregado ferrita/cementita, são bem menores que a do metal base, nas duas regiões da ZAC, para os experimentos conduzidos nesta dissertação. Comparando-se as alterações das frações volumétricas entre os experimentos, o EXP2 apresenta uma menor alteração que o EXP1.

Como as transformações de fase que ocorrem na ZAC são em condições de não equilíbrio termodinâmico, o EXP2 apresenta uma maior velocidade de resfriamento que o EXP1 e, assim, o tempo em cada temperatura durante o resfriamento da ZAC é menor. Como estas transformações de fase são função do par tempo e temperatura, que é governado pela difusão, é de se esperar que a região da ZAC que resfria mais rápido apresente uma fração volumétrica mais próxima do metal de base. Este é o caso do EXP2.

Quando se trata do microconstituente MA, o raciocínio é igual ao anterior, e está associado à dissolução de carbonetos e ao aumento de carbono em solução sólida e a sua difusão ou não durante o resfriamento. Caso não ocorra a difusão, o carbono em solução favorece a estabilização da austenita, além de aumentar a sua temperabilidade. Assim, o aumento do carbono em solução e a não precipitação de carbonetos no resfriamento favorecem a formação do microconstituente MA, isto é, austenita e martensita. Para que isso corra é importante que a região fique o menor tempo possível nas temperaturas de interesse, que é o caso do EXP2. A Figura 71 mostra as frações volumétricas do microconstituente MA para as condições estudadas e para as regiões da ZAC caracterizadas.

Como a fração volumétrica do microconstituente MA foi medida pela técnica de ataque colorido e, as vezes, esta técnica pode não ser suficiente para identificar as fases de maneira inequívoca, foi utilizada a técnica de difração de Raio X para identificar as fases. Mediante a técnica de difração de Raios X foram identificadas as fases austenita, martensita e ferrita. Foram feitas as difrações de Raios X nas regiões da ZAC onde ocorreu o crescimento de grão, que segundo análise de imagem

apresentavam maiores frações volumétricas de MA. Os resultados dos difractograma estão apresentados nas Tabela 17 e Tabela 18.

Figura 71: Fração volumétrica do microconstituente MA presente nas regiões da ZAC para os dois experimentos realizados.

Tabela 17: Fases de interesse presentes no difractograma da amostra do EXP1.

Ângulo (graus)	Distância (Angstroms)	Fase	Plano	Observação
42,8291	2,115	austenita	111	
44,7742	2,02251	martensita	101	
44,8983	2,02222	ferrita	110	
45,197	2,0045	martensita	110	*
50,776	1,7966	austenita	200	*
65,2866	1,4316	ferrita	200	
82,3971	1,1695	ferrita	211	

* Planos indexados manualmente.

Tabela 18: Fases de interesse presentes no difractograma do EXP2.

Ângulo (graus)	Distância (Angstroms)	Fase	Plano	Observação
42,757	2,1131	austenita	111	*
44,058	2,0537	martensita	101	
44,944	2,0153	ferrita	110	
45,514	1,9913	martensita	110	*
50,653	1,8007	austenita	200	*
65,338	1,4270	ferrita	200	
82,419	1,1692	ferrita	211	

* Planos indexados manualmente.

A partir dos dados das Tabela 17 e Tabela 18, foram feitos os dois difratogramas, que estão apresentados na Figura 72.

Figura 72: (a) Difratograma para corpo de prova soldado com um arame (EXP1). (b) Difratograma para corpo de prova soldado com dois arames (EXP2).

As análises feitas por difração de raio x confirmaram a presença das fases austenita e martensita nos experimentos em estudo, conforme está apresentado nas Tabela 17, Tabela 18 e na Figura 72. Este fato sugere a veracidade de que a metalografia colorida pelo reagente Klemm I realmente identificou os microconstituintes MA.

É possível observar na Figura 71 as frações volumétricas dos microconstituintes MA para o EXP1 e EXP2, separadas por região da junta soldada. Observa-se maior quantidade de MA na ZAC CG para as duas condições de soldagem. Sendo que o EXP2 apresentou aproximadamente uma fração 60% maior do que o EXP1. É possível que a maior energia de soldagem e a sobreposição dos passes tenham sido responsáveis pela redução de MA no EXP1. De fato o MA representa uma fração volumétrica muito pequena, também é encontrado na microestrutura de forma bastante dispersa e apresenta tamanho médio de 1,2 μm .

Tabela 19: Comparação entre os parâmetros de rede (Å).

Fase	Célula unitária	Parâmetro de rede	Padrão JCPDS	EXP1	EXP2
ferrita	ccc	a	2,8664	2,85	2,86
austenita	cfc	a	3,6599	3,68	3,69
martensita	tetragonal	a	2,859	2,82	2,83
		c	2,937	3,00	2,89
		c/a	1,0273	1,06	1,02

5.1.10 Medida do tamanho de grão das regiões da junta soldada e do metal de base

Na Figura 73 observa-se que o tamanho de grão na região de grão refinado (GR) do experimento soldado com um arame é sessenta por cento maior que o tamanho de grão no experimento soldado com dois arames. O tamanho de grão do metal de base é duas vezes e meia maior que o tamanho de grão da região GR do experimento soldado com um arame e mais de seis vezes que o tamanho de grão da região de GR do experimento soldado com dois arames.

Na região de grão grosseiro (GC) o experimento soldado com dois arames apresenta um grão vinte e três por cento maior que o experimento com um arame. O

tamanho de grão do metal de base é apenas quatro por cento menor que o tamanho de grão da região GC do experimento soldado com um arame e vinte e sete por cento menor que o tamanho de grão da região GC do experimento soldado com dois arames.

No metal de solda nota-se que, o tamanho de grão do experimento soldado com um arame foi trinta e seis por cento maior que o tamanho de grão da região soldado com dois arames. Quando compara-se com o metal de base, o metal de solda do experimento com um arame é quarenta e três por cento maior que o metal de base e o metal de solda do experimento soldado com dois arames é onze por cento maior que o tamanho de grão do metal de base.

Figura 73: Comparação do tamanho de grão das regiões da junta soldada.

5.2 Ensaio de tração

Os resultados do ensaio de tração para os dois corpos de prova (CP1 e CP2) que foram retirados do metal de base no sentido transversal de laminação, e para os corpos de provas que foram retirados das juntas soldadas do EXP1 e EXP2 identificados como CP3, CP4, CP5 e CP6 respectivamente, estão mostrados na Figura 74 e na Tabela 20.

Todos os corpos de prova romperam na região fora do cordão de solda e da ZAC com uma tensão menor que 620 MPa, esta é a tensão mínima especificada pela norma ASTM 13 (98). A redução de área após o ensaio para o CP do EXP1 foi de 0,64% e para o EXP2 de 0,47%. A Figura 75 mostra os corpos de prova após o ensaio de tração e a região onde houve o rompimento.

Figura 74: Limite de resistência à tração para os corpos de prova retirados do metal de base e dos experimentos EXP1 e EXP2.

Tabela 20: Propriedades mecânicas no ensaio de tração.

