UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

FERNANDO FERNANDES DA SILVA

Análise da influência das temperaturas de preaquecimento e TTPS na microestrutura e propriedades mecânicas da ZAC do aço AISI 4130 soldado por SAW

Lorena

2018

FERNANDO FERNANDES DA SILVA

Análise da influência das temperaturas de preaquecimento e TTPS na microestrutura e propriedades mecânicas da ZAC do aço AISI 4130 soldado por SAW

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Ângelo Nunes
Co-orientadora: Prof. Dra. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria

Versão Corrigida

Lorena

2018

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Silva, Fernando Fernandes da
Análise da influência das temperaturas de
preaquecimento e TTPS na microestrutura e
propriedades mecânicas da ZAC do aço AISI 4130 soldado
por SAW / Fernando Fernandes da Silva; orientador
Carlos Ângelo Nunes - Versão Corrigida. - Lorena,
2018.
118 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de
Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2018

1. Metodologia de Higuchi. 2. Endurecimento
secundário. 3. Preaquecimento. 4. Soldagem sobre
tubo. 5. Tratamento térmico pós-soldagem. I. Título.
II. Nunes, Carlos Ângelo, orient.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por minha vida.

Aos meus pais, Antônio Carlos Fernandes da Silva e Maria Silvia Fernandes da Silva, pelo amor puro e incondicional que nutrem por mim e por terem me proporcionado toda a educação para que eu pudesse estar onde estou hoje.

À minha irmã, Joana Fernandes da Silva, por sempre estar do meu lado e pela alegre convivência.

À minha esposa, Waleska Salzano Jacob, por sempre acreditar na minha capacidade, mesmo quando eu não acredito, pelo incentivo e pela dedicação com que cuida da nossa família.

Aos professores, Prof. Dr. Carlos Ângelo Nunes, Prof. Dr. João da Cruz Payão Filho e à Prof. Dra. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria, pelas conversas, pelos conselhos e pelas orientações, pela paciência e por todo o apoio dado para a realização desse trabalho.

Ao Adriano Silva e Fábio Arroyo, pela amizade, pela orientação, pelo incentivo e pelos ensinamentos dados ao longo dos desafios encontrados na rotina de trabalho.

À toda equipe do LNTSOLD da UFRJ, em especial ao Eng. Augusto Veríssimo Passos, pelo auxílio experimental e pela análise dos resultados obtidos.

A todos os funcionários e técnicos da Tenaris Confab e do DEMAR, pelo suporte e auxílio nas etapas experimentais deste projeto.

“As dificuldades são o aço estrutural que entra na construção do caráter”.

Carlos Drummond de Andrade

RESUMO

SILVA, F. F. **Análise da influência das temperaturas de preaquecimento e TTPS na microestrutura e propriedades mecânicas da ZAC do aço AISI 4130 soldado por SAW.** 2018. 118 p. Dissertação (Mestrado em Ciência) – Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo, Lorena – SP, 2018.

Atualmente, há a necessidade de se desenvolver aços com alta resistência à propagação de trincas, especialmente em condições de carregamentos cíclicos, ou seja, resistentes à fadiga, na qual sua aplicabilidade se dá em função de suas propriedades mecânicas. No presente trabalho estudou-se o efeito do preaquecimento na zona afetada pelo calor do aço AISI/SAE 4130 com composição química modificada, com altos teores de Mo, comparando as propriedades mecânicas e microestruturais nas condições como soldada, tratada termicamente e aplicando a técnica de Metodologia do Preaquecimento Combinado (MPC) com otimização de ciclos térmicos através da combinação do preaquecimento entre o 1º e 3º passe da 1ª e 2ª camada, respectivamente. A fim de avaliar as propriedades mecânicas, foram realizados ensaios de microdureza, mapeamento de dureza e ensaio de tenacidade ao impacto charpy. Para análise microestrutural, foi realizado microscopia ótica e microscópio eletrônico de varredura (MEV) para analisar as regiões de grãos grosseiros, fino e as intersecções entre as regiões da Zona Afetada pelo Calor (ZAC), quando aplicado o MPC. Como resultado, observa-se que preaquecimento é uma forma efetiva de redução de dureza, chegando a uma redução máxima de 71 HV0,1, quando comparado às temperaturas de preaquecimento entre 150 e 400 °C. No entanto há um severo efeito deletério na tenacidade, podendo chegar a uma queda de 71% da energia absorvida. O tratamento térmico pós soldagem (TTPS) se mostrou eficiente apenas para amostra soldada com temperaturas de preaquecimento de 150 °C, para as demais temperaturas não houve benefício, tanto em redução de dureza, quanto na restauração da tenacidade. No entanto, para temperatura de preaquecimento de 230 °C também foi observado o acréscimo de dureza após o TTPS devido ao efeito de endurecimento secundário por precipitação de carbonetos metálicos (MC). A técnica MPC se mostrou muito eficiente em redução da dureza e restauração da tenacidade, e este fenômeno está associado à capacidade de solubilizar os carbonetos que precipitam durante a soldagem, fenômeno que não ocorre com a aplicação do TTPS.

Palavras-chave: Metodologia de Higuchi. Endurecimento secundário. Preaquecimento. Soldagem sobre tubo. Tratamento térmico pós-soldagem.

ABSTRACT

SILVA, F. F. **Analysis of the influence of the preheating temperature and PWHT on microstructure and mechanical properties of HAZ of steel AISI 4130 welded by SAW.** 2018. 118 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo, Lorena – SP, 2018.

Currently, it is necessary to develop materials with high resistance to crack propagation, especially under conditions of cyclic loading condition such as fatigue resistant, in which its applicability is due to its mechanical properties. In the present work the effect of preheating in the heat-affected zone of the AISI / SAE 4130 steel with modified chemical composition (High Mo) was compared, regarding its mechanical and microstructural properties of each welding condition, As weld, post weld heat treated and applying the Methodology of combined preheating (MCP) with optimization of thermal cycles by combining the preheating between the 1st pass of 1st layer and the 3rd pass of 2nd layer. In order to evaluate the mechanical properties, microhardness tests, hardness mapping and charpy V notch tests were performed. For microstructural analysis, optical and scanning electron microscopy (SEM) were used to analyze the coarse grained regions and the intersections between the Heat Affected Zones (HAZ) regions, when applied to the MPC. As a result, it is observed that preheating is an effective form of reduction of hardness, reaching a maximum reduction of 71 HV0,1, when compared to the preheating temperatures between 150 and 400°C, however there is a severe deleterious effect in the toughness, dropping up to 71% of the absorbed energy. The post weld heat treatment (PWHT) is efficient only for welded sample with preheating temperatures of 150 °C, for the other temperatures there was no benefit, either in reduction of hardness or restoration of toughness. However, for the preheating temperature of 230 °C it was observed the increase of hardness after the PWHT due to the effect of secondary hardening by precipitation of metal carbides (MC). The MPC technique proved to be very efficient in decreasing hardness and restoring toughness, and this phenomenon is associated with the ability to solubilize the carbides that precipitate during welding, which is not observed while PWHT is applied.

Keywords: Higuchi methodology. Secondary hardening. Preheating. Bead on pipe, Post weld heat treatment (PWHT).

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de Graville, relacionando os teores de carbono <i>versus</i> carbono equivalente.....	24
Figura 2 - Diagrama de transformação CCT para o aço AISI/SAE 4130.	25
Figura 3 - Tamanho de grão de austenita <i>versus</i> o teor de Ti.....	27
Figura 4 - Efeito dos elementos de ligas sobre a dureza da ferrita no endurecimento por solução sólida.....	28
Figura 5 - Efeito dos elementos de ligas no endurecimento por solução sólida em aços com 0,2 % wt C.	28
Figura 6 - Ciclos térmicos dos tratamentos de têmpera e revenido do aço AISI 4130.	30
Nota: M_s e M_f são, as temperaturas de início e fim da transformação martensítica, respectivamente.	30
Figura 7 - Microestrutura de martensita revenida de um aço AISI 4130 obtida por microscopia óptica com aumento de 1000X.	31
Figura 8 - Endurecimento secundário de um aço 0,35%C com e sem Mo.	32
Figura 9 - Efeito do teor de Cr na dureza de aços com 0,35%C durante o revenimento.	33
Figura 10 - Micrografia obtida em microscópio eletrônico de transmissão (MET), mostrando a morfologia dos carbonetos M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C	34
Figura 11 - Efeito do teor de Mo na dureza de aços com 0,1 %C durante o revenimento.....	35
Figura 12 - Micrografia obtida em microscópio eletrônico de transmissão (MET), mostrando a morfologia carbonetos M_7C_3 e Mo_2C	36
Figura 13 - Evolução das durezas máximas em função da temperatura e tempo do TTPS.	37
Figura 14 – Microestrutura da região GG ZAC do aço AISI 4130 soldado por SAW e atacadas com nital 2%.	37
Figura 15 - Sequência de precipitação de carbonetos em aços ligados.	38
Figura 16 - Figura esquemática de uma junta soldada correlacionando a temperatura de pico do metal de solda e de cada uma das regiões da zona afetada pelo calor, com as fases presentes no diagrama de fases Fe-C.	39
Figura 17 - Macrografia indicando as regiões da ZAC e os ranges de temperaturas que cada uma das regiões atingem.....	41
Figura 18 - Desenho esquemático representando os ciclos térmicos e as microestruturas encontradas em soldas multipasses.	42
Figura 19 - Ataque químico seletivo com Labara na região GG ZAC do aço ASTM 4130, utilizado para identificar martensita e bainita.....	43
Figura 20 - Análise por MET das microestruturas presentes na GG ZAC após a TTPS (640°C / 1,5 horas) para o aporte térmico de 20 KJ/cm.	45
Figura 21 - Microscopia ótica da GG ZAC de um aço ASTM 4130, nas condições como soldado e TTPS (640°C / 1,5 horas) para diferentes aporte térmicos, 12kJ/cm (a), 20kJ/cm (b) e 28kJ/cm (c).	46
Figura 22 - Microestruturas e dureza máxima HV5 na região GG ZAC para condições como soldado TTPS a 495 °C/1h, 595 °C/1h e 695 °C/3h.....	48
Figura 23 - Microestrutura da GF ZAC como soldado de um aço AISI 4130 e análise em MET para confirmação microestrutural.	49
Figura 24 - Microestrutura da IC ZAC de um aço AISI/SAE 4130 evidenciando a presença da martensita rodeada por ferrita.	50
Figura 25 - Relação de pico de temperatura em função do tipo de corrente (continua ou pulsada), para condição de soldagem com e sem resfriamento forçado, correlacionando com a extensão da IC ZAC para cada uma das condições.	51

Figura 26 - Efeito do pico de temperatura do ciclo térmico de soldagem no diagrama CCT.	52
Figura 27 - Representação esquemática da Tp e o $\Delta 8-5$ para diferentes regiões de uma junta soldada, apresentando que o $\Delta 8-5$ é o mesmo para o metal de solda e para a ZAC.	53
Figura 28 - Diagrama de Tp por $\Delta 8-5$, mostrando o efeito dos ciclos térmicos de soldagem na microestrutura, dureza e tenacidade ao ensaio charpy.	54
Figura 29 - Ciclos térmicos de soldagem para diferentes temperaturas de preaquecimento.	55
Figura 30 - Diagrama de Higuchi onde está representado as extensões das ZD, ZM, reforço e penetração para cada um dos aportes térmicos aplicados, para um aço carbono.	57
Figura 31 - Identificação das zonas duras (ZD) e zonas macias (ZM) através de ensaios de microdureza.	57
Figura 32 - Representação esquemática da metodologia de Higuchi dupla camada convencional.	58
Figura 33 - Representação esquemática da metodologia de Higuchi modificado.	60
Figura 34 - Perfil de microdureza após aplicação da segunda camada da técnica de Higuchi modificada, correspondente a combinação de aportes 0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada, com aumento 500x.	62
Figura 35 - Análise microestrutural da metodologia de Higuchi modificada para combinação de aportes 0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada.	62
Figura 36 - Ensaio de dureza dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, comparando o teste de Higuchi com o TTPS.	64
Figura 37 - Metodologia aplicada no desenvolvimento do estudo da influência do preaquecimento, TTPS e metodologia do preaquecimento combinado.	65
Figura 38 - Desenho esquemático do material utilizado no estudo.	66
Figura 39 - Realização da soldagem sobre tubo, com a tocha fixa e o tubo se movimentando no sentido horário de maneira constante.	67
Figura 40 - Desenho esquemático do processo de soldagem e de retirada de corpos de provas.	69
Figura 41 - Fotos da macrografia dos cordões de solda das três fases de soldagem.	70
Figura 42 - Montagem do sistema de preaquecimento na peça a ser soldada.	71
Figura 43 - Metodologia de medição adotada no software FIJI ImageJ para definir reforço de solda, a largura do cordão, a penetração, a extensão da ZAC em 3 regiões (P1, P2 e P3).	72
Figura 44 - Mosaico com aumento de 500X para identificar e mensurar as diferentes regiões da ZAC, desde o MS até o MB.	73
Figura 45 - Representação esquemática dos perfis de microdureza P1, P2 e P3, a) primeira fase do MPC b) e segunda fase do MPC.	75
Figura 46 - Representação do mapa de dureza HV5 com uma malha de indentações de 0,6 x 0,6 mm.	75
Figura 47 - Posicionamento dos entalhes charpy.	77
Figura 48 - Macrografias das amostras 150, 230 e 400, da 1ª fase de soldagem.	78
Figura 49 - Medidas do reforço e da penetração das amostras 150, 230 e 400.	79
Figura 50 - Resultados de ensaios de dureza (HV0,1) de amostras da 1ª fase de soldagem nas regiões P1, P2 e P3.	81
Figura 51 - Distribuição de valores de dureza (HV0,1) da ZD para as amostras 150, 230 e 400.	82
Figura 52 - Extensão da ZAC em função da temperatura de preaquecimento e da posição das indentações P1, P2 e P3.	82
Figura 53 - Mapeamento de dureza na ZAC e MS de amostra de cada condição de preaquecimento da 1ª fase de soldagem.	83
Figura 54 - Comparação dos valores superiores a 350HV5 obtidos através dos mapeamentos de dureza em função das temperaturas de preaquecimento.	84