PROP. MEC	MB		EXP1		EXP2	
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6
Limite de reisitência (MPa)	541	543	561	555	554	560
ALONG (%)	46,0	45,0	45,0	45,2	45,2	45,2

(a)

Figura 75: Imagens do corpo de prova rompido após o ensaio de tração, a) Imagem lateral do cordão de solda. b) Imagem do lado face da junta soldada.

Na Figura 75 observa-se que a região da fratura no metal de base formou um pescoço que caracteriza a estricção e uma fratura típica dos metais dúcteis policristalinos conhecida por taça cone. Na Figura 76 é possível observar no corpo de prova do EXP1 um poro por falta de fusão entre o passe de enchimento e a ZAC. Este defeito não provém da propriedade intrínseca do material e poderia ser removido durante o processo de soldagem caso fosse identificado por ensaio de inspeção. Já no corpo de prova do experimento dois, Figura 77, não houve discontinuidades.

Figura 76: Corpo de prova do EXP1 rompido após o ensaio de tração mostrando detalhe da descontinuidade.

Figura 77: Corpo de prova do EXP2 rompido após o ensaio de tração.

Comparando os valores de limite de resistência, observa-se que o maior valor foi para os corpos de prova do EXP2, no entanto não houve alteração significativa, pois os valores estão dentro do desvio padrão. O menor valor de limite resistência foi obtido para os corpos de provas do metal de base, região na qual ocorreu a fratura com 3,7% menor que o valor do limite de resistência dos demais corpos de prova.

Os diferentes valores de resistência à tração ocorreram devido às transformações microestruturais e aos parâmetros de soldagem adotados. Como é possível observar no tópico Macrografia e microscopia óptica, a microestrutura do metal de solda apresenta maior proporção de ferrita acicular (AF), enquanto que a região da ZAC apresenta maior proporção de ferrita poligonal e grãos refinados que

no metal de solda. No metal de base observa-se perlita e ferrita em uma estrutura bandeada.

A presença da AF proporciona melhor resistência a tração e a tenacidade quando comparada com outras morfologias ferríticas (99). O que contribui para esta característica da propriedade mecânica é o fato de que a AF possui tamanho de grãos na ordem de 1 a 3 μm e as “agulhas” de AF estão intertravadas, separadas por contorno de grão de alto ângulo (100). Outro fator microestrutural que melhora a propriedade mecânica da junta soldada é a presença de ferrita poligonal e grãos refinados na região da ZAC (101).

Os valores de resistência a tração sofrem pequeno acréscimo com o aumento da energia de soldagem (102). Este comportamento pode ser observado ao comparar os valores obtidos no ensaio de tração para o EXP1 e EXP2 (Tabela 20). Sendo que para o primeiro caso o valor de energia de soldagem é de 5kJ/mm e para o EXP2 o valor é de aproximadamente 4kJ/mm.

5.3 Ensaio de dobramento lateral

Os corpos de provas submetidos ao ensaio de dobramento não apresentaram descontinuidades conforme pode ser observado nas tabelas abaixo e na Figura 78.

Tabela 21: Resultado do dobramento para o experimento EXP1.

Identificação	Ângulo	Descontinuidades detectadas	Laudo
C1	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C2	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C3	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C4	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado

Tabela 22: Resultados no ensaio de dobramento para o experimento EXP2.

Identificação	Ângulo	Descontinuidades detectadas	Laudo
C5	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C6	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C7	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado
C8	180°	Isento de descontinuidades	Aprovado

Figura 78: Macrografia dos corpos de prova retirados do EXP1 submetidos ao ensaio de dobramento atacados com Nital 10%.

5.4 Ensaio de microdureza

A distância entre os pontos de indentação que constituem as linhas 1, 2 e 3 foi de 0,2 mm e foram marcados no sentido do metal de base (MB) para o metal de solda (MS) conforme apresentados na Figura 79. A linha 1 e linha 3 correspondem as regiões dos passes de enchimento/acabamento lado oposto e lado face para o EXP1.

Considerando o EXP2, as linhas 1 e 2 correspondem as regiões dos passes de acabamento lado oposto e lado face. Pela análise da Tabela 23 é possível observar que os valores da HV na região L1EXP1 são menores que os valores da HV do L3EXP1. Isto ocorre devido as diferentes energias de soldagem na região correspondente a cada linha.

Os passes de enchimento/acabamento do lado oposto (correspondentes a região da L1EXP1) tiveram energia de soldagem de 5 kJ/mm. Já o passe de enchimento/acabamento lado face teve energia de soldagem de 3.6 kJ/mm. Portanto, a redução de 28% na energia de soldagem influenciou nos valores de microdureza observados na Tabela 23. A redução de microdureza com o aumento da energia de soldagem também foi observado em outros trabalhos de soldagem multipasses com arco submerso para aços ARBL. (103)

Comparando o EXP1 e EXP2 (Figura 80, Figura 81), é possível observar significativas discrepâncias nos valores de microdureza. Além da energia de soldagem, os valores em cada ponto de indentação oscilam devido as diferentes fases, microconstituintes ou inclusões presentes na junta soldada. Para o metal de base, as variações dos valores ocorram porque a microestrutura ferrítica é mais macia que a perlítica. Na região da ZAC a variação ocorre devido as diferentes morfologias ferríticas e presença de perlita. Entretanto, convém ressaltar que a região ZAC CG do EXP2 apresenta os pontos mais rígidos da junta soldada, pois conforme já visto na caracterização microestrutural, esta região apresenta maior quantidade de agregados MA.

Analisando os valores de microdureza apresentados na Figura 82 é possível observar que a região do metal de solda do EXP2 apresenta os maiores valores de microdureza. Nesta região foi aplicado um valor de energia de soldagem 33% menor que a energia de soldagem aplicada no EXP1. Valendo assim a relação entre energia de soldagem e microdureza relatado anteriormente.

A região do metal de solda do EXP1 apresenta-se mais rígida que a mesma região no EXP2, como consequência da quantidade de inclusões e ferrita acicular presentes nesta região.

Figura 79: Regiões onde foram marcados os pontos de endentação.

Figura 80: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L1.

Figura 81: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L2.

A comparação entre o valor médio da dureza para cada condição apresentada pode ser observado na tabela abaixo.

Tabela 23: Valor médio dos valores de dureza para cada região (HV300).

Amostra		MB	RGZAC	CGZAC	MS
EXP1	L1	209 ± 18	212 ± 14	226 ± 10	224 ± 12
	L2	193 ± 15	221 ± 12	212 ± 22	215 ± 6
	L3	237 ± 22	205 ± 7	234 ± 20	242 ± 21
EXP2	L1	208 ± 14	201 ± 11	211 ± 5	240 ± 16
	L2	208 ± 8	201 ± 15	230 ± 8	223 ± 15
	L3	227 ± 20	232 ± 30	267 ± 16	262 ± 23

Figura 82: Resultados do ensaio de microdureza para a região da L3.