Figura 55 - Micrografias ópticas com 500x de aumento da GG ZAC e GF ZAC para cada uma das amostras de preaquecimento, 150, 230 e 400 °C da 1ª fase de soldagem.	86
Figura 56 - Análise das extensões da ZAC vs temperatura de preaquecimento para os perfis de dureza HV0,1 na posição P1.	88
Figura 57 - Comparação das extensões da ZD, para o perfil P2, com as extensões da GG ZAC e GF ZAC em função da temperatura de preaquecimento.	88
Figura 58 - Reforço, penetração, e extensões das ZD e ZM, para avaliar o cumprimento do critério do MPC.	90
Figura 59 - Reforço, penetração e extensões das ZD e ZM, para avaliar o cumprimento do critério do MPCM.	91
Figura 60 - Macrografias das soldas da fase intermediária para cada uma das temperaturas de preaquecimentos (150°C, 230°C e 400°C).	92
Figura 61 - Macrografias ([150 400], [230 400], [400 400]) das soldas da 2ª fase de soldagem.	93
Figura 62 - Valores de microdureza de amostras da 2ª fase de soldagem nas regiões P1 ou P3 e P2.	94
Figura 63 - Análise de efetividade da MPC, comparando os perfis P2 da 1ª fase de soldagem com P1 ou P3 da 2ª fase de soldagem.	96
Figura 64 - Mapeamento de dureza para 2ª fase de soldagem.	97
Figura 65 - Análise comparativa dos valores obtidos nos mapeamentos de dureza para 2ª fase de soldagem.	98
Figura 66 - Análise das microestruturas entre as intersecções das ZACs, GG2 – GG1 e GF2 – GF1, para verificar a efetividade das sobreposições das ZAC, com aumento de 500X.	99
Figura 67 - Ensaio charpy realizado na ZAC a -20°C para as amostras 150, [150 400], 230, [230 400], 400 e [400 400].	101
Figura 68 - Microestrutura em MEV com aumento de 5000X entre as regiões da ZAC (GG e GF) para as amostras 150, 230 e 400.	102
Figura 69 - Mapeamento de dureza por preaquecimento após o TTPS.	104
Figura 70 - Comparação dos mapeamentos de dureza em função das temperaturas de preaquecimento.	105
Figura 71 - MEV com 5000x de aumento da GG ZAC e GF ZAC para cada uma das amostras, [150 + TT], [230 + TT] e [400 °C + TT] com tratamento térmico da primeira fase do MPC.	106
Figura 72 - Análise comparativa dos resultados de dureza acima de 350 HV5 entre as metodologias de preaquecimento, MPC e TTPS.	108
Figura 73 - Análise comparativa dos resultados charpy entre as metodologias de preaquecimento, MPC e TTPS.	109
Figura 74 - Microestrutura em MEV com aumento de 5000X entre as regiões de sobreposição da ZAC (GG, GF e IC) para segunda fase do MPC.	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI/SAE 4130 especificado na norma ASTM A29/A29M.....	23
Tabela 2 - Tipos de carbonetos que podem ser formados em aços liga de acordo com sua estequiometria.....	32
Tabela 3 - Composição química do aço ASTM 4130 (% Massa).	43
Tabela 4 - Valores de microdureza e porcentagem de cada fase para cada tipo de microestruturas bainítica e martensítica.	44
Tabela 5 - Propriedade mecânica da GG ZAC para diferentes aportes térmicos nas condições como soldado e TTPS.....	47
Tabela 6 - Composição química, em % massa, do aço AISI/SAE 4130 modificado.....	66
Tabela 7 - Faixa de propriedade mecânicas especificadas para o aço AISI/SAE 4130 modificado.....	67
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem dos cordões de solda.....	68
Tabela 9 - Nomenclatura adota para as amostras em função da condição e da fase do processo de soldagem.	70
Tabela 10 - Parâmetros de TTPS aplicado nas amostras [150 + TT], [230 + TT] e [400 + TT].	76
Tabela 11 - Valores do tamanho médio de grão na região GG ZAC em função da temperatura de preaquecimento.	87
Tabela 12 - Parâmetros utilizados para avaliação do critério de decisão do MPC.....	89
Tabela 13 - Parâmetros utilizado para avaliação do critério de decisão do MPCM.....	91
Tabela 14 - Redução máximas obtidas pela MPC para o perfil P2 da 1ª fase de soldagem e perfil P1 ou P3 da 2ª fase de soldagem.....	95
Tabela 15 - Médias de dureza nas regiões GG2 – GG1, GF2 – GG1 e IC2 – GG1, calculadas em função do mapeamento de dureza.....	100

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

USP	Universidade de São Paulo
UFRJ	Universidade Federal do Rio de Janeiro
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia da Universidade do Ceará
HTLA	Heat Treatable Low Alloy Steel
ZAC	Zona afetada pelo calor
TTPS	Tratamento térmico pós-soldagem
CS	Como soldado
IIW	International Institute of Welding
CE	Carbono equivalente
CCT	Curva de resfriamento contínuo
MET	Microscópio eletrônico de transmissão
GG ZAC	Região de grãos grosseiros da ZAC
GF ZAC	Região de grãos finos da ZAC
IC ZAC	Região intercrítica da ZAC
SC ZAC	Região subcrítica da ZAC
M-A	Martensita – Austenita
CC	Corrente contínua
CP	Corrente Pulsada
T _p	Temperatura de pico na soldagem
ZD	Zona dura
ZM	Zona macia
R	Reforço de solda
P	Penetração
PZM	Profundidade da zona macia
PZD	Profundidade da zona dura
PZAC GG	Profundidade da GG ZAC
PZAC GF	Profundidade da GF ZAC
ZF	Zona fundida
SAW	Soldagem por arco submerso
DIC	Differential Interface contrast
M	Martensita

B	Bainita
FN	Ferrita de segunda fase não alinhada
MC	Carbonetos metálicos
MPC	Metodologia do preaquecimento combinado
MPCM	Metodologia do preaquecimento combinado modificado
GG2 – GG1	Sobreposição entre a GG ZAC do 1º passe e 3º passe de soldagem
GF2 – GG1	Sobreposição entre a GG ZAC do 1º passe e GF ZAC do 3º passe de soldagem
IC 2 – GG1	Sobreposição entre a GG ZAC do 1º passe e IC ZAC do 3º passe de soldagem

LISTA DE SÍMBOLO

$\Delta_{8/5}$	Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C
T_0	Temperatura inicial da soldagem
K	Condutividade térmica
H_L	Aporte térmico
HV	Dureza Vickers

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
1.1 Objetivo geral.....	22
1.2 Objetivos específicos.....	22
2 REVISÃO DA LITERATURA	23
2.1 Aço AISI/SAE 4130	23
2.2 Influência dos elementos de ligas	25
2.3 Tratamento térmico de têmpera e revenimento	29
2.3.1 Endurecimento secundário	31
2.3.2 Formação de Carbonetos	32
2.4 Zona afetada pelo calor (ZAC).....	38
2.4.1 Região de grãos grosseiros (GG ZAC).....	39
2.4.2 Região de grãos finos (GF ZAC)	40
2.4.3 Região Intercrítica (IC ZAC)	40
2.4.4 Região subcrítica (SC ZAC)	40
2.4.5 Zona afetada pelo calor em soldas multipasse	41
2.4.6 Microestrutura na ZAC do aço AISI/SAE 4130	42
2.4.7 Influência da temperatura de pico (T_p) na transformação da ZAC	52
2.5 Preaquecimento na soldagem	54
2.6 Metodologia de Higuchi convencional	55
2.7 Metodologia de Higuchi modificada	59
3 MATERIAIS E MÉTODOS	65
3.1 Metodologia Aplicada	65
3.2 Aço AISI/SAE 4130 modificado	66
3.3 Processo de soldagem	67
3.4 Preaquecimento	70
3.5 Metodologia do preaquecimento combinado (MPC)	71
3.6 Análise microestrutural	72
3.7 Ensaio de dureza HV0,1 (microdureza)	74
3.8 Mapas de dureza	75
3.9 Tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).....	76
3.10 Ensaio Charpy	76
3.11 Medição do tamanho médio de grão	77
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	78
4.1 Resultados da 1ª fase de soldagem	78
4.1.1 Macrografias	78
4.1.2 Ensaio de dureza da 1ª fase de soldagem	79
4.1.2.1 Ensaio de dureza HV0,1 (microdureza)	79
4.1.2.2 Ensaio de mapeamento de dureza	82
4.1.3 Análise de microscopia óptica	84
4.1.4 Medição do tamanho médio de grão	86
4.1.5 Análise da extensão das regiões da ZAC	87
4.1.6 Aplicação dos critérios MPC para 1ª fase de soldagem	89
4.2 Resultados da 2ª fase de soldagem	92
4.2.1 Macrografias	92
4.2.2 Ensaio de dureza da 2ª fase de soldagem	93
4.2.2.1 Ensaio de dureza HV0,1 (microdureza)	93
4.2.2.2 Ensaio de mapeamento de dureza	97

4.2.3 Análise de microscopia ótica	98
4.3 Resultados de ensaios charpy (1ª e 2ª fase de soldagem)	100
4.4 Resultados do tratamento térmico pós soldagem (TTPS)	103
4.5 Análise crítica entre as técnicas de preaquecimento, MPC e TTPS	107
5 CONCLUSÃO	111
6 TRABALHOS FUTUROS	113
REFERÊNCIAS	114

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, há a necessidade de se desenvolver materiais com alta resistência à propagação de trincas, como por exemplo para utilização em turbinas de aviões e alguns componentes utilizados na indústria de óleo e gás, especialmente sob condições de carregamentos cíclicos, ou seja, resistentes à fadiga. Sendo assim, na maioria dos casos, a aplicação desses materiais depende de suas propriedades mecânicas, como por exemplo, limite de escoamento, tenacidade ao impacto, resistência à nucleação e propagação de trincas, além de propriedades como usinabilidade e soldabilidade. Esses aços são classificados como *Heat Treatable Low Alloy Steel (HTLA)* e contém até 5% de elemento de liga e 0,25 - 0,50% C (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

Os aços da classe AISI 4130 e AISI 4340 são exemplos desses aços que apresentam alto limite de resistência mecânica e à fadiga, sendo largamente aplicados em turbinas e tubos para transporte de vapor que operam em temperaturas próximas a 400 °C (BOBYLIOV et al., 2005). A nomenclatura desses aços são definidas de acordo com o teor de Cr, Mo e C, sendo assim, 41XX corresponde aos aços contendo teores de cromo entre 0,8 – 1,1 % e teores de molibdênio entre 0,15 - 2,5 %, enquanto que o XX30 refere-se a porcentagem de carbono dividida por 100, ou seja 0,3 % (CALLISTER; RETHWISCH, 2014).

Essa classe de aço (HTLA) é extremamente utilizada em componentes para equipamentos de indústrias químicas, petroquímicas, óleo e gás (FARRARO; STELLINA, 1996). Esses componentes estão expostos a um ambiente de trabalho extremamente agressivo, causando desgaste e podendo levar o equipamento a falhar. Processos envolvendo soldagem podem vir a ser aplicados na fabricação desses componentes, no entanto, a soldabilidade desses materiais deve ser analisada, pois pode haver o crescimento excessivo de grão e a formação de martensita com elevado grau de dureza na zona afetada pelo calor (ZAC). E quando associado à presença de hidrogênio e de tensão residual, pode ocorrer a formação de trincas à frio (SILVA et al., 2009).

A temperatura de preaquecimento e interpasses para processo de soldagem fica na faixa de 250 – 300 °C, com o objetivo de diminuir suficientemente a velocidade de resfriamento, evitando microestruturas de dureza mais elevada, e assim, prevenindo trincas a frio induzida pelo hidrogênio. O tratamento térmico pós soldagem (TTPS) é realizado imediatamente após a soldagem para reduzir a dureza na ZAC, reduzir a tensão residual provocada pelo processo de soldagem e eliminar o hidrogênio difusível presente no metal de solda e ZAC.