A Figura 81 apresenta os resultados de microdureza Vickers para a região da linha 2 do EXP1 e EXP2. Dessarte, o refino de grãos no passe de enchimento do lado oposto e a microestrutura constituída por ferrita poligonal, perlita e AF, contribuíram para o aumento da dureza na região do EXP1. Por outro lado, a microestrutura para o EXP2 é constituída basicamente por AF. Foi constatado que na Linha 2, especificamente, região da ZAC, observa-se o mesmo comportamento das curvas L1 e L3 apresentado na Figura 80 e Figura 82.

5.5 Ensaio de impacto Charpy V

5.5.1 Tenacidade do metal de solda para EXP1 e EXP2

Os dados obtidos no ensaio de impacto Charpy para a região do metal de solda mostraram que não houve disparidade entre o EXP1 e EXP2. Todavia, quando comparado com as demais regiões da junta soldada, o metal de solda apresentou a menor tenacidade ao impacto. Este comportamento deletério não era esperado e não é de fácil explicação, pois está relacionado com diversos fatores, tais como: transformações microestruturais, posição do entalhe relativo aos diferentes passes, composição química e propriedades mecânicas do eletrodo e do fluxo adotados para a condição de soldagem.

Especificamente através da caracterização microestrutural realizada no metal de solda, foi identificada a presença de ferrita de contorno de grão (FG), ferrita com segunda fase alinhada (FS) e ferrita acicular (AF) para ambos os experimentos. Mesmo que a presença de AF pudesse proporcionar melhor resistência a tenacidade devido ser constituída por finos grãos e miríade de orientações cristalográficas, a trinca por clivagem segue o contorno da FG e se propaga facilmente pelas placas de FS, pois são separadas por contorno de baixo ângulo. (104)

Por outro lado associando a característica da fratura com o metal de adição constata-se que: o consumível lançado mão neste trabalho é o F7P2EMK12, esta designação refere - se a um fluxo que na condução de tratamento térmico pós soldagem (recozimento durante uma hora a temperatura de 621° C) produzirá um metal de solda o qual terá resistência a tração não inferior a 483 MPa, e resistência ao impacto Charpy - entalhe V não menor que 27J a -29 °C, quando depositado com um eletrodo EM12K. (73)

É possível que a baixa tenacidade no metal de solda (comparada com as demais regiões da junta soldada) também esteja relacionada ao fato de não ter sido feito o tratamento térmico pós-soldagem.

Pelas imagens da fratura obtidas através de microscopia eletrônica de varredura apresentadas na Figura 83 e Figura 84 é possível identificar fratura transgranular e micro dimples, esta é uma aparência característica de corpo de prova que sofreu fratura quase frágil.

O ensaio de impacto Charpy para a condição de entalhe localizado a 5 mm da linha de fusão (LF+5) apresenta o maior valor médio da energia absorvida na região da ZAC, sendo de 220 J (para o EXP1). Esta é uma região de refino de grãos que sofreu reaquecimento devido os passes subsequentes, o tamanho médio de grão é de 5 µm e a microestrutura predominante é constituída por ferrita poligonal com uma fração menor de perlita. Já a mesma região observada no EXP2, além de ferrita poligonal e perlita, apresenta uma microestrutura com regiões de ferrita de Widmanstätten (FW) ou segundo IIW ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e tamanho médio de grão de 2 µm. A presença destas morfologias contribuiu para a

pequena redução no valor de energia absorvida que foi cerca de 10% menor que o valor para o EXP1

A Tabela 24 mostra os resultados da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V para cada região analisada da junta soldada. A mesma tabela mostra as condições de temperatura para a realização do ensaio em cada corpo de prova. É possível observar que na região da junta soldada o maior valor médio da energia absorvida ocorreu nas regiões com entalhe a 5 mm da linha de fusão (LF5) dos EXP1 e EXP2, região de grãos refinados da zona afetada pelo calor.

Tabela 24: Condições para realização do ensaio de Impacto Charpy V nas juntas soldadas.

Juntas soldadas	Região	Corpos para Charpy	Energia absorvida (J)	Média (J) e desvio padrão	Temperatura (°C)
EXP1	Na solda	C1	90	80 ± 11,78	0
		C2	87		
		C3	62		
	Linha de fusão +1 mm	C4	169	161 ± 30,22	
		C5	199		
		C6	116		
	Linha de fusão +5 mm	C7	245	220 ± 19	
		C8	224		
		C9	191		
EXP2	Na solda	C1	61	73 ± 8,22	
		C2	75		
		C3	84		
	Linha de fusão +1 mm	C4	169	179 ± 23,56	
		C5	215		
		C6	155		
	Linha de fusão +5 mm	C7	203	199 ± 2,89	
		C8	197		
		C9	196

(a)

(b)

Figura 83: Fractografia obtidas por MEV do metal de solda EXP1 apresentando característica de fratura quase-frágil. (a) 500x de aumento, (b) 1200 x de aumento.

(a)

(b)

Figura 84: Fractografia obtidas por MEV do metal de solda EXP2. (a) 350x de aumento, (b) 2500 x de aumento.

Na literatura é possível encontrar uma vasta gama de trabalhos relacionando tenacidade e tamanho de grão. O trabalho de Morrison e Preston (105), por exemplo, mostrou que para um tamanho de grão ferrítico próximo de 14 μm e em pequena quantidade de FS têm-se uma redução no valor da energia absorvida no impacto. O trabalho de Bodnar *at all* (101) relata que o valor da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy pode ser representado em função do tamanho de grão ferrítico e pelo percentual de FS.

Os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para a região que dista 1 mm da linha de fusão em direção a ZAC (LF+1), tanto do EXP1 quanto do EXP2 não apresentaram grande variação. Entretanto, ao comparar as regiões LF+5 com LF+1 observa-se que a última apresenta valores inferiores de energia absorvida. A região LF+1 corresponde a ZAC CG e as transformações microestruturais para os dois experimentos são praticamente as mesmas. Pela caracterização microestrutural, é possível observar que a região de crescimento de grão do EXP1 apresenta 0,78% de microconstituintes MA e do EXP2 apresentam 1,28% de MA, já fração volumétrica de MA para a região de refino de grão (LF+5) (ZAC RG) do EXP1 é de 0,36% e para o EXP2 é de 0,90%.

Estudos relatam que a quantidade de microconstituinte MA causa redução na tenacidade da região ZAC CG (95). Uma vez que os agregados de MA estão concentrados nos contornos de grãos, tendo assim maior influência para reduzir a tenacidade. Estes microconstituintes são partículas rígidas e frágeis as quais funcionam como sítios para propagação de trinca (106). Os resultados de energia absorvida para a região do metal de solda e da ZAC podem ser mais bem visualizados no gráfico da Figura 85.

Figura 85: Valores de energia absorvida a 0 °C para regiões do metal de solda e ZAC.

5.5.2 Tenacidade do metal de base na direção de laminação e perpendicular à direção de laminação

Segundo critérios da Lloyd's Register of Shipping (107) à temperatura de -29 °C, o metal de base apresenta valor de energia absorvida de 37 J. Além disso o valor mínimo de energia absorvida para o aço AH36 especificado pela norma ASTM A131 (na faixa de temperatura de -40 a 0 °C) é de 34 J. Pelo ensaio de impacto Charpy realizado foi apurado que os valores de energia absorvida são superiores a esse valor, o que indica que em termos de requisitos mínimos todos os resultados demonstram serem válidos.