A dureza resultante na ZAC depende dos ciclos térmicos empregados na soldagem e da composição química do material a ser soldado, sendo que, de acordo com Grange (GRANGE; HRIBAL; PORTER, 1977), o Carbono, Molibdênio, Cromo e Vanádio são os elementos que mais possuem influência na temperabilidade dos aços.

As propriedades mecânicas resultantes na ZAC estão relacionadas com os parâmetros do processo de soldagem e composição química do metal de base. Higuchi, Sakamoto e Tanioka (1980) desenvolveram uma metodologia para se obter a melhor combinação de parâmetros de soldagem a fim de se obter as melhores propriedades mecânicas na ZAC sem a necessidade de aplicação do TTPS. O teste desenvolvido por Higuchi tem por finalidade determinar o alcance das regiões revenidas (zonas macias) e retemperadas (zonas duras) ao longo da ZAC.

Este projeto de pesquisa fornece informação para compreender os mecanismos de endurecimento na ZAC do aço AISI/SAE 4130 e para determinar o preaquecimento que reduza a dureza e não promova um efeito deletério na tenacidade ao impacto na região da ZAC. Essa avaliação do preaquecimento poderá apresentar uma alternativa de processo, que permita a eliminação da etapa de TTPS, resultando em um menor consumo de energia elétrica, horas trabalhadas e, conseqüentemente, aumento da produtividade e competitividade.

1.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo definir uma metodologia que permita obter as melhores propriedades mecânicas, de dureza e tenacidade charpy, na ZAC do aço AISI/SAE 4130 soldado por arco submerso (SAW), através da combinação de temperaturas de preaquecimento e de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

1.2 Objetivos específicos

- a) Compreender as transformações microestruturais que ocorrem na ZAC do aço AISI/SAE 4130, soldado por SAW, e verificar a influência da temperatura de preaquecimento, TTPS e o uso da Metodologia do Preaquecimento Combinado (MPC) nas propriedades mecânicas como dureza e tenacidade ao impacto charpy com entalhe em V;
- b) Analisar a utilização da metodologia de MPC e MPCM (Metodologia do preaquecimento Combinado Modificado) como uma alternativa ao TTPS;
- c) Avaliar a influência da solda de dupla camada na transformação microestrutural e a capacidade de recuperação de propriedades mecânicas devido ao segundo ciclo térmico de soldagem e por último comparar a ZAC das soldas como soldado (CS) e com TTPS para compreender os mecanismos de redução de dureza da ZAC.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aço AISI/SAE 4130

O aço AISI/SAE 4130 é uma liga de alta resistência com médio carbono e baixa liga (ASM INTERNATIONAL, 1993b). Segundo Kou (2003), o aço 4130 se enquadra na categoria “*Heat Treatable Low-Alloy (HTLA)*”(baixa liga tratáveis termicamente). Os principais tratamentos térmicos aplicado a este aço, especificados no Handbook da ASM (ASM INTERNATIONAL, 1993b), são: normalização, recozimento, esferoidização, têmpera e revenido.

A composição química do aço AISI/SAE 4130 é especificado pela norma ASTM A29/A29M-15, de acordo com a Tabela 1 (ASTM A29/A29M, 2015).

Tabela 1 - Composição química do aço AISI/SAE 4130 especificado na norma ASTM A29/A29M.

Teor	Elemento químico (% em peso)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	CE _{IW}
Mín.	0,28	0,4	0,15	-----	-----	0,8	0,15	0,53
Máx.	0,33	0,6	0,35	0,035	0,04	1,1	0,25	0,70

Fonte: (ASTM A29/A29M, 2015)

Através da composição química do aço a ser soldado é possível estimar a soldabilidade e sua susceptibilidade à trinca, através da equação desenvolvida empiricamente pelo *International Institute of Welding – IIW* (Equação I). Essa equação determina o carbono equivalente (CE) em função dos teores de diversos elementos químicos, definindo assim, um parâmetro para determinar temperabilidade do aço (AGUIAR, 2001; OLIVEIRA, 2013).

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

Aplicando os valores de CE em função do teor de carbono no diagrama de Graville (Figura 1), é possível determinar a soldabilidade do aço (AGUIAR, 2001). Este diagrama é dividido em 3 zonas de soldabilidade:

- Zona I:** Representa aços de ótima soldabilidade, baixo carbono e baixa temperabilidade, com baixa susceptibilidade à trinca por hidrogênio;
- Zona II:** Representa aços com temperabilidade moderada, e por esse motivo requer controle de preaquecimento para evitar microestruturas sensíveis às trincas à frio;

- c) Zona III: Representa aços com altos teores de carbono e alta temperabilidade. Devem ser submetidos a tratamentos térmicos antes e após a soldagem.

Figura 1 - Diagrama de Graville, relacionando os teores de carbono *versus* carbono equivalente.

Fonte: Adaptado de (AGUIAR, 2001).

Nota: Os pontos 1 e 2 correspondem aos teores máximos e mínimos do carbono equivalente especificados no Aço AISI 4130 (Tabela 1).

De acordo com o Diagrama de Graville, o aço AISI/SAE 4130 está localizado entre as zonas II e III, dependendo dos teores de elementos de ligas especificados pela norma ASTM A29/A29M-15, sendo os pontos 1 e 2 correspondentes ao $CE_{Min.}$ e ao $CE_{Max.}$, respectivamente. Sendo assim, é um aço que necessita de cuidados especiais antes, durante e depois da soldagem (AGUIAR, 2001).

A Figura 2 (ASM INTERNATIONAL, 1991) representa o diagrama de transformação para resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation - CCT*) do aço AISI/SAE 4130. Através deste diagrama é possível prever as fases resultantes de tratamentos térmicos em função da taxa de resfriamento, sendo que para taxas maiores há formação de martensita, enquanto que para taxas menores pode se obter microestruturas como perlita e ferrita, e em taxas moderadas, bainita. Através deste diagrama é possível determinar os ciclos térmicos de têmpera e revenimento.

Figura 2 - Diagrama de transformação CCT para o aço AISI/SAE 4130.

Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1991).

2.2 Influência dos elementos de ligas

As propriedades mecânicas de um aço são fortemente influenciáveis pelos teores e tipos de elementos químicos presentes. Sendo assim, os efeitos de cada um dos elementos químicos presente no aço AISI/SAE 4130 serão brevemente descritos.

a) **Carbono:** O carbono aumenta a resistência mecânica à tração e a temperabilidade, porém, prejudica a soldabilidade e a tenacidade. Quando em solução sólida intersticial, o C é um forte endurecedor. Ele também permite formar outras fases endurecedoras, como martensita e carbonetos (CHIAVERINI, 2008).

b) **Manganês:** O manganês reduz a temperatura de transição austenita-ferrita, auxiliando no refino de grão ferrítico e melhorando a resistência mecânica à tração e a tenacidade (OGATA, 2009). Este elemento químico aumenta a temperabilidade e forma sulfeto de manganês (MnS) que é menos deletério que o FeS, prevenindo assim a ocorrência de trinca à quente (BUENO, 2010). O Mn estabiliza carbonetos e promove o surgimento de austenita retida na têmpera (CHIAVERINI, 2008; COMMISSION OF THE EUROPEAN COMMUNITIES, 1988). No caso de aço de baixo carbono, o aumento no teor de manganês está associado a refino de grão, deslocando a temperatura de transição dúctil-frágil para patamares inferiores, com o aumento da energia absorvida no patamar dúctil (EMYGDIO, 2012).

- c) **Fosforo e Enxofre**: São considerados como impureza, pois podem gerar inclusões não metálicas que servem como concentradores de tensões, o que na maioria das vezes é prejudicial à qualidade do aço, e por isso sua presença é limitada a valores muito baixos (COMMISSION OF THE EUROPEAN COMMUNITIES, 1988).
- d) **Silício**: O silício aumenta a fluidez do aço quando ele está líquido, a temperabilidade, a resistência à tração e a resistência à oxidação a elevadas temperaturas, além de endurecer a ferrita por solução sólida (mais do que o manganês) (COMMISSION OF THE EUROPEAN COMMUNITIES, 1988; KRAUSS, 2005).
- e) **Cromo**: O cromo forma carbonetos, aumenta a resistência ao desgaste, refina a microestrutura, o que incrementa a resistência mecânica à tração, bem como aumenta a resistência à corrosão quando em grande quantidade. Ele aumenta a temperabilidade e reduz a velocidade crítica de resfriamento, de modo que a têmpera de aço com elevado teor de cromo é feita em óleo ou ao ar (BUENO, 2010).
- f) **Molibdênio**: O Molibdênio forma carboneto estável, bem como aumenta a dureza, a resistência à fluência e a temperatura de crescimento de grão da austenita. Além de aumentar a resistência mecânica à tração à temperatura ambiente e a elevadas temperaturas, ele aumenta a temperabilidade, previne a grafitação e melhora a resistência à corrosão por pite (COMMISSION..., 1988; LIMA, 2017). Este elemento químico, geralmente usado quando se deseja aumentar a dureza do aço, promove o endurecimento secundário (EMYGDIO, 2012). Por diminuir a tenacidade, ele não é empregado isoladamente (BUENO, 2010). Quando presente em quantidades de 0,5% ou menor, minimiza a fragilização no revenido (BUENO, 2010).
- Outros elementos químicos podem ser encontrados em materiais AISI/SAE 4130, quando possuem sua composição química modificada, como por exemplo Ni, Ti, V, Nb, Cu e Al.
- g) **Níquel**: O níquel é forte estabilizador de austenita, não forma carbeto e até desestabiliza a cementita, tendo assim uma ação grafitizante, sendo então utilizado em ligas com baixo carbono. Aumenta a resistência mecânica e tenacidade da ferrita em aços baixa liga (HIGGINS, 1999).
- h) **Cobre**: O Cobre pode ser adicionado para melhorar a resistência à corrosão atmosférica e também para aumento da resistência da matriz (γ) por solução sólida (BRITO, 2014).
- i) **Titânio**: A utilização do Ti como elemento de liga produz dispersão de precipitados estáveis de nitreto de titânio (TiN), formados a altas temperaturas nos contornos de grão da austenita, retardando seu crescimento, efeito este que pode ser observado no gráfico da Figura

3, que mostra a diminuição dos grãos da austenita com o aumento do teor do Ti (RASMA, 2015)

Figura 3 - Tamanho de grão de austenita versus o teor de Ti.

Fonte: Adaptado de (RASMA, 2015).

A Figura 4 sintetiza a influência nas propriedades mecânicas relativa a diversos elementos de liga quando dissolvidos na ferrita. Com o aumento dos teores desses elementos, há um incremento na dureza e, portanto, ganho das propriedades mecânicas do aço. Porém, esse aumento de resistência não significa detrimento da tenacidade e ductilidade, como ocorre na formação de fases duras, como por exemplo a martensita (CHIAVERINI, 2008).

Os elementos como P, Si e Mn possuem um forte efeito sobre as propriedades mecânicas, ou seja, com adição de baixos teores desses elementos há um ganho expressivo de propriedades mecânicas. Já os elementos como Mo, V, W e Cr precisam ser adicionado em maiores teores para se obter um aumento significativo de dureza, devido ao processo de endurecimento por solução sólida.

Figura 4 - Efeito dos elementos de ligas sobre a dureza da ferrita no endurecimento por solução sólida.

Fonte: (CHIAVERINI, 2008).

Os elementos de liga, além de afetarem as propriedades mecânicas dos aços, também possuem um forte efeito na temperabilidade. Grange (GRANGE; HRIBAL; PORTER, 1977) realizou um estudo da influência de adição de elementos químicos na temperabilidade de ligas puras de Fe-C, determinando assim o diâmetro máximo do cilindro que continha 90% de martensita após um resfriamento rápido em salmoura. Através desse estudo determinou-se que o elemento que mais influencia na temperabilidade é o carbono. No entanto, outros elementos como Mo, Cr, Si, Mn e Ni em ligas com 0,2 wt% C também contribuem com o aumento da temperabilidade, conforme mostrado na Figura 5.

Figura 5 - Efeito dos elementos de ligas no endurecimento por solução sólida em aços com 0,2 % wt C.

Fonte:(GRANGE; HRIBAL; PORTER, 1977).

2.3 Tratamento térmico de têmpera e revenimento

Os tratamentos térmicos nos aços consistem de ciclos de aquecimento e resfriamento com temperatura, tempo, atmosfera e velocidades de aquecimento e resfriamento controlados, com o objetivo de alterar suas propriedades físicas, químicas e mecânicas (RASMA, 2015).

O tratamento de têmpera consiste no aquecimento do material até o campo austenítico, acima de A_3 , gerando uma estrutura cubica de face centrada (CFC). Então o material é resfriado rapidamente, abaixo de M_s (temperatura de início da transformação martensítica), de modo a impedir a difusão do carbono na rede cristalina. Como consequência, o carbono aprisionado gera aumento do parâmetro de rede, formando uma estrutura martensítica, tetragonal de corpo centrado (TCC) (BROOKS, 1984; RASMA, 2015). A quantidade de martensita obtida depende da temperabilidade do aço, que é dado em função de sua composição química (Figura 5) e dos parâmetros de tratamento térmico (SILVA, 2012). Outros fatores como o processo de fabricação do aço, o tamanho de grão, a microestrutura inicial e a homogeneidade da austenita também influenciam na temperabilidade dos aços (FARACO, 2009).

Ciclos térmicos que resultam em microestruturas martensíticas geram incremento de dureza, limite de resistência e tensões residuais e, conseqüentemente, um efeito deletério nas propriedades relacionadas à tenacidade e ductilidade. Aços resultantes apenas deste tratamento térmico não apresentam muita utilidade na maioria das aplicações. Assim, tratamentos térmicos de revenimentos são aplicados de modo a corrigir as propriedades mecânicas e tornar o material aplicável na engenharia (CHIAVERINI, 2008).

O tratamento térmico de revenimento consiste no aquecimento do material a uma temperatura inferior a A_3 , abaixo do campo austenítico, seguido por um tempo de permanência nesta temperatura (patamar) e subsequente resfriamento à taxas apropriadas (ASM INTERNATIONAL, 1991). Durante o revenimento, o carbono em solução sólida supersaturada na martensita se difunde e precipita como carboneto de ferro (Fe_3C) ou de outros elementos, dependendo da composição química do aço, mudando a estrutura tetragonal de corpo centrado (martensita) para cúbica de corpo centrado (ferrita).

O aumento da temperatura, e do tempo de revenido esferoidizam a cementita, o que reduz sua energia de superfície, diminuindo significativamente a dureza e aumentando a ductilidade e a tenacidade do material (RASMA, 2015). Acima de 400 °C, ocorre a eliminação de defeitos pontuais e aniquilação e rearranjo de discordâncias, bem como poligonização (formação de contorno de subgrão), reduzindo a dureza e resistência e aumentando a tenacidade e a ductilidade (RASMA, 2015).

A Figura 6 apresenta esquematicamente ciclos térmicos de têmpera e revenimento (CHIAVERINI, 2008) e a Figura 7 apresenta a microestrutura de martensita revenida do aço AISI 4130, após esses tratamentos térmicos (GOMES, 2016).

Em resumo, o tratamento de revenimento é dividido em 5 estágios: (REED-HILL et al., 1982):

- 1° - Precipitação de carbonetos metaestáveis;
- 2° e 3 – Decomposição da austenita retida em ferrita e cementita;
- 4° - Coalescimento e esferoidização da cementita e a recristalização da ferrita;
- 5° - Endurecimento secundário devido à precipitação de carbonetos.

Figura 6 - Ciclos térmicos dos tratamentos de têmpera e revenido do aço AISI 4130.

Fonte: Adaptado de (CHIAVERINI, 2008).

Nota: M_s e M_f são, as temperaturas de início e fim da transformação martensítica, respectivamente.

Figura 7 - Microestrutura de martensita revenida de um aço AISI 4130 obtida por microscopia óptica com aumento de 1000X.

Fonte: (GOMES, 2016).

2.3.1 Endurecimento secundário

O 5º estágio do revenimento é conhecido como endurecimento secundário, ocorrendo em temperaturas mais elevadas, entre 500 e 700 °C, onde partículas grosseiras de cementitas são substituídas por finos precipitados de carbonetos mais estáveis na matriz, com V_4C_3 , Mo_2C , NbC e $Cr_{23}C_6$, e com isso há um incremento na dureza (RASMA, 2015).

Elementos de ligas como Cr, Mo, W, V, Nb, aumentam a resistência ao amolecimento do aço durante o revenimento, ou seja, em uma certa temperatura para um dado tempo, o aço tem sua capacidade de reduzir a dureza retardada, e em algumas vezes pode haver um incremento na dureza (RASMA, 2015). Isso se dá devido à precipitação de quantidades apreciáveis de carbonetos de elemento de liga. Na Figura 8 é mostrado um exemplo de como o endurecimento secundário afeta a dureza de um aço com 0,35% C com e sem Mo (REED-HILL et al., 1982).

Figura 8 - Endurecimento secundário de um aço 0,35%C com e sem Mo.

Fonte: (REED-HILL et al., 1982).

2.3.2 Formação de Carbonetos

A precipitação de carbonetos, como por exemplo de Mo e Cr, durante o revenimento, pode resultar em propriedades mecânicas similares às da condição como temperado, porém, produzirá maiores valores de tenacidade devido à dispersão de finos carbonetos na matriz. O endurecimento se dá devido a precipitação de carbonetos metaestáveis, além do carboneto Fe_3C (HODGSON, 2013).

Outros carbonetos podem ser formados, dependendo da composição química do aço, dentre eles os mais comuns são os de Mn, Cr, Mo, W, V e Ti, e sua estabilidade aumenta na sequência apresentada, ou seja, do Mn para o Ti. Sendo assim, um aço que contenha Cr e Mo, os carbonetos de Mo são formados preferencialmente (TOTTEN, 2007). A Tabela 2 apresenta os diferentes tipos de carbonetos que podem ser formados em aços liga (TOTTEN, 2007).

Tabela 2 - Tipos de carbonetos que podem ser formados em aços liga de acordo com sua estequiometria.

Carbonetos do grupo 1	Carbonetos do grupo 2
Fe_3C	Mo_2C
Mn_3C	W_2C , WC
Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3	VC
$\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$	TiC
$\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$	NbC
	TaC, Ta_2C
	ZrC

Fonte: Adaptado de (TOTTEN, 2007).

Dentre os carbonetos apresentados na Tabela 2, os que são encontrados em aços AISI/SAE 4130 são os carbonetos rico em Fe (M_3C), Mo (M_2C e M_6C) e Cr (M_7C_3 e $M_{23}C_6$). A letra M dos carbonetos é substituída pelo metal contido em abundancia (Fe, Cr ou Mo por exemplo) (TOTTEN, 2007).

A precipitação dos carbonetos do tipo M_7C_3 acontece posteriormente à precipitação do carboneto M_3C . Esse fato foi demonstrado por Kou (KOU, 2003), devido ao aumento da concentração de Cr na estrutura do carboneto M_3C e que a precipitação do M_7C_3 ocorre geralmente na interface do M_3C com a ferrita. Esse carboneto retarda o amolecimento durante o revenimento, porém não resulta em um endurecimento secundário significativo para ligas com menos de 12% de Cr, como é mostrado na Figura 9 (RACE; BHADESHIA, 1992).

O carboneto $M_{23}C_6$ é considerado um carboneto estável rico em Cr, com alta solubilidade de Mo e Fe. Porém, em aços com baixos teores de C, o equilíbrio é alterado para os carbonetos M_7C_3 e M_3C . Tipicamente, é precipitado no contorno de grão da austenita prévia ou em contornos de alto ângulo, seu crescimento se dá quando os M_7C_3 estão completamente dissolvidos na matriz, já na condição de super envelhecimento (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). A Figura 10 mostra a morfologia dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ obtidas com microscópio eletrônico de transmissão (MET).

Figura 9 - Efeito do teor de Cr na dureza de aços com 0,35%C durante o revenimento.

Fonte: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 10 - Micrografia obtida em microscópio eletrônico de transmissão (MET), mostrando a morfologia dos carbonetos M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C .

Fonte: (RACE; BHADSHIA, 1992).

O carboneto M_2C , rico em Mo, é o responsável pelo endurecimento secundário (Figura 11) em aços ligados contendo teores de Mo acima de 0,40%, sendo primeiramente nucleado nas discordâncias localizadas no interior da ferrita, porém, também são nucleadas nos contornos de grão da austenita prévia e da ferrita. O forte efeito no retardamento do amolecimento durante o revenimento se dá devido à forte nucleação de finos precipitados na matriz (BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 11 - Efeito do teor de Mo na dureza de aços com 0,1 %C durante o revenimento.

Fonte: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

A morfologia do carboneto M_2C depende da área em que ocorre a nucleação, quando dentro do grão o carboneto possui forma de agulhas alongadas e quando nucleados no contornos de grão e nas discordâncias possuem uma morfologia globular (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006), como pode ser verificado na Figura 12.

Figura 12 - Micrografia obtida em microscópio eletrônico de transmissão (MET), mostrando a morfologia carbonetos M_7C_3 e Mo_2C .

Fonte: (RACE; BHADESHIA, 1992).

O carboneto M_6C (Mo_6C) é formado nos contornos de grãos da bainita e ferrita e é considerado o carboneto estável de Mo. Sendo este nucleado a partir dos carbonetos M_2C (Mo_2C) que estão localizados no interior do grão, evoluindo sua morfologia de agulhas alongadas (Figura 12) para globular (Figura 10).

De acordo com Lima (2017), foi observado a precipitação de carbonetos de Mo e Cr, na ZAC após aplicar diferentes tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS), em aços AISI/SAE 4130, com composição química modificada. A Figura 13, mostra a evolução da dureza em função do tempo e temperatura de TTPS. As durezas apresentadas são médias calculadas da ZAC proveniente do passe de acabamento e passe interno. Com aumento da temperatura e do tempo de TTPS há uma queda de dureza. Porém, até 595 °C há um retardamento do amolecimento (LIMA, 2017), fenômeno também observado por Bhadeshia e Honeycombe, representado na Figura 11 (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 13 - Evolução das durezas máximas em função da temperatura e tempo do TTPS.

Fonte: Adaptado de (LIMA, 2017).

A ZAC na região de grãos grosseiros, para diferentes TTPS, um a 595 °C por 1h (Figura 14 (a)) e outro a 695 °C por 3h (Figura 14 (b)), apresentou a precipitação de carbonetos. Na Figura 14(a) observa-se a presença de carbonetos do tipo M_2C com morfologia agulhada, o que justifica o retardamento do amolecimento (Figura 13). A Figura 14 (b) apresenta carbonetos do tipo M_6C que conduzem a menores valores de dureza.

Figura 14 – Microestrutura da região GG ZAC do aço AISI 4130 soldado por SAW e atacadas com nital 2%.

Fonte: Adaptado de (LIMA, 2017).

Nota: (a) Tratadas termicamente a 595 °C por 1 hora, apresentando os carbonetos M_2C com morfologia de agulhas alongadas.

(b) Tratadas termicamente a 695 °C por 3 horas, apresentando a evolução dos carbonetos M_6C para uma morfologia globular.

A cementita e carbonetos de transição precipitam em temperaturas relativamente baixas, pois dependem apenas da difusão do C, já os demais carbonetos necessitam de mais energia para precipitação, ou seja, temperaturas mais elevadas (JACK; JACK, 1973).

Os carbonetos metálicos iniciam a precipitação quando atingem a temperatura superiores a 500 °C, onde ocorre a difusão substitucional, podendo ser formado na interface ferrita-cementita ou na matriz. A precipitação inicia-se com a formação de carbonetos metaestáveis $M_{23}C_6$ ou M_6C e então a sequência de precipitação pode ser descrita conforme Figura 15, no entanto, pode ser modificada de acordo com fatores estequiométricos e físico-químicos (JACK; JACK, 1973).

Figura 15 - Sequência de precipitação de carbonetos em aços ligados.

Fonte: (JACK; JACK, 1973).

2.4 Zona afetada pelo calor (ZAC)

Aços do tipo HTLA sofrem drásticas transformações na ZAC durante ciclos térmicos de soldagem, devido à sua capacidade de sofrer transformações alotrópicas (ASHBY; EASTERLING, 1982). Sendo assim, a ZAC pode ser dividida em sub-regiões de acordo com o metal de base a ser soldado, como mostrado na Figura 16 (EASTERLING, 1992).

Figura 16 - Figura esquemática de uma junta soldada correlacionando a temperatura de pico do metal de solda e de cada uma das regiões da zona afetada pelo calor, com as fases presentes no diagrama de fases Fe-C.

Fonte: (LIPPOLD, 2015).

2.4.1 Região de grãos grosseiros (GG ZAC)

Essa região é caracterizada por aquecimentos acima da temperatura crítica A_3 , chegando a aproximadamente 1495 °C, portanto, austenetizando nessa região do material. Devido ao fato de atingir temperaturas elevadas, ocorre o crescimento de grão austenítico, resultando na região de grãos grosseiros e, portanto, é considerada uma região com maior probabilidade de ocorrer algum problema (BLONDEAU, 2008).

A microestrutura final é proveniente da transformação austenítica em outras fases correlacionadas ao diagrama Fe-C e o diagrama de resfriamento contínuo. Durante o resfriamento é formado ferrita pró-eutetóide no contorno de grão da austenita, e no interior do grão forma-se bainita, perlita e ferrita de Widmanstätten. A ferrita pró-eutetóide pode ser substituída por martensita e bainita inferior quando aumentado o teor de elemento de liga e da taxa de resfriamento, sendo assim é a região considerada problemática (MODENESI, 2004).

2.4.2 Região de grãos finos (GF ZAC)

A GF ZAC é a região que atinge temperaturas pouco acima de A_3 , permitindo assim, o processo de recristalização, e que resulta em refinamento de grão.