Tabela 25: Resultados do Ensaio de impacto Charpy para o metal de base.

Resultados do Ensaio Charpy para o metal de base						
-60 °C	LSL	Número do CP	31	32	33	Média
		Energia absorvida (J)	260	235	256	250 ± 11
	TSL	Número do CP	34	35	36	Média
		Energia absorvida (J)	112	119	145	125 ± 14
-40 °C	LSL	Número do CP	37	38	39	Média
		Energia absorvida (J)	238	252	191	227 ± 26
	TSL	Número do CP	40	41	42	Média
		Energia absorvida (J)	135	183	170	163 ± 20
-20 °C	LSL	Número do CP	43	44	45	Média
		Energia absorvida (J)	356	250	334	313 ± 46
	TSL	Número do CP	46	47	48	Média
		Energia absorvida (J)	203	209	178	197 ± 13
0 °C	LSL	Número do CP	49	50	51	Média
		Energia absorvida (J)	264	295	297	285 ± 15
	TSL	Número do CP	52	53	54	Média
		Energia absorvida (J)	207	221	219	216 ± 6
20 °C	LSL	Número do CP	55	56	57	Média
		Energia absorvida (J)	325	330	331	329 ± 3
	TSL	Número do CP	58	59	60	Média
		Energia absorvida (J)	225	215	205	215 ± 8

A Tabela 25 mostra os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para as temperaturas de -60, -40, -20, 0 e 20 °C. É possível observar na tabela supracitada a proximidade entre a energia absorvida no metal de solda e na ZAC (Tabela 23), pois o percentual de carbono equivalente no metal de base com valor de 0,34 melhora significativamente a tenacidade na região da ZAC, particularmente quando é aplicado alto valor de energia de soldagem. (81)

Os valores de energia absorvida para o aço naval AH36 encontrados no presente trabalho concordam com outros resultados da literatura. Por certo o comportamento da tenacidade a no aço em estudo ocorre devido a presença de grão refinados de ferrita e perlita (108). Esta característica microestrutural combinada com

a propriedade de anisotropia no sentido transversal a estrutura bandada, corroboram para o aumento da energia absorvida. Efetivamente, para os corpos de prova extraídos no sentido longitudinal ao de laminação (entalhe transversal) (109).

As fractografias apresentadas da Figura 86 a Figura 90 correspondem as regiões da superfície de fratura dos corpos de provas retirados no sentido transversal ao de laminação. Nestas figuras é possível observar que como consequência da diminuição da temperatura de ensaio (de 25 a -60 °C) a fração de fratura frágil aumenta.

A análise realizada através de software de imagem Fijimage (o mesmo foi aplicado para análise das demais imagens) da fractografia apresentada na Figura 86 mostra que a temperatura de -60 °C obtiveram-se 80% de fratura frágil caracterizada por clivagem intergranular. Enquanto que o percentual restante correspondeu a fratura por quase-clivagem (microdimples nos planos da fratura por clivagem).

A superfície de fratura para os corpos de provas que tiveram ensaio realizados a temperatura de -40 °C (Figura 87) apresentaram 70% da região com fratura frágil transgranular e intergranular. A esta temperatura foi observada 30% de MVC (“microvoid coalescence”). Este último é um típico mecanismo de fratura dútil transgranular.

Figura 86: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, Energia absorvida 119J (amostra nº 35).

Como é possível observar nas fractografias da Figura 88, o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentaram fratura frágil por clivagem transgranular, neste tipo de fratura é notória a presença de bordas que são conectadas por “marcas de rios” ou “fans”.

Figura 87: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a -40 °C, Energia absorvida 183J (amostra 41).

Em microescala a propagação da trinca pode ocorrer em mais de um local, sendo assim, as “marcas de rios” indicam a direção local da propagação da trinca, que por sua vez pode ser oposta a propagação da trinca vista em macroescala. Na fractografia da região do fim da superfície são encontrados veios de fratura frágil, na qual a trinca se propaga mais rapidamente do que no centro da superfície (110). Este corpo de prova possui 65% de fratura frágil.

Figura 88: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a -20°C , Energia absorvida 209J (amostra 47).

A Figura 92 mostra o corpo de prova ensaiado a -40°C . É possível observar a presença de “dimples” com diferentes formas e tamanho ao longo do sentido de propagação da trinca bem como fratura dúctil transgranular. O ensaio Charpy realizado a -20°C apresentou um valor de energia absorvida de 334J (Figura 93), é possível observar a fratura dúctil transgranular e sentido de cisalhamento dos grãos da microestrutura, como também a deformação localizada nos micros vazios. Do mesmo modo os corpos de provas submetidos a 0°C e 20°C apresentaram fratura totalmente dúctil (Figura 94 e Figura 95).

Figura 89: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a 0 °C, Energia absorvida 221J (amostra 53).

A superfície de fratura para os corpos de provas submetidos ao ensaio de impacto Charpy realizado a 0 °C teve um percentual de fratura dúctil em torno de 60%, observa-se o cisalhamento com presença de microcavidades (Figura 89).

O maior percentual de fratura dúctil é observado para o ensaio realizado a temperatura ambiente, 20 °C (Figura 90), com 72% de fratura dúctil e valor de energia absorvida de 215 J. É possível observar a deformação de cisalhamento e grande quantidade de microcavidades.

Figura 90: Fractografia do corpo de prova T-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura ambiente (20 °C), Energia absorvida 215J (amostra 59).

Os corpos de prova com entalhe no sentido transversal ao de laminação apresentaram os mais altos valores de energia absorvida, chegando a 330J. Foi feita uma análise qualitativa da fractografia destes corpos de provas conforme pode ser observado da Figura 91 a Figura 95. As fractografias mostram além da predominância de fratura dúctil, fratura por clivagem, inclusões constituídas por Al, Si, O, S, e Ti. Estas inclusões foram originadas do processo de fabricação do aço. O corpo de prova a temperatura de -60 °C (Figura 91) foi o que apresentou menor quantidade de micro vazios, a esta temperatura a superfície de fratura teve um comportamento de fratura frágil.

Figura 91: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura de -60 °C, Energia absorvida 235J (amostra 32).

Figura 92: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, Energia absorvida 252J (amostra 38).

Figura 93: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura -20°C , Energia absorvida 334J (amostra 45).

Figura 94: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura 0 °C, Energia absorvida 295J (amostra 50).

Figura 95: Fractografia do corpo de prova L-SL. Ensaio Charpy realizado a temperatura ambiente (20 °C), Energia absorvida 330J (amostra 56).

Os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy do presente trabalho foram comparados com valores disponíveis na literatura para aço naval, conforme pode ser observado na Figura 96, analisando a figura, as barras em azul correspondem aos valores de energia absorvida para o aço AH36 em estudo. Já as barras em vermelho, são valores da energia absorvida para aço naval segundo a ABS (American Bureau of Shipping) (111). Do mesmo modo, é feita comparação com outras referências. (112,15)

Figura 96: Comparação dos valores de energia absorvida entre aços naval.

5.5.3 Propagação da trinca para o TSL

Foi feita a análise de propagação da trinca para os corpos de provas do metal de base com entalhe no sentido transversal ao de laminação por se tratar de condição mais crítica de tenacidade no metal de base. Observou-se a presença de trincas secundárias durante a propagação. A análise foi feita fotografando o caminho das trincas no microscópio óptico conforme ilustrado nas Figura 97 a Figura 100. A

O surgimento de trincas secundárias está associado com fatores tais como:

1. Correlação entre o aspecto da fratura e o tipo de parâmetro de rede da microestrutura. Esta correlação gera a decoesão (aparência típica de degraus) ao longo do contorno do sub - grão e formação de estrias, o que indica ser um sítio formador de trincas secundárias.
2. Altas tensões localizadas durante o processo de propagação da trinca, principalmente nos contornos de grão ou outros defeitos no material. (113)

Na Figura 97 observa-se o caminho da trinca para o corpo de prova com entalhe na direção transversal ao de laminação com temperatura de ensaio a 20 °C (amostra 59), como foi visto anteriormente, a superfície da fratura apresenta maior

área de fratura dúctil. O caminho da trinca para a amostra 59 é o que apresenta maiores deflexões ao longo da propagação.

Por outro lado, o caminho da trinca para a amostra 47 (Figura 98) apresenta suave desvio no início da propagação e prossegue sem deflexões. Neste caso foi visto que a fratura é frágil por clivagem. Analisando a Figura 99 observa-se a presença de trincas secundárias. O corpo de prova apresentado nesta figura teve predominância de fratura por clivagem transgranular. Trabalhos relatam que para superfície de fratura com clivagem transgranular a trinca principal encontra planos preferenciais para bifurcação. (114)

Na amostra 35, com 119J de energia absorvida (Figura 100), foi identificado maior quantidade de trincas secundárias do que na amostra 41, com 183 J de energia absorvida. Também é possível observar no detalhe a decoesão lamelar. Em suma, analisando o caminho da trinca para os corpos de prova apresentados, quanto mais deflexões ao longo da propagação maior a energia absorvida. Uma análise mais detalhada da causa de trincas secundárias e sua influência com o valor da energia absorvida pode ser feita com técnicas como MEV, EBSD ou TEM, nas quais é possível associar a presença de inclusão, microsegregação e planos preferenciais de propagação.

Figura 97: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a 20°C. Energia absorvida de 215J. Diversas deflexões ao longo da propagação.

Figura 98: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, Energia absorvida 209J (amostra 47). Suave desvio no início da propagação.

Trincas
secundárias

Figura 99: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, Energia absorvida 183J (amostra 41).

Trincas
secundárias

Figura 100: Caminho da trinca para o corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, Energia absorvida 119J (amostra nº 35).

6 CONCLUSÕES

Com base nos experimentos realizados e nos resultados obtidos é possível concluir que:

1. A diferença de energia de soldagem entre o EXP1 (soldagem com um arame) e o EXP2 (soldagem com dois arames) causou uma diferença nas extensões da ZAC. A extensão da ZAC do EXP2 foi 43% menor que a ZAC do EXP1. Assim, com o aumento da energia de soldagem houve aumento na extensão da ZAC. Também as regiões de crescimento de grão e de refino de grão da ZAC para a condição de soldagem com dois arames apresentaram as mesmas tendências observadas para a extensão da ZAC. A extensão da ZAC está relacionada com a velocidade de resfriamento da junta soldada. Quanto menor a extensão da ZAC, devido a uma energia de soldagem menor, uma região menor foi aquecida e, conseqüentemente, maior a velocidade de resfriamento. Nos passes do EXP2 a energia de soldagem aplicada foi 26% menor, proporcionando maior taxa de resfriamento e não houve reaquecimento devido sobreposição dos passes como ocorreu no EXP1.
2. A microestrutura da ZAC para os dois experimentos é constituída por ferrita poligonal, ferrita de contorno de grão, ferrita com segunda fase alinhada/não alinhada, mas também por ferrita com carbonetos e microconstituente martensita/austenita. Nas regiões de crescimento de grão e de refino de grão da ZAC, para a condição de soldagem com dois arames, mostrou uma fração volumétrica de ferrita 15% maior do que no experimento com um arame. Da mesma maneira, a região ZAC CG do EXP2 apresentou quantidade de MA superior a mesma região do EXP1, uma vez que nos passes do EXP2 a energia de soldagem aplicada foi 26% menor, proporcionando maior taxa de resfriamento e não houve reaquecimento devido sobreposição dos passes como ocorreu no EXP1.
3. As condições empregadas nos EXP1 e EXP2 não apresentaram variações no limite de resistência da junta soldada. Os corpos-de-prova destes experimentos apresentaram valor médio de limite de resistência a tração de 558 ± 3 MPa e 557 ± 3 MPa respectivamente. Estes valores são 3% maior que o limite de

resistência a tração do metal de base.

4. Os valores da microdureza nas regiões analisadas do EXP1 e EXP2 oscilam não só devido as fases e inclusões presentes, mas também por causa das diferentes energias de soldagem aplicada em cada passe, e o reaquecimento de passes subsequentes do EXP1. É o caso da região de passe de acabamento lado face para o EXP2, esta região apresentou o maior valor médio de microdureza ($262 \pm 23\text{HV}$), sendo o valor mais alto o do metal de solda. No entanto, a energia de soldagem para o passe do lado oposto do EXP2 foi 33% menor que o valor de energia de soldagem para o EXP1, ou seja a medida que diminui a energia de soldagem aumenta o valor de microdureza. Outrossim, em uma análise qualitativa, a ZAC CG do EXP2 mostrou uma dureza maior que a mesma região do EXP1, devido as diferenças nas velocidades de resfriamento.
5. Os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para a região do metal de solda do EXP1 e EXP2 não apresentaram diferenças significativas. O metal de solda apresentou um valor médio de energia absorvida 63% menor quando comparado com a região de refino de grãos e com o metal de base, para a mesma temperatura de ensaio. Em síntese, dois fatores estão associados para este comportamento deletério. Primeiro é a microestrutura do metal de solda, constituída por ferrita acicular, ferrita de contorno de grão (FG) e ferrita de Widmanstätten (FS), na qual a trinca segue o contorno de grão da FG, como também se propaga facilmente entre as placas de FS que são separadas por contornos de baixo ângulo. Outro fator é a característica do metal de adição utilizado, que tem composição química diferente do metal de base. De fato, seria necessário um tratamento térmico pós soldagem para melhorar a tenacidade nesta região. Ademais, as fractografias do metal de solda apresentam fratura transgranular por clivagem e pequenas regiões com microcavidades (dimples), aspecto característico de fratura frágil.
6. O resultado do ensaio de impacto Charpy com entalhe localizado a 5mm da linha de fusão (LF5), no EXP1, apresentou valor de energia absorvida 10% maior devido a sobreposição dos multipasses (reaquecimentos sucessivos) e aos grãos refinados, com diâmetro médio de 5 μm . O ensaio Charpy para os corpos de provas com entalhe a 1 mm da linha de fusão, para as duas condições, tiveram valor de energia absorvida 20% menor com relação a LF5, pois esta é a região de

crescimento de grãos na qual, foi identificado maior fração do microconstituente MA.