Essa região, por possuir os grãos refinados, não é considerada problemática em relação a propriedades mecânicas, pois apresenta altos valores de tenacidade. Porém pode possuir valores de dureza inferiores ao do metal de base em aços baixa liga (MODENESI, 2004)

2.4.3 Região Intercrítica (IC ZAC)

A região IC ZAC ocorre entre as temperaturas A_1 e A_3 do diagrama Fe-C, região bifásica do diagrama onde parte da microestrutura transforma-se em austenita e parte mantém-se na forma de perlita (HODGSON, 2013).

Durante o resfriamento, os grãos austeníticos se transformam em outras microestruturas, sendo esta dependente do teor de elementos de liga e da taxa de resfriamento. Pode-se formar microestrutura desde ferrita e perlita, em aços baixa ligas com taxa de resfriamento amenas, e até mesmo bainita e martensita, para aços como HTLA com taxas de resfriamento mais severa (LIPPOLD, 2015).

2.4.4 Região subcrítica (SC ZAC)

Na SC ZAC não há ocorrência de transformação de fases devido a baixas temperaturas, aproximadamente 600°C. Porém, nesse patamar de temperatura já ocorrem fenômenos como revenimento e esferoidização da cementita lamelar, podendo ocorrer recristalização em casos de materiais encruado e envelhecidos (EASTERLING, 1992).

A Figura 17 mostra cada uma das regiões da ZAC para soldagem com um único passe (ANNA; GOMES; FERREIRA, 2003).

Figura 17 - Macrografia indicando as regiões da ZAC e os ranges de temperaturas que cada uma das regiões atingem.

Fonte: (ANNA; GOMES; FERREIRA, 2003).

2.4.5 Zona afetada pelo calor em soldas multipasse

A união de componentes de grandes espessuras envolve processos de soldagem multipasses, fazendo com que a ZAC fique submetida a diversos e sucessivos ciclos de reaquecimento, com exceção do passe de acabamento (BLONDEAU, 2008).

Quando a ZAC atinge temperaturas de austenitização muito elevadas, o efeito metalúrgico do ciclo térmico anterior é anulado. Assim, a ZAC em soldas multipasses pode ser descrita levando em consideração o efeito combinado das temperaturas de pico, conforme mostrado na Figura 18 (BLONDEAU, 2008).

A região A, da Figura 18, não é afetada pelo passe subsequente pois atinge temperaturas abaixo de A_1 , sendo então chamada de subcrítica grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (SC GG ZAC). A microestrutura e as propriedades mecânicas dessa região assemelha-se a da região D, GG ZAC (BLONDEAU, 2008).

A região de GG ZAC reaquecida no campo IC ZAC com temperaturas entre A_1 e A_3 (região B da Figura 18) é denominada de intercrítica grãos grosseiros zona termicamente afetada (IC GG ZAC). Nesse range de temperatura a difusão é facilitada, nucleando austenita no contorno de grão, precipitando carbonetos e constituintes M-A (martensita-austenita) ou até mesmo regiões com segregação de soluto. A austenita formada nessa região é rica em C e durante o resfriamento pode transformar em martensita ou constituinte M-A, tornando-se assim a região mais crítica de solda multipasse devido sua à baixa tenacidade. No entanto, suas

propriedades mecânicas podem ser reestabelecidas quando reaquecido em temperaturas entre 350 e 400 °C (BLONDEAU, 2008).

Por último, a região GF ZAC, região C na Figura 18, que atinge temperaturas pouco acima de A_3 , resultando em uma microestrutura similar às encontradas após tratamento térmico de normalização e com excelentes propriedades mecânicas. A fim de se obter as melhores propriedades mecânicas na ZAC de soldas multipasse, deve-se maximizar a região GF ZAC, garantindo assim alta tenacidade (BLONDEAU, 2008).

Figura 18 - Desenho esquemático representando os ciclos térmicos e as microestruturas encontradas em soldas multipasses.

Fonte: (BLONDEAU, 2008).

2.4.6 Microestrutura na ZAC do aço AISI/SAE 4130

Liyang et al. (2011b) realizaram estudos caracterizando a GG ZAC para o aço ASTM 4130, com composição química conforme Tabela 3. A GG ZAC foi obtida através de simulação térmica de soldagem em Gleeble-1500. A região GG ZAC a microestrutura é composta majoritariamente por martensita, bainita superior e inferior e constituinte MA (Figura 19). A Figura 19 a) apresenta a região GG ZAC, onde foi realizado um ataque químico seletivo para

revelar martensita (Labara), muito utilizado em aços duplex. A matriz, em azul, é a fase martensítica, enquanto a microestrutura com morfologia agulhada é o constituinte bainítico. As Figura 19 b), c) e d), foram análises realizadas em MET com o intuito de confirmar as fases presentes na GG ZAC.

Tabela 3 - Composição química do aço ASTM 4130 (% Massa).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
0,32	0,355	0,62	1,15	0,25	0,17	0,004	0,010

Fonte: (LIYING et al., 2011a, 2011b)

Figura 19 - Ataque químico seletivo com Labara na região GG ZAC do aço ASTM 4130, utilizado para identificar martensita e bainita.

Fonte: (LIYING et al., 2011b).

Nota: (a) A matriz, em azul, é a martensita (M) e a região com morfologia agulhada, bainita (B).

(b) imagem em MET para confirmação microestrutural, sendo martensita com alto teor de carbono.

(c) Bainita inferior.

(d) Microconstituente M-A.

Devido à microestrutura dessa região, são encontrados baixos valores de tenacidade, que chegam a valores entre 5,5 a 7,1% da tenacidade do metal de base. Porém, durante TTPS são precipitados carbonetos de microestruturas metaestáveis, acompanhado da transformação de austenita retida em bainita inferior, fazendo com que restabeleça a tenacidade, atingindo valores superiores ao de metal de base.

Através do ataque seletivo de Labara, para identificar a martensita, LiYing e Wong (LIYING et al., 2011b) definiram a microdureza de cada microestrutura em função do aporte térmico, sendo assim, possível quantificar a porcentagem de cada fase, esses valores estão indicados na Tabela 4.

Tabela 4 - Valores de microdureza e porcentagem de cada fase para cada tipo de microestruturas bainítica e martensítica.

Aporte Térmico (KJ/cm)	Microdureza HV0,025		Porcentagem das fases (%)	
	Bainita	Martensita	Bainita	Martensita
12	300	417	54,8	45,2
20	381	421	68,5	31,5
28	322	376	76,2	23,8

Fonte: Adaptado de (LIYING et al., 2011b).

As microestruturas formadas devido ao TTPS (640°C / 1,5 horas) na GG ZAC para aportes térmicos de 20 kJ/cm, é de bainita temperada (Figura 20 a)), o que significa que o TTPS não foi suficiente para o revenimento completo da região GG ZAC. Também foram encontradas partículas de Fe₃N como precipitados no interior e nos contornos das ripas bainíticas. A Figura 20 b), mostra que a austenita retida transforma em bainita inferior. Após o TTPS não foi encontrado microconstituente M-A.

Figura 20 - Análise por MET das microestruturas presentes na GG ZAC após a TTPS (640°C / 1,5 horas) para o aporte térmico de 20 KJ/cm.

Fonte: Adaptado de (LIYING et al., 2011b).

Nota: (a) Bainita temperada.

(b) Bainita recém-formada.

Na Figura 21 estão apresentadas as microestruturas encontradas na GG ZAC por LiYing e Wong (LIYING et al., 2011b), nas condições como soldado e TTPS para diferentes aportes térmicos, 12, 20 e 28 kJ/cm. Comparando as microestruturas nas condições como soldado e após TTPS, observa-se que a martensita e outros microconstituintes metaestáveis decompõem-se em martensita revenida e finos carbonetos, como mostrado na Figura 20. Também é observado que após o TTPS, o contorno de grão da austenita previa, destacado com uma linha pontilhado em vermelho e as ripas de martensitas continuam visíveis, caracterizando comportamento de resistência ao revenido do material ASTM 4130 pela presença do Cr e Mo.

Foi relatado por LiYing e Wong (LIYING et al., 2011b) a presença de carbonetos do tipo $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ e $(\text{Fe,Mo})_3\text{C}$ na GG ZAC, que reforçam a teoria da resistência ao revenido de materiais ASTM 4130.

Figura 21 - Microscopia ótica da GG ZAC de um aço ASTM 4130, nas condições como soldado e TTPS (640°C / 1,5 horas) para diferentes aporte térmicos, 12kJ/cm (a), 20kJ/cm (b) e 28kJ/cm (c).

Condição: Como soldado

Condição: TTPS

Fonte: Adaptado de (LIYING et al., 2011b).

Os valores de propriedade mecânica encontrados na GG ZAC em função do aporte térmico para condições como soldado e TTPS, estão representados na Tabela 5. Para condição como soldado, obteve-se valores extremamente baixos de tenacidade, e valores extremamente

alto de dureza para todos os aportes térmicos aplicados. Entretanto, após o TTPS as propriedades mecânicas são reestabelecida (LIYING et al., 2011b).

Tabela 5 - Propriedade mecânica da GG ZAC para diferentes aportes térmicos nas condições como soldado e TTPS.

Aporte Térmico (kJ/cm)		12	20	28
Energia charpy (J)	Como Soldado	13	10	10
	TTPS	183	193	207
Dureza (HV10)	Como soldado	547	489	435
	TTPS	222	240	234

Fonte: (LIYING et al., 2011b).

Lima (2017) também analisou a microestrutura do aço AISI/SAE 4130 na GG ZAC nas condições como soldado e após TTPS (diferentes temperaturas e tempos). Como resultado, também foi encontrado microestruturas com morfologia agulhada, ou seja, martensita. Nas análises realizadas também observou-se que o material possui resistência ao revenido, fazendo com que houvesse alteração significativa da microestrutura e dureza apenas em TTPS com tempo e temperatura maiores. Na Figura 22 é possível verificar as microestruturas encontradas e suas máximas durezas para as condição como soldado, TTPS a 495 °C/1h, 595 °C/1h e 695 °C/3h.

As microestruturas encontrada por Lima (2017) na Figura 22, e por LiYing et al. (2011b) na Figura 21 apresentam morfologias semelhantes, para a condição como soldado, confirmando assim a presença de martensita, uma vez que na Figura 19, Liying et al. (2011b) confirma as microestruturas através de MET. Outro fator que suporta a conclusão da microestrutura são os patamares dos valores de dureza de 461 HV10, reportado por Lima (2017) na Figura 22 e de valores superiores a 370 HV0,025, reportados na Tabela 4. A condição de TTPS de 695 °C por 3 horas, na Figura 22, também apresenta morfologia semelhante ao que Liying et al (2011b) encontrou para TTPS na condição 640°C / 1,5 horas, ou seja, microestrutura bainítica.

Figura 22 - Microestruturas e dureza máxima HV5 na região GG ZAC para condições como soldado TTPS a 495 °C/1h, 595 °C/1h e 695 °C/3h.

Como soldado. Dureza Max. 461 HV5

TTPS 495 °C/1h. Dureza Max. 461HV5

TTPS 595 °C/1h. Dureza Max. 435 HV5

TTPS 695 °C/3h. Dureza Max. 278 HV5

Fonte: Adaptado de (LIMA, 2017).

Liying et al (2011a) também estudaram e caracterizaram a GF ZAC, obtida através de simulação térmica de soldagem em Gleeble-1500, de aços ASTM 4130, com composição química de acordo com a Tabela 3. Análise microestrutural, por MET, revelou que a região GF ZAC é composta por ferrita acicular, ferrita equiaxial, ferrita granular, martensita e constituinte M-A, conforme Figura 23 b) a F). Já a Figura 23 a) mostra a microscopia ótica com ataque seletivo de 4% em volume de solução nítrica, revelando em cinza, a ferrita e em branco a martensita e microconstituinte M-A. Ensaios mecânicos revelaram que há uma fragilização da GF ZAC, com uma queda de tenacidade de aproximadamente 81,37% em relação ao metal de base. A fragilização é induzida devido à presença de carbonetos nos contornos e sub-contornos de grão da ferrita granular e também devido à presença de martensita e constituinte MA distribuídos pela matriz.

Figura 23 - Microestrutura da GF ZAC como soldado de um aço AISI 4130 e análise em MET para confirmação microestrutural.

Fonte: (LIYING et al., 2011a).

Nota: (a) Ataque seletivo de 4,0% de solução nítrica para revelar a ferrita, em cinza, e martensita e microconstituente M-A em branco.

(b) Ferrita equiaxial.

(c) Ferrita granular.

(d) Martensita de maclagem.

(e) Martensita em placas.

(f) Microconstituente M-A.

Joshi et.al. (2016) estudou a IC ZAC de um aço AISI/SAE 4130 e apontaram as dificuldades encontradas para caracterização dessa região. Descrevem-na como uma mistura de ferrita e austenita rica em carbono que se transforma em martensita durante o resfriamento, ou seja, pode formar constituinte M-A (martensita-austenita). A Figura 24 é o resultado das análises de microscopia óptica da IC ZAC, mostrando que há presença de martensita cercada por ferrita.