7. Os valores de energia absorvida para o metal de base foram muito próximos dos valores da ZAC e 170% maior que o valor do metal de solda. Esta alta tenacidade é devida os grãos refinados e carbono equivalente de 0,34%. Além disso, a análise das fractografias mostraram que a temperatura de transição dúctil frágil é de -30 °C e as superfícies de fratura, com a redução de temperatura de ensaio, apresentaram: clivagem, quase-clivagem e microcavidades (dimples).
8. A soldagem realizada pela técnica Tandem é uma alternativa viável para substituição do processo SA com um arame, contudo, devem ser tomadas medidas para melhorar as propriedades mecânicas da ZAC.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A formação de regiões frágeis e considerável crescimento do grão austenítico na zona afetada pelo calor durante o processo de soldagem bem como aumento de produtividade e redução de custos tem sido tema de discussão nos últimos anos. Portanto, para somar as pesquisas existentes e responder questões levantadas no curso deste trabalho, sugestões de trabalhos futuros são relacionadas a seguir.

- Estudar um modelamento para melhorar a tenacidade na ZAC, no qual é possível prever a distribuição e fração dos microconstituintes martensita - austenita
- Avaliar a soldabilidade em aços navais pelo processo de soldagem arco submerso com três arames (Tandem mais eletrodo frio).
- Avaliar a tenacidade da junta soldada para diferentes graus de aço naval, além do ensaio de impacto Charpy, aplicando ensaio de taxa de crescimento de trinca por fadiga, CTOD e integral J

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA

- 1 ORTIZ N. J. BENEDITO; SHIMA W. TADAHIRO, **Trajetórias tecnológicas no segmento offshore**: Ambiente e oportunidades. Revista de economia contemporânea. V 12, 2008. p. 301-332.
- 2 OKUMURA, T. TANIGUCHI C., **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. LTC Editora S.A, Rio de Janeiro – RJ, 1982, p. 296-304.
- 3 PICKERING F. B, **Physical metallurgy and the design of steels**, Applied Science Publishers, London, 1983. 275 p.
- 4 BOHME D., NENTWIG A., KNOCH R., **A high efficiency welding process in double wire welding**, IIW international congress, 1996. p. 1393 – 1407.
- 5 ALMQVIST I., GRONBECK S. B., Submerged arc welding, **The Welding Institute**, 2nd Ed. Cambridge, 1978.
- 6 FARHAT H., **Effects of Multiple wires and welding speed on the microstructures and properties of submerged arc welded X80 steel**, M.S Thesis, University of Saskatchewan, 2007.
- 7 VIANO D.M, AHMED N.U, SCHUMANN G.U., **Influence of heat input and travel speed on microstructure and mechanical properties of double tandem submerges arc high strength low alloy steel weldments**. Sci. Technol. Weld. Join, 2000. p. 26 – 34.
- 8 COHEN, M. and W.G.OWEN, “Microalloying 75”, 2, **Union Carbide Corporation**, New York, 1977.
- 9 COSTA, C. A, BASTIAN, F.L. Fracture control assessment in the base metal and welded joint of a pipeline steel. **Blackwell Science Ltd**. p.1095-1101, May 1999.

- 10 AKSELSEN, O., RORVIL, G., ONSOEN, M. L., GRONG, O. Assessment and Predictions of HAZ Tensile Properties of High-Strength Steels. **Welding Journal**, v. 68, p 356 – 362, Sept. 1989.
- 11 SKOBIR D. A, High-Strength Low-Alloy (HSLA) steels, **Institute of Metals and Technology**, Lepi, Ljubljana, Slovenia, p. 295 – 301. 2011.
- 12 PICKERING, F. B. **Materials Science and Technology**: High Strength Low Alloy Steels Steel, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. Sep.2006. p. 337-340.
- 13 ZHAO, M. C.; YANG, K.; SHAN, Y. The effect of thermomechanical control process on microstructure and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science & Engineering**, A335, p. 14-20, 2002.
- 14 TSUKADA, K.; WATANABE, I. The Progress of Thermo-Mechanical Control Process for HSLA Plate in Japan. **Key Engineering Materials**, v. 84-85, p. 22–26, 1993.
- 15 **EEMUA 158**: Construction specification for fixed offshore structures in the North Sea, 1994.
- 16 OUCHI, C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and Direct Quenching Processes, **ISIJ**, v. 41, p. 542–553, 2001.
- 17 DEAN, S.W.; GORNI, A., Accelerated Cooling of Steel Plates: The Time Has Come, **Journal of ASTM International**, v. 5, n. 8, p. 1-7, 2008.
- 18 NISHIOKA, K., Market requirements of thermomechanically processed steel for the 21st Century, **Steel World**, Vol. 5, No. 1, p. 61–67, 2000.
- 19 ROSADO D. B., WAELE W., Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels, **International Conference on**

Sustainable Construction and Design, v 4, n° 1, Feb, 2013. Gent University, Belgium.

20 TSAY, L.W., CHERN T, T.S. Microstructures and fatigue crack growth of EH36 TMCP steel weldments, **International Journal of Fatigue**, v 21, p. 857-864, Feb. 1990.

21 RUI, F., SHENG-LI, L., Study on forming mechanism of lamination defect of AH36 shipbuilding plate steel, **Scientific.Net Materials-Science and Engineering**, v. 562-564, p. 106-110, 2012.

22 NISHIOKA, K.; ICHIKAWA, K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization, **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 13, n. 2, p. 1-20, April 2012.

23 VANDERSCHUEREN D.; KESTENS L.; et al.; Influence of transformation recrystallisation on hot rolling textures of carbon steel sheet. **Materials Science and Technology**. Vol. 6; 1990. p. 1247 – 1250.

24 YOSHIE A., FUJIOKA M; WATANABE Y. Modelling of microstructural evolution and mechanical properties of steel plates produced by thermo-mechanical control process. **Iron and Steel Institute of Japan**, vol. 32, n° 3, p. 395-404, 1992.

25 SINGH S. B.; BHADOSHIA H. K. D. H.; **Topology of grain deformation**. Materials Science and Technology, Vol. 14, p. 832 – 835.

26 TAMEHIRO H., High Strength X80 and X100 Line pipe steels, Pipelaines: **The Energy Link**, Austrália, Oct 1996. p. 26-31.

27 WANG KAI, **A study of HSLA steels microalloyed eith Vanádium and Titatnium during simulated controlled rolling cycles**. 2003. 332 p. Tese (Doutorado) - University of Canterbury, New Zealand, February 2003.

28 KOZASU I, Constitution and properties of Steels, **Materials Science and Technology**, A comprehensive treatment, F. B. Pickering, vol 7, Ed. VCH, 1991, Germany.

29 PARELOMA E., EDMONDS D. V. **Phase Transformations in Steels**, Woodhead Publishin Limited, Cambridge, UK, 2012. p. 191-205.