A IC ZAC aumenta de acordo com o pico máximo de temperatura que atinge durante a soldagem, ou seja, se mantida em temperaturas relativamente elevadas por mais tempo, resultará em uma IC ZAC mais extensa (JOSHI et al., 2016). A Figura 25, mostra a extensão da IC ZAC em função da aplicação de um resfriamento forçado durante a soldagem, para dois tipos distintos de corrente, contínua e pulsada, e também, o pico de temperatura atingido para cada uma das condições (JOSHI et al., 2016). Sendo assim, quanto maior a temperatura e o tempo de aquecimento, mais extensa é a IC ZAC, podendo variar desde 230 μm a 455 μm para o maior e a menor temperatura de pico (T_p), respectivamente.

Figura 24 - Microestrutura da IC ZAC de um aço AISI/SAE 4130 evidenciando a presença da martensita rodeada por ferrita.

Fonte: (JOSHI et al., 2016).

Figura 25 - Relação de pico de temperatura em função do tipo de corrente (contínua ou pulsada), para condição de soldagem com e sem resfriamento forçado, correlacionando com a extensão da IC ZAC para cada uma das condições.

Fonte: (JOSHI et al., 2016).

2.4.7 Influência da temperatura de pico (T_p) na transformação da ZAC

A temperatura de pico atingida durante a soldagem, possui influência direta sobre o diagrama CCT do aço, como pode ser visto na Figura 26, para duas temperaturas de picos distintas, 1400 e 1000 °C. Observa-se que quando a temperatura de pico atinge patamares mais elevado, há um maior tempo para a formação de martensita, ou seja, deslocando a curva CCT para a direita. Já para temperaturas de pico inferiores, o efeito é contrário, representado pela linha hachurada na Figura 26 (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

Importante observar que na Figura 26 o eixo da abcissa está representado por Δ_{8-5} , ao invés de tempo, isso se dá, pois, transformações alotrópicas ocorrem em temperaturas mais baixas, para diversos aços. Sendo assim, foi definido que a metade do tempo de resfriamento é a maneira mais assertiva de representar este critério, que foi definido como o tempo de resfriamento a partir de A_3 até temperaturas de aproximadamente 350°C. Posteriormente, foi convencionado que o tempo de resfriamento entre 800 a 500 °C (Δ_{8-5}) é a maneira de representar as transformações microestruturais em aços durante o resfriamento (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

Figura 26 - Efeito do pico de temperatura do ciclo térmico de soldagem no diagrama CCT.

Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

Nota: Os constituintes representadas no diagrama são: Martensita (M), Bainita (B), Ferrita (F) e Perlita (P).

O tempo Δ_{8-5} é dada pela Equação 2, para materiais com espessura acima de 0,9 mm, onde T_0 é a temperatura no início da soldagem, ou seja, o preaquecimento, K é a condutividade

correspondem aos valores de durezas HV30, já os valores dentro dos círculos ovais correspondem a temperatura de transição para 21J de energia charpy. Importante ressaltar que a partir desse diagrama é mostrado que com o aumento do T_P há um aumento significativo da dureza e uma queda da energia charpy (ASM INTERNATIONAL, 1993a). No entanto, com o aumento Δ_{8-5} há uma redução nos valores de dureza, acompanhado de uma perda de tenacidade, devido ao efeito de crescimento acentuado de grão.

Figura 28 - Diagrama de T_P por Δ_{8-5} , mostrando o efeito dos ciclos térmicos de soldagem na microestrutura, dureza e tenacidade ao ensaio charpy.

Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

2.5 Preaquecimento na soldagem

A temperatura de preaquecimento é a temperatura inicial em que toda a peça ou somente a região a ser soldado, é colocada no início da operação. O preaquecimento reduz a taxa de resfriamento, causando um incremento na extensão da ZAC e aumentando o tamanho médio de grão da GG ZAC. Por outro lado, reduz a velocidade de resfriamento, o que afeta diretamente a microestrutura, podendo levar à formação de fases mais macias, evitando a formação de martensita (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012). A influência do preaquecimento na velocidade de resfriamento para um aporte térmico de 0,6 kJ/mm, está representado na Figura 29, onde o incremento da temperatura de preaquecimento reduz a taxa de resfriamento.

Figura 29 - Ciclos térmicos de soldagem para diferentes temperaturas de preaquecimento.

Fonte: (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Temperaturas de preaquecimento elevadas resultará em gradientes térmicos mais homogêneos, porém há aumento do tempo em que o material permanecerá no campo austenítico, que resulta em crescimento de grãos excessivos e redução na tenacidade à fratura. A temperatura de preaquecimento para aços com altos valores de C_{eq} podem chegar até 425 °C enquanto que para aços baixa liga é de 150 °C (ASM INTERNATIONAL, 1993a).

A temperatura ideal de preaquecimento é de aproximadamente 25 °C acima da temperatura de transformação martensítica (M_s), pois assim, o material permanece nesta temperatura por mais tempo, resultando em uma microestrutura bainítica, além de evitar picos de tensões relacionados expansão volumétrica da transformação martensítica (BUENO, 1999).

Em aços AISI/SAE 4130 há a necessidade de se aplicar o preaquecimento, porém, a temperatura depende da espessura do material a ser soldado, como por exemplo 200 °C para espessuras de até 13,0 mm, 250 °C para espessuras de 25,0 mm e 300 °C para espessuras de 50,0 mm (KOU, 2003).

2.6 Metodologia de Higuchi convencional

A metodologia de Higuchi foi desenvolvido por Makoto Higuchi na década de 80 (HIGUCHI; SAKAMOTO; TANIOKA, 1980), com o objetivo de questionar a técnica de reparo com meia camada “*Half Bead*”, especificado no ASME seção XI, IWB-4420. Esta consiste em depositar uma camada de solda na região a ser reparada e em seguida remover 50% do

deposito por esmerilhamento, e então, aplicar uma nova camada com eletrodo de maior diâmetro sobrepondo a região esmerilhada. Essa metodologia tinha como objetivo de revenir a GG ZAC, evitando aplicação de TTPS. No entanto, esse método foi questionado por Higuchi, pois não era levado em consideração a espessura da primeira camada. Então, com o propósito de definir a quantidade de material a ser removido da primeira camada depositada, Higuchi desenvolveu uma metodologia chamada de Teste de Higuchi (HIGUCHI; SAKAMOTO; TANIOKA, 1980).

Baseado nessa técnica, foi desenvolvida a metodologia de Higuchi dupla camada, que se baseia na deposição de uma segunda camada com parâmetros de soldagem controlados, de forma a permitir o refino de grão da GG ZAC e consequentemente o “amolecimento” da microestrutura de elevada dureza, sem que haja a necessidade de remoção de material por esmerilhamento. A definição dos melhores parâmetros de soldagem é feito através de ensaios prévios de macrografia, micrografia e ensaios de microdureza na ZAC da primeira camada (HIGUCHI; SAKAMOTO; TANIOKA, 1980).

Esta metodologia se divide em 2 fases, sendo a primeira fase a soldagem de um único passe na superfície de uma chapa do metal de base a ser estudado, para diferentes aportes térmicos, e com isso extrair as informações sobre as extensões das zonas duras e macias da ZAC, e também informação sobre a extensão de penetração e altura do reforço do cordão de solda, gerando então o diagrama de Higuchi, conforme Figura 30 (AGUIAR, 2001).

O diagrama de Higuchi, representa o perfil do cordão de solda e suas dimensões, facilitando a análise da influência do aporte térmico nas extensões da ZAC, zonas temperadas, zonas revenidas, zona fundida e reforço de solda (representado por metal depositado na Figura 30). A tabela abaixo do gráfico, da Figura 30, apresenta os parâmetros de solda utilizados durante o processo, e as barras as extensões de cada uma das regiões. O marco zero, refere-se à linha de fusão, que é a intersecção entre o final da zona de fusão e início da ZAC.

Figura 30 - Diagrama de Higuchi onde está representado as extensões das ZD, ZM, reforço e penetração para cada um dos aportes térmicos aplicados, para um aço carbono.

Fonte: (AGUIAR, 2001).

A segunda fase, consiste na análise para se determinar a extensão das zonas dura (ZD) e macias (ZM). A ZD se estende da linha de fusão até o ponto em que a dureza atinge valores correspondente ao do metal de base. Já a ZM se estende do final de ZD até o ponto em que a dureza se iguala a valores do metal de base, conforme mostrado na Figura 31.

Figura 31 - Identificação das zonas duras (ZD) e zonas macias (ZM) através de ensaios de microdureza.

Fonte: (AGUIAR, 2001).

A ZD deve ser formada em temperaturas de aproximadamente 1495 °C, na qual corresponde a temperatura de pico (T_P) para formação da GG ZAC. Já a ZM deve ser constituída pelas regiões GF ZAC, IC ZAC e a SC ZAC, que corresponde a T_P de aproximadamente 1100 °C (AGUIAR, 2001). A Figura 16, representa as regiões formadas na ZAC em função da temperatura em um diagrama de equilíbrio de aços ferríticos.

A determinação de ZD e ZM permite selecionar a combinação de aporte térmico entre a primeira e a segunda camada, de maneira que a GG ZAC da primeira camada seja refinada pelo ciclo térmico da segunda camada. Baseado nisso, a escolha de aporte térmico entre a primeira e segunda camada deve atender o critério definido na Figura 32 (AGUIAR, 2001).

Figura 32 - Representação esquemática da metodologia de Higuchi dupla camada convencional.

Fonte: (AGUIAR, 2001).

$$PZM2 > PZD1 \quad (3)$$

$$PZD2 < R1 + P1 \quad (4)$$

Onde:

- a) PZM2 é a profundidade da zona macia da segunda camada
- b) PZD1 é a extensão a partir do reforço de solda até a ZD da 1° camada
- c) PZD2 é a extensão de penetração até o final da ZD da 2° camada
- d) R1 é o reforço de solda da primeira camada
- e) P1 é a penetração da primeira camada

A Figura 32 representa esquematicamente a metodologia de Higuchi, sendo do lado direito a representação do primeiro cordão de solda e as extensões de cada uma das regiões (R, P ZD e ZM), onde a referência superficial é a superfície do corpo de prova. O lado esquerdo da Figura 32 é a representação do cordão da segunda camada, tendo como nova referência superficial, o reforço do cordão de solda da primeira camada, uma vez que a segunda camada é realizada sobre a primeira camada. Com isso, é possível verificar a sobreposição de cada uma das regiões entre a segunda e primeira camada de solda (região da Figura 32 fora do quadrado vermelho), para cumprir com os critérios de decisão.

Ao cumprir com os requisitos definidos pela Equação 3, espera-se que o calor gerado pelo segundo passe atinja uma profundidade (PZM2) suficiente para promover o revenimento da ZD da primeira camada. Já o critério da Equação 4 garante que a ZD da primeira camada não será retemperada, pois a ZD da segunda camada, região que atinge temperaturas suficientemente elevadas para austenetizar o material, irá sobrepor o metal de solda que possui baixo Ce (AGUIAR, 2001).

2.7 Metodologia de Higuchi modificada

O Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem da Universidade Federal do Ceará (LPTS) desenvolveu uma variação da técnica de Higuchi modificado, em que utiliza a microestrutura como critério de avaliação da ZAC. Nesse caso, considera-se a extensão da GG ZAC ao invés da ZD e a extensão da GF ZAC ao invés da ZM (OLIVEIRA, 2013). A Figura 33 mostra os critérios utilizado nesta metodologia, sendo o princípio de análise igual ao da Figura 32, porém ao invés de medir as extensões de ZD e ZM, mede-se as extensões da GG ZAC e GF ZAC.

Figura 33 - Representação esquemática da metodologia de Higuchi modificado.

Fonte: (OLIVEIRA, 2013).

$$PZAC\ GF2 > PZAC\ GG1 \quad (5)$$

$$ZF1 > PZAC\ GG2 \quad (6)$$

Onde:

- a) PZAC GG1 é a profundidade da GG ZAC da primeira camada
- b) PZAC GF1 é a profundidade da GF ZAC da primeira camada
- c) PZAC GG2 é a profundidade da GG ZAC da segunda camada
- d) PZAC GF2 é a profundidade da GF ZAC da segunda camada
- e) ZF1 é altura do reforço de solda da primeira camada (R1) + a penetração da primeira camada (P1)
- f) ZF2 é altura do reforço de solda da segunda camada (R2) + a penetração da segunda camada (P2)

As Equações 5 e 6 representam os critérios definidos para seleção dos aportes térmicos em função da microestrutura.

Comparando-se os dois métodos é possível identificar uma pequena diferença conceitual. O método de Higuchi modificado não considera o reforço de solda do primeiro passe na profundidade da GG ZAC para o primeiro critério de aceitação (Equação 5). Já o método convencional leva em consideração o reforço de solda do primeiro passe.

O estudo realizado por Passos (2017) avaliou a técnica de Higuchi dupla camada modificado na soldagem de uma aço 9% Ni, com objetivo de encontrar a melhor combinação

de parâmetros de soldagem para realizar o amanteigamento de uma junta. Foi observado que a ZAC desse material é constituída predominantemente por martensita e que a soldagem multipasse promove a formação de bainita de baixa dureza. Porém, ainda assim foram encontradas regiões duras com valores superiores a 350 HV0,1, o que mostra características heterogêneas na ZAC. A Figura 34 representa o perfil de dureza encontrado em uma das duas amostras que apresentaram reduções significativas de dureza, para a combinação de aporte térmico de 0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada. As microestruturas da região GG ZAC para primeira e segunda camada, estão representadas na Figura 35, onde é possível observar um refino de grão e a presença de bainita de baixa dureza.