30 KATSUMATA M. et all, Materials Transactions, **JIM**, v.32, n 8, p. 715-728, 1991.

31 PICKERING, F. B. **Physical Metallurgical and the Design of Steels**. 1^a Ed. Essex, London: Applied Science Publishers Ltd, 1978. 275 p.

32 KRATOCHVIL J. P; HAASEN P.; Solid solution hardening of gold and other f.c.c single crystals. Acta Metallurgica, Vol. 18, 1970. p. 237-245.

33 MA DUANCHENG; First principles investigations of solid solution strengthening in alloys. Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik. Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation. Dezember 2011. 305 p.

34 CALLISTER W.D. **Materials Science and Engineering**: An Introduction. 7th Edition. Department of Metallurgical Engineering The University of Utah: John Wiley & Sons, Inc, 2007. 710 p.

35 GLADMAN, T. **The physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. Institute of Materials, London. 2002. p. 29-55.

36 Kou S.; **Welding Metallurgy**. Second Edition, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey. 2003. p. 406-410.

37 CUDDY L.J, LALLY, J.S. Proc. Conf. On 'HSLA steels technology and applications', Metals Parks, Ohio, **American Society for Metals**, 1983. p. 697-703.

38 HULLAND D., BACON D.J, **Introduction to Dislocations**, 3rd ed., Butterworth Heinemann, 1999. 255 p.

39 ARDELL, A.J; Precipitation Hardening, **Metalurgical Transaction A**, V 16, 1985. p. 2131-2165.

40 ROSS R.B. **Handbook of metal treatments and testing**, 2nd Ed, Chapman & Hall. London; New York. 1988. p. 288-290.

41 TSIOURVA D., PANTELIS D.I **Corrosion behavior of shipbuilding high strength steel welds**. Maritime Transportation and Exploitation of Ocean and Coastal Resources employing electrochemical methods, Taylor & Francis Group, London, UK, v 2. 2005. p. 543-548.

42 GOURD L.M.; **Principles of Welding Technology**. Edward Arnold 1980. 234 p.

43 PALMER A.C.; KING R.A. **Subsea Pipeline Engineering**. PennWell Books, 2004. 570 p.

44 EASTERLING K., **Introduction to Physical Metallurgy of welding**. 2^o Ed. Butterworth-Heinemann Ltd. 1992. 270 p.

45 PATCHETT B. M. Casti metals blue book: **Welding filler metals**. 3rd Edition, Casti Publishing Corp. Edmonton, 1993. 608 p.

46 AMANIE J.; **Effect of submerged arc welding parameters on the microstructure of SA516 and A709 steel welds**. Agust 2011. Thesis (Doutorado em Engenharia Mecânica, 213 p.) University of Saskatchewan, Saskatoon-CA. 2011.

47 BHADESHIA H. K. D. H. Application of **Phase Transformation Theory to Welding**. POSCO Lectures. Pohang University of Science and Technology; Republic of Korea. 16th February 2008. p. 110-144.

48 EDMONDS D. V.; PERELOMA E. **Phase Transformations in steels**. Volume 2; Woodhead Publishing Limited, 2012. p. 151 – 207.

49 GRONG O.; KLUKEN O.; **Mechanisms of inclusion formation in Al – Ti – Si – Mn deoxidized steel weld metals**, Metallurgical Transactions A, Volume 20, August 1989. p. 1335-1349.

50 GRONG O.; KLUKEN A. O.; **Catalyst effects in heterogeneous nucleation of acicular ferrite**. Metallurgical and materials transactions A; Volume 26 A, March 1995. p. 525-534.

51 TAKAMURA J., MIZOGUCHI S. **Roles of Oxides in steels performance**. In Proceeding of the 6th International iron and steel Congress. **ISIJ**. Nagoya, 1990. p. 591.

52 MAZANCOVÁ E.; JONŠTA Z.; **Physical metallurgy of acicular ferrite formation**. Department of Physics, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, Technical University of Ostrava, Czech Republic. 6 p.

53 FEDELE R.A., Soldagem na indústria moderna: Materiais e processos. **Soldagem & Inspeção** – Ano 6. Nº 9, 2000. 11 p.

54 ASTM **Standard specification for structural steel for ship**, 2008. 7 p.

55 EYRES D.J. **Ship Construction**. Butterworth Heinemann, 5th Edition, 2001. 366 p.

56 ANDRITSOS F., PRAT J.P. **The automation and integration of production processes in shipbuilding**. European commission - Joint research center. 2000. 100 p.

57 MACHADO I.G.; **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: Autor, 1996. 477 p.

58 Brandi S.D.; Wainer E.; Mello F.D.H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. São Paulo-SP, Edgard Blucher Ltda, 2004. 506 p.

59 **Welding Handbook Night Edition** Volume 2. Welding Process, Part 1. AWS, Miami, Florida. 2001. p. 209-253.

60 O'BRIEN A.; ROBERT L. **Jefferson's Welding Encyclopedia**, 18th Edition Reprinted. U.S.A – American Welding Society, 1997. 689 p.

61 TURAN E., KOÇAL T., KAN U.; **Welding technologies in shipbuilding industry**. TOJSAT - Vol. 1, Issue 4, 2011. p. 24-30.

62 ASM Handbook: **Welding, Brazing, and Soldering**, Materials Park. Vol. 6, Ohio, 1993. 1299 p.

63 ECER G. M.; Magnetic delection of the pulsed current welding arc. Weld research supplement. 1980. p. 183 – 191.

64 HIBBELER R. C.; **Resistência dos Materiais**. Sétima Edição, Pearson Education do Brasil, 2007. p. 15-47.

65 LOUREIRO A. J. R.; **Effect of heat input on plastic deformation undermatched welds**. Journal of Materials Processing Technology, Vol 128, 2002. p. 240 – 249.

66 KIM, J. H.; et al.; **Fracture behavior of heat - affected zone in low alloy steel**. Jorunal of NUclear Material, 299, 2001. p. 132 – 139.

67 ASM. **Atlas of Stress-Strain Curves**. Second Edition. Material Park, OH, 2002. 816 p.

68 DIETER, G. E, **Metalurgia Mecânica**. Segunda Edição, Editora Guanabara Dois S.A., 1981. 653 p.

69 ANDERSON T.L, Fracture Mechanics Fundamentals and Applications, 3^o Edition . Taylor & Francis Group. Boca Raton, FL, 2005. 611 p.

70 ANDRIEU A. PINEAU A.; **On Modeling of thermal embrittlement in PWR steel using the local approach to fracture**. 13th International Conference on Fracture. 2013, Beijing, Chine.

71 TOKIMATSU R.C.; FERREIRA I. **Ensaio Charpy - Limitações e campo de aplicação**. In: Anais 54^o Congresso ABM Julho 1999, São Paulo-SP.

72 AWS **CODE A5.20/A5.20M** Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, 2008.

73 AWS **CODE A5.17/A5.17M** Specification for Carbon Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding. 2007.

74 GRONG Ø.; **Metallurgical modelling of welding**. University of Trondheim – The Norwegian Institute of Technology, Division of Metallurgy, Norway. 1994. p. 14 – 41.