De acordo com Passos (PASSOS, 2017), há uma inconsistência na definição da metodologia de medição da profundidade do primeiro passe de soldagem entre as técnicas de Higuchi dupla camada convencional e Higuchi dupla camada modificado. Sendo que, a primeira técnica, define a profundidade da ZD da primeira camada como PZD1 que consiste na somatória de R1, P1 e ZD1. Já para segunda metodologia, define a profundidade da GG ZAC como PZAC GG1 que consiste na somatória de P1 e ZAC GG1, não levando em consideração o reforço da primeira camada. Essa inconsistência afeta consideravelmente os cálculos do diagrama de Higuchi e Passos (2017) considera esse fato como uma possível causa de algumas amostras analisadas não apresentarem refino de grão e queda de dureza significativa com a aplicação da metodologia de Higuchi dupla camada modificado.

Figura 34 - Perfil de microdureza após aplicação da segunda camada da técnica de Higuchi modificada, correspondente a combinação de aportes 0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada, com aumento 500x.

Fonte: Adaptado de (PASSOS, 2017).

Figura 35 – Análise microestrutural da metodologia de Higuchi modificada para combinação de aportes 0,9 kJ/mm na primeira camada e 0,9 kJ/mm na segunda camada.

Fonte: Adaptado de (PASSOS, 2017).

Nota: (f) Macrografia da soldagem das duas camadas da metodologia de Higuchi modificado.

(a) Microestrutura da GG ZAC da primeira camada

(b) GG ZAC da segunda camada apresentando o refino de grão e a nucleação de bainita de baixa dureza

Oliveira (2013) realizou um estudo para avaliar a técnica de soldagem de um aço AISI 8630M e ASTM A182 F22 aplicados em componentes estruturais subaquáticos do setor Petróleo e Gás Natural. Foi utilizada a técnica de Higuchi dupla camada e Higuchi dupla camada modificada para definir os parâmetros de soldagem a ser aplicado no processo de amanteigamento e os resultados foram comparados com juntas amanteigadas com TTPS. O

teste de Higuchi se mostrou uma boa técnica para refino de grão da ZAC de aços baixa liga, porém não se mostrou tão efetiva no aço AISI 8630M. Os valores de dureza encontrados em amostras soldadas de acordo com o critério de Higuchi e sem TTPS foram similares aos das amostras soldadas não aprovadas no critério de Higuchi e com TTPS.

A Figura 36 a) e b) compara os resultados de dureza para o aço AISI 8630M para as condições aprovadas no critério de Higuchi com e sem TTPS, respectivamente. Podendo observar que após o TTPS há uma redução média de aproximadamente 50 HV10 nos valores de dureza (OLIVEIRA, 2013).

Já a Figura 36 c) e d) mostra a influência do teste de Higuchi e do TTPS nos valores médios de dureza, para os aços AISI 8630M c) e ASTM A182 F22 d). Na Figura 36 c) estão apresentados os valores de dureza para o aço AISI 8630M, sendo os CP1 e CP2, representam amostras soldadas com os mesmos parâmetros definido por Higuchi. Porém a primeira sem TTPS e a segunda com TTPS, observando uma redução de 60 HV10 na condição como tratado termicamente. Já o CP7 mostra valores de dureza muito similar ao CP 2, porém, na condição de não aprovada no teste de Higuchi e com TTPS. Já na Figura 36 d), para o aço ASTM A182 F22, o CP11 representa a condição reprovada no teste de Higuchi e sem TTPS, apresentando o maior pico de dureza, na ordem de 320 HV10. Enquanto a condição aprovada no Higuchi (CP9) apresentou um pico de dureza de 270 HV10. Por último, o CP12 na condição reprovada no teste de Higuchi e com TTPS apresentou um pico máximo de dureza de aproximadamente 250 HV10. Os resultados apresentados mostram a eficiência do teste de Higuchi para o aço ASTM A182 F22, porém a metodologia de Higuchi não substitui o TTPS para atingir valores de dureza estipulados pela NACE. No entanto a combinação da metodologia de Higuchi com o TTPS resultaram nos menores valores de dureza (OLIVEIRA, 2013).

Figura 36 – Ensaio de dureza dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22, comparando o teste de Higuchi com o TTPS.

Fonte: adaptado de (OLIVEIRA, 2013).

Nota: (a) Perfis de dureza para juntas soldadas do aço AISI 8630M com parâmetro de acordo com o teste de Higuchi sem TTPS.

(b) Perfis de dureza para juntas soldadas do aço AISI 8630M com parâmetro de acordo com o teste de Higuchi com TTPS.

(c) Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTPS para o aço AISI 8630M.

(d) Perfis de dureza média nas juntas soldadas mostrando o efeito do teste de Higuchi e do TTPS para o aço ASTM A182 F22.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Metodologia Aplicada

A metodologia adotada para o presente trabalho está dividida em 4 fase (Figura 37), 1ª fase de soldagem, fase intermediária, 2ª fase de soldagem e fase do TTPS. A 1ª fase de soldagem consiste do processo de soldagem do 1º passe e a análise da metodologia do preaquecimento combinado. Seguida pela fase intermediária que consiste na soldagem do 2º passe de soldagem com uma sobreposição de 50% sobre o 1º passe. A fase intermediária não é o foco do estudo e somente foi realizado para possibilitar a soldagem do 3º passe em uma segunda camada de solda. A 2ª fase de soldagem consiste na realização do 3º passe de soldagem utilizando a combinação de preaquecimento adequado, definido na 1ª fase. Por último, a fase do TTPS, que consiste na retirada de amostras do 1º passe de soldagem e então aplicação do TTPS.

Figura 37 - Metodologia aplicada no desenvolvimento do estudo da influência do preaquecimento, TTPS e metodologia do preaquecimento combinado.

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2 Aço AISI/SAE 4130 modificado

O material utilizado nesse estudo foi um aço AISI/SAE 4130 de 24,0" de diâmetro externo e 60,0 mm de espessura, com composição química modificada e, relação a ASTM A29/A29M, soldado em um tubo de aço carbono, conforme Figura 38.

Figura 38 - Desenho esquemático do material utilizado no estudo.

Fonte: Elaborado pelo autor.

A composição química desse material foi determinada por espectrometria de absorção atômica conforme a norma ASTM E415 (ASTM E415, 2017) e o Ce_{IIW} foi calculado conforme a Equação 1. O fluxo de soldagem utilizado é classificado como básico e o metal de adição é de C-Mn sólido de 3,2 mm de diâmetro e ambos são compatíveis com o metal de base. Os resultados da composição química do metal de base e as faixas de propriedades mecânicas especificadas estão apresentados na Tabela 6 e na Tabela 7, respectivamente.

Tabela 6 - Composição química, em % massa, do aço AISI/SAE 4130 modificado.

C	Mn	Cr+Mo+V	Mo	Ni + Cu	Outros	Ce_{IIW}
0,29	0,48	1,95	0,80	0,15	0,28	0,76

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 7 - Faixa de propriedade mecânicas especificadas para o aço AISI/SAE 4130 modificado.

Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento Mínimo. (%)	Mínima Energia Absorvida no Impacto (-20 °C) (J)	Dureza Máxima (HV10)
695 – 915	660 – 790	20,0	55	250

Fonte: Dados fornecido pela Tenaris.

3.3 Processo de soldagem

A soldagem foi realizada pelo processo de Arco Submerso (SAW) circunferencial com um único arame. Os parâmetros de soldagem foram mantidos constantes, para todos os cordões de solda realizados, variando somente as temperaturas de preaquecimento em 150, 230 e 400 °C. A Tabela 8, apresentam os parâmetros utilizados durante a soldagem.

As amostras foram preparadas utilizando a técnica “*Bead on Pipe*” (cordão sobre tubo), sobre a parede externa de um tubo de aço AISI/SAE 4130 modificado soldado em um tubo de aço carbono (Figura 39). A soldagem foi realizada na posição plana (1G), ou seja, a tocha se manteve fixa, enquanto o tubo, acoplado a uma mesa rotativa, se movia, no sentido horário, com uma velocidade constante (Figura 39).

Figura 39 - Realização da soldagem sobre tubo, com a tocha fixa e o tubo se movimentando no sentido horário de maneira constante.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem dos cordões de solda.

Parâmetro	Unidade / Tolerância	Valor
Diâmetro do eletrodo	[mm]	3,2
Tipo de corrente	-	CA (AC)
Aporte Térmico	[±20 kJ/mm]	2,50
Corrente	[±50 A]	600
Tensão	[±2 V]	32
Velocidade	[±10 cm/min]	45
Posição do eletrodo	[°]	7,0 – 10,0
Altura do eletrodo	[±5 mm]	25

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 40 descreve a sequência das fases de soldagem e de retiradas de corpos de provas para ensaios mecânicos e metalográficos. A 1ª camada de soldagem é constituída por 2 passes de solda, sendo representados pelas cores vermelha (1º passe) e verde (2º passe), enquanto a 2ª camada é constituída apenas por um passe de soldagem, representado pela cor azul (3º passe).

Primeiramente realizou-se o preaquecimento e então, foi soldado o cordão [1º passe | 1ª camada] sobre o tubo, conforme o desenho esquemático da Figura 40 a). Então retirou-se 4 placas de 100 x 100 mm (Figura 40 b).), sendo 2 para dureza e metalografia e 2 para charpy, a serem testadas nas condições como soldado e com TTPS. Após esta fase, esperou a peça resfriar a temperatura ambiente, e então, para a mesma temperatura de preaquecimento do 1º passe, realizou-se soldagem do 2º passe [2º passe | 1ª camada] (Figura 40 c)) objetivando uma sobreposição de 50% entre os dois cordões. Após a soldagem foi retirada apenas uma placa de 100 x 100 para realizar ensaios macrográficos (Figura 40 d)). Por último, realizou-se a soldagem do 3º passe [3º passe | 2ª camada] na região de intersecção entre os cordões de solda da 1ª camada, com uma temperatura de preaquecimento definida através da metodologia do preaquecimento combinado (Figura 40 e)). Por fim, foram retiradas mais duas placas de 100 x 100 mm (Figura 40 f)), sendo 1 para dureza e metalografia e 1 para charpy. Na Figura 41 é mostrado a macrografia após cada fase do processo de soldagem indicando as sobreposições dos cordões da fase intermediária e 2ª fase de soldagem.

O procedimento de soldagem foi realizado utilizando 1 tubos para cada temperatura de preaquecimento. Sendo assim, foi necessário repetir 3 vezes o procedimento descrito na Figura 40 para obter as amostras com as temperaturas de preaquecimento de 150, 230 e 400 °C.

Figura 40 - Desenho esquemático do processo de soldagem e de retirada de corpos de provas.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) 1º passe, 1ª camada.

(b) Retirada de corpos de provas para TTPS, ensaios mecânicos e metalográficos.

(c) 2º passe, 1ª camada.

(d) Retirada de corpos de provas para ensaio mecânico e metalográficos.

(e) 3º passe, 2ª camada.

(f) Retirada de corpos de provas para ensaio mecânico e metalográficos.

Figura 41 - Fotos da macrografia dos cordões de solda das três fases de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) 1ª fase.

(b) fase intermediária

(c) 2ª fase.

Na Tabela 9 estão apresentadas as nomenclaturas das amostras e a temperatura de preaquecimento em cada uma das fases, ou seja, 1ª fase, 2ª fase e fase do TTPS. A temperatura de preaquecimento da segunda fase foi definida de acordo com a seção 4.1.6.

Tabela 9 - Nomenclatura adota para as amostras em função da condição e da fase do processo de soldagem.

Preaquecimento 1º Passe (°C)	Preaquecimento 2º Passe (°C)	Preaquecimento 3º Passe (°C)	Nomenclatura	Fase de soldagem
150	150	-	150	1ª fase
		-	[150 + TT]	Fase do TTPS
		400	[150 400]	2ª fase
230	230	-	230	1ª fase
		-	[230 + TT]	Fase do TTPS
		230	[230 400]	2ª fase
400	400	-	400	1ª fase
		-	[400 + TT]	Fase do TTPS
		400	[400 400]	2ª fase

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4 Preaquecimento

Os preaquecimentos foram realizados através de aquecimento por resistências elétricas de do tipo esteiras ou mantas (Figura 42 a)).

A fim de avaliar a uniformidade da temperatura na peça, foram utilizados 5 termopares do tipo K ao longo do perímetro do tubo, sendo 4 posicionados nas geratrizes externas e 1 na parte interna do tubo de aço AISI 4130, a fim de garantir a uniformidade da temperatura ao longo de toda a espessura, de acordo com a Figura 42 b)).

Após a montagem das resistências elétricas foi colocado um isolante térmico de fibras cerâmicas com densidade e espessura suficiente para atender os requisitos de temperatura especificado. A Figura 42 c)) apresenta a montagem final da região a ser preaquecida.