75 THEWLIS G., **Classification and quantification of microstructures in steels**. Materials Science and Technology, Vol.20. 2004. p. 143 – 160.

76 The Welding institute Abington Hal Compendium of Weld Metal Microstructures and Properties: **Submerged-arc weld in ferrítica steel**. Cambridge UK: 1985.

77 OHMORI Y., OHTSUBO H., et all. Growth of Bainite and Widmanstätten Ferrite. **Materials Transactions**, JIM, Vol. 34, N^o 3, 1993. p. 216 – 223.

78 AWS D1.1/D1.1M:2010, **Structural Welding Code**, 22nd Edition, 2010. 572 p.

79 **ASM** Handbook Volume 9 Metallography and Microstructures, 1992. P. 224 – 24.

80 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTME112-96**: Standard Test Methods for determining average grains size, 1996. 27 p.

81 TOYOSADA M., **Characteristics of TMCP steels and their welded joints used for hull structures**. Inter. Offshore and Polar Engineering Conference, Kitakyushu, Japan, May 2001. p. 385 – 391.

82 WU C. P. Paul., **Inclusion Characterization in High Strength Low Alloy Steel**. 2009. 102 p. Dissertação (Mestrado) – Graduate Department of Materials Science and Engineering, University of Toronto, Toronto, CA, 2009.

83 ZHANG X., GAO H.; **A study of impact toughness of intercritically reheated coarse-grain HAZ of two type X80 grade pipeline steel**. Trans. Of JWRI, 2012. 101 – 4 p.

84 LEE C.S, CHANDEL R.S., **Effect of welding parameters on size of heat affected zone of submerged arc welding**. Material and Manufacturing Processes, Vol. 15 nº 5, Seow, 2000. p. 649-666.

85 GHOSH S. D., CHATTERJEE S., **Microstructural characterization of controlled forged HSLA – 80 steel by transmission electron microscopy**. Materials Characterization, V 50, 2003. p. 305 – 315.

86 SUN W., Tieu A. K., **Microstructure transformation, precipitation and mechanical properties of Nb micro-alloyed shipbuilding steel plate EH36 subjected TMCP**. Key Engineering Material. V. 233-236. 2003. p. 643-648.

87 POORHAYDARI K., IVEY D.G., **Estimation of cooling in the welding plates with Intermediate thickness**. Welding Journal. 2005. p. 149-155.

88 PRASAD K., RWIVEDI D.K, **Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welding HSLA steel joints**, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 36, 2008, p.475-483.

89 BHADESHIA HKDH, GRETOFT B., **A model for the development of microstructure in low-alloy steel weld deposits.** Vol. 33, 1985. p. 1271-1283.

90 KURNY A. S. W.; **An Introduction to Metal Joining Technology.** 1st Ed. BUET Text-book board, 2002.

91 BYUN J.H, LEE D. N.; **Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel,** Acta Materialia, Vol. 51, 2003. p. 1593 – 1606.

92 CHRITIAN J.W, **The theory of transformation in Metal and Alloys,** 2nd Ed. Pergamon Press, Oxford, 1975. 624 p.

93 TAFTEH R.; **Austenite Decomposition in X80 linepipe steel.** A thesis submitted of the requirements for the degree of mater of applied scien. Material Engineering, University of British Columbia, 2011. p. 76-80.

94 DENYS R. M.; **The implications of local brittle zones (LBZ).** Welding Design and Fabrication.

95 IKAWA H.; OSHIGE H., TANOUE T.; **Effect of Martensite-Austenite Constituent on the HAZ toughness of High strength steel.** Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 11, No. 2. 1980. p. 3 – 12.

96 RICKS R.A, BARRITTE G.S., **The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals,** Journal of Materials Science, Vol. 17 No. 3, 1982. p. 732-740.

97 AMER A. E., KOO M. Y., **Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of simulated HAZ in Cu containig microalloyed steel.** J Mater. Sci, Vol.45, 2010. p. 1248-1254.

98 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **A131/A131M-08:** Standard Specification for Structural Steel for Ships.

99 MAGUDEESWARAN G. et al. **Effect of welding consumables on tensile and impact properties of shielded metal arc welded high strength, quenched and tempered steel joints**. Science and Technology of Welding and Joining, Institute of Materials, Minerals and Mining; Vol 13; N° 2. Sep. 2008. p. 97-105.

100 HOWELL R. A.; BARRITTE G. S. **The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals**. J. Mater Sci.;V 17, 1982; p. 732-740.

101 BONDNAR R.L, HANSEN S.S; **Effects of Widmanstätten Ferrite on the mechanical properties of 0.2Pct C – 0.7 Pct Mn steel**. Metal. And Mate. Transaction A. Volume 25A, 1994. p. 763-773.

102 WANG S.C.; YANG J.R.; **Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels**. Materials Science and Engineering A. Vol 154, 1992. p. 43 – 49.

103 SMITH N. J.; MCGRATH T.; **Microstructure mechanical property relationships of submerged arc welds in HSLA 80 steel**. 69th Annual AWS Meeting, New Orleans, LA, 1989. p. 112 – 120.

104 SVENSSON L. E.; **Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds**. Materials Science & Technology. 1ST Edition. Brunel University, Uxbridge - U.K, 1993. 233 p.

105 MORRISON W. B., PRESTON R.R, Proc. Int. Symp. On niobium, edited by , H. Stuart, **TMS-AIME**, Warrendale, PA, 1984. p. 939-966.

106 MOEINIFAR S.; HOSSEINI H. R.M.; **Effect of tandem submerged arc welding process and parameters of Gleeble simulator thermal cycles on properties of the intercritically reheated HAZ**. Material and Design, Vol. 32, 2011. p. 869 – 876.

107 WISTANCE W.; PUMPHREY P.H.; **Materials qualification for the shipbuilding industry**, Lloyd's Register of Shipping, UK, 2002. p. 393 – 400.

108 MEECH J. A.; KAWAZOE Y.; MAGUIRE J. F; **Intelligence in a Small Materials World**. DESTech Publications, Inc. 2005. p. 130 – 138.

109 NAGAI K.; **Ultrafine-grained ferrite steel with dispersed cementite particles**. Journal of Material Processing Technology, V. 117. 2001. p. 329-332.

110 ASM Handbook Volume 11, **Failure Analysis and Prevention**. Materials Park, Ohio, 2002. 1090 p.

111 ABS - **American Bureau of Shipping**. Rules for Materials and welding, Huston, USA , 2009. 452 p.

112 TAKASHIMA, H. et al – “**Properties of nuclear reactor pressure vessel steel plate ASTM A533 Class 1**”. Nippon Steel Technical Report, 22, p. 19-34.

113 JIN-BO B.; SI-YI C. Secondary cracking during surface crack growth under tensile fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics**. Vol. 30, NO 2. 1988. p. 161-167.

114 MORRIS J. W.; PYTLEWSKI K. at all. Microstructure and cleavage in lath martensitic steel. **Sci. Technol. Adv. Mater**. Vol. 14, 2013. 9 p.