Figura 42 – Montagem do sistema de preaquecimento na peça a ser soldada.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) Manta de resistência montada na peça para preaquecimento.

(b) representação esquemática das posições dos termopares tipo K no tubo durante o preaquecimento.

(c) montagem final do conjunto resistência + isolante térmico para o preaquecimento.

Após o material atingir a temperatura especificada, ou seja, os 5 termopares marcando a temperatura desejada, o material foi mantido neste patamar durante 30 minutos para garantir a uniformização da temperatura.

3.5 Metodologia do preaquecimento combinado (MPC)

A metodologia do preaquecimento combinado (MPC) e do preaquecimento combinado modificado (MPCM) foi baseada na metodologia de Higuchi e Higuchi modificada, respectivamente. Porém, ao invés de se variar o aporte térmico entre a 1ª e 2ª camada, foi alterada apenas a temperatura de preaquecimento das camadas, mantendo-se o aporte térmico constante.

Pela técnica do preaquecimento combinado consiste em avaliar os dados de geometria do cordão e as extensões das zonas duras (ZD) e zonas macias (ZM). E então, avaliar quais foram as condições do perfil de microdureza central (P2) que atenderam ao 1º critério de $PZM2 - PZD1 > 0$ e ao 2º critério de $(R_1 + P_1) - PZD2 > 0$.

Já para análise da metodologia do preaquecimento combinado modificado o objetivo é de identificar as extensões da ZAC GG e ZAC GF atendendo os critérios de decisões $PZAC\ GF2 - (PZAC\ GG1 + R1) > 0$ e $ZF1 - PZAC\ GG2 > 1$, também do perfil de microdureza central P2.

Os resultados selecionados são os maiores valores positivos para ambos os critérios. No entanto, no caso de apenas um dos valores do critério ser positivo, então deve-se combinar o

menor valor negativo com o maior valor positivo para as duas metodologias do preaquecimento combinado.

As duas metodologias foram aplicadas para cada uma das temperaturas de preaquecimento, ou seja, as amostras que passaram por essa fase de análise são: 150, 230, e 400.

3.6 Análise microestrutural

Após cada fase de soldagem, foram retiradas 12 amostras transversais à solda, para analisar a macrográfica do perfil de solda para cada um dos 3 passes de solda para todas as condições de preaquecimento. As amostras foram preparadas de acordo com o procedimento descrito abaixo:

- Lixamento e Polimento: realizados manualmente em equipamento de discos rotativos da marca Prazis, APV-V. Granulometria das lixas: # 100, #220, #320, #400 e #600. Polimento com pasta de diamante na sequência #6 μm e #3 μm .
- Ataque químico com Nital 3% por imersão. Tempo de 20 s;
- Obtenção de macrografia: Câmera Evolution LC; Software de captura de imagens Image Express;
- Obtenção de micrografias: microscópio óptico Zeiss, modelo Imager M2m.

Através da utilização do software de análise de imagem, FIJI ImageJ, foi possível realizar a medição do reforço de solda, a largura do cordão, a penetração e a extensão da ZAC em 3 regiões (P1, P2 e P3) para todas as amostras. A Figura 43, ilustra a metodologia de medição adotada.

Figura 43 - Metodologia de medição adotada no software FIJI ImageJ para definir reforço de solda, a largura do cordão, a penetração, a extensão da ZAC em 3 regiões (P1, P2 e P3).

Nas análises metalográficas, também foram verificadas as microestruturas presentes no metal de base e na ZAC por dois modos de utilização distintos. O primeiro é o campo claro, que permite a visualização da luz refletida diretamente, mostrando cores e contraste com maior definição, sendo utilizado para caracterização e verificação das extensões das regiões da ZAC. O segundo é o DIC (*differential interference contrast*), que utiliza um jogo de filtros polarizadores que permite a visualização de relevo em pequenas profundidades. Mas para isso perde as cores e contraste da luz branca, sendo usado para medição das diagonais das microindentações e também pode ser usado para verificação das profundidades das regiões da ZAC.

As análises na ZAC tiveram como objetivo comparar as microestruturas e definir as extensões das regiões de grãos grosseiros (GG ZAC), grãos finos (GF ZAC), intercrítico (IC ZAC) e subcrítica (SC ZAC). A fim de identificar e mensurar a extensão das distintas regiões da ZAC, foram obtidos mosaicos com aumento de 500X, permitindo visualizar desde o metal de solda até o metal de base, fazendo uma varredura completa na ZAC, conforme Figura 44.

Figura 44 - Mosaico com aumento de 500X para identificar e mensurar as diferentes regiões da ZAC, desde o MS até o MB.

Fonte: Elaborado pelo autor.

As nomenclaturas utilizadas na classificação das microestruturas foram baseada no guia de metalografia de aços C-Mn do TWI (TWI, 1984). Essa classificação caracteriza os microconstituintes segundo as regiões metal de solda, ZAC e metal base. As nomenclaturas encontradas para o MB e ZAC são: a ferrita proeutetóide (FP) e a ferrita com segunda fase, que pode ser alinhada (AC) ou não alinhada (FN) e ferrita proeutetóide nucleia nos contornos da austenita prévia (FP) (TWI, 1984).

3.7 Ensaio de dureza HV0,1 (microdureza)

As amostras de microdureza foram retiradas de placas de 100 x 100 mm cortadas transversalmente à solda, após o resfriamento dessas placas, foi realizado um novo corte central na placa transversalmente à solda, com disco de corte refrigerado com líquido refrigerante e então aplicou-se o procedimento metalográfico especificado na seção 3.6.

Os ensaios de dureza Vickers com carga de 0,1 kgf (HV0,1) foram realizados de acordo com a norma ASTM E92 (ASTM E92, 2017). Em cada amostra da primeira fase de soldagem foram realizados 3 perfis de indentação, P1, P2 e P3 com uma angulação de aproximadamente 45° entre eles (Figura 45 a)). Estes perfis se iniciam no metal de solda, aproximadamente 1,0 mm da zona de fusão, e atravessam toda extensão da ZAC, até chegar no metal de base. A quantidade de indentações impressas na amostra é variável de acordo com a extensão da ZAC, porém as indentações são equidistantes em 0,2 mm.

No caso das análises da metodologia do preaquecimento combinado modificado foram caracterizados com apenas os perfis P1 e P2, devidos aos perfis de solda apresentem simetria bilateral como os resultados mostrado na seção 4.1.1, indicarem que não há necessidade de caracterizar o perfil P3.

Já nas análises de microdureza da 2ª fase de soldagem, houve uma pequena alteração nos perfis de indentações, conforme mostrado na Figura 45 b), ou seja, foi mantido a angulação do perfil P1 e P3, porém foi deslocado paralelamente a área de interesse.

As comparações de efetividade MPC, deverá ser realizada comparando o perfil P2 da 1ª fase de soldagem, com o perfil P1 ou P3 da 2ª fase de soldagem, dependendo do alinhamento do cordão de solda da 2ª fase de soldagem. Ou seja, o critério de escolha será em função do perfil que tiver a maior sobreposição efetiva entre as ZACs, representados por um círculo vermelho na Figura 45 b).

As diagonais das indentações foram medidas através de análise de imagens em micrografias utilizando o modo de DIC (*differential interference contrast*) do microscópio ótico, a fim de se obter uma melhor definição dos perfis de indentações.

Após as análises de microdureza, as amostras foram analisadas via microscopia ótica, seguindo a metodologia da seção 3.4, com o objetivo de verificar as fases e a granulação de cada uma das regiões da ZAC.

Figura 45 - Representação esquemática dos perfis de microdureza P1, P2 e P3, a) primeira fase do MPC b) e segunda fase do MPC.

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.8 Mapas de dureza

Foram realizados mapas de dureza Vickers com carga de 5 kgf (HV5) de acordo com a norma ASTM E92 (ASTM E92, 2017). Com o objetivo de analisar variações de dureza, foi realizada uma varredura com mais de 360 indentações de dureza em uma malha de 0,6 x 0,6 mm no metal de solda (MS), ZAC e metal de base (MB). A Figura 46 é um exemplo do mapeamento de dureza realizado em uma amostra. O durômetro utilizado foi o Emco Test – DuraScan 80 G5 localizado na Tenaris Confab – Pindamonhangaba/SP.

Figura 46 - Representação do mapa de dureza HV5 com uma malha de indentações de 0,6 x 0,6 mm.

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.9 Tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

O TTPS foi realizado em forno elétrico da marca Inforgel Genga, em 6 placas de 100 x 100 mm, sendo 3 amostras para análises de microdurezas e 3 amostras para ensaio de charpy, para cada uma das temperaturas de preaquecimento. Todas as amostras foram retiradas da 1ª fase de soldagem, ou seja, após o 1º passe de solda.

A temperatura e o tempo de tratamento térmico adotados estão de acordo com a norma ASME secção VIII (ASME VIII, 2013), e os valores estão representados na Tabela 10. O tempo de tratamento térmico varia de acordo com a espessura, ou seja, a ASME especifica 60 min por polegada. Como a amostra possui 60 mm de espessura, o tempo correspondente é de 142 min. A temperatura no forno foi controlada por termopar soldado em uma das amostras.

Tabela 10 - Parâmetros de TTPS aplicado nas amostras [150 + TT], [230 + TT] e [400 + TT].

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Rampa de aquecimento (°C/min)
595	142	160

Fonte: Adaptado da (ASME VIII, 2013).

3.10 Ensaio Charpy

Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM A370 (ASTM A370, 2017), com corpos-de-prova de dimensões de 10 mm x 10 mm x 55 mm com entalhe central em V de 45 ° e com profundidade de 2,0 mm. Os corpos de prova foram retirados a partir de amostras de 100 x 100 mm sendo obtidos 3 corpos-de-prova por usinagem da cada placa. Os ensaios foram realizados em uma máquina *Zwick/Roell*, modelo *Zwick PSW750* com capacidade de 750 J.

Os testes foram realizados na temperatura de -20 °C, conforme a norma API RP 5C6 (API RP 5C6, 2012). O entalhe foi usinado objetivando estar através de 50% de metal de solda e 50% ZAC, e a posição do entalhe variou em função da 1ª fase e 2ª fase de soldagem, com o objetivo de maximizar a área de interesse a ser analisada. A Figura 47 representa as posições definidas para usinagem do entalhe em V dos corpos de provas charpy. Não foram realizados ensaios charpy de amostras da fase intermediária.

Figura 47 – Posicionamento dos entalhes charpy.

a)

b)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) Posição do entalhe charpy em amostras da 1ª fase de soldagem e da fase de TTPS.

(b) Posição do entalhe charpy em amostras da 2ª fase de soldagem.

3.11 Medição do tamanho médio de grão

Para a análise do método do preaquecimento combinado modificado, que separa a ZAC nas regiões de grãos grosseiros e grãos finos, a distinção é feita de forma qualitativa, conforme mostrado na Figura 44. Já a medição do tamanho médio de grãos da região GG ZAC foi realizada seguindo o seguinte procedimento:

a) Através do software de análise de imagem *Zen 2 (blue edition)* da Zeiss, foram analisadas 3 fotos por região, uma para cada condição de preaquecimento e com aumento de 500 X.

b) Para cada uma das condições de preaquecimento foram traçadas diagonais em 5 grãos distintos (de modo aleatório), e a média desses valores foram tomadas como o valor médio aproximado de tamanho de grãos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Resultados da 1ª fase de soldagem

4.1.1 Macrografias

As macrografias das amostras 150, 230 e 400 foram obtidas das amostras da 1ª fase de soldagem, estão apresentadas na Figura 48. Através das macrografias foram medidas o reforço de solda e a penetração para cada uma das amostras (150, 230 e 400) e quantificado no gráfico da Figura 49.

Através das análises do reforço de solda e da penetração é possível verificar uma pequena influência do preaquecimento, ou seja, aumentando a temperatura de preaquecimento de 150 °C para 400 °C, há um pequeno incremento da penetração de aproximadamente 6% e uma redução do reforço de 11%. Essas variações percebidas não podem ser atribuídas somente às alterações de temperaturas de preaquecimento, pois existem outras possíveis fontes para estas variações. Primeiramente o erro intrínseco da medida, associado à menor unidade da escala utilizada que foi da ordem de 0,1 mm, a baixa amostragem e, além disso, fatores como instabilidades de arco (variações de corrente e voltagem) e principalmente, a variação da distância entre o eletrodo e a peça durante a soldagem, podendo fazer com que as medidas de penetração e reforço oscilem.

Figura 48 - Macrografias das amostras 150, 230 e 400, da 1ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 49 – Medidas do reforço e da penetração das amostras 150, 230 e 400.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: Adota-se como região positiva a do reforço e negativa a da penetração de solda.

4.1.2 Ensaios de dureza da 1ª fase de soldagem

4.1.2.1 Ensaios de dureza HV0,1 (microdureza)

Os ensaios de microdureza foram realizados para as 3 amostras, 150, 230 e 400, a fim de determinar as extensões das ZD e ZM. A Figura 50 apresenta os valores de microdureza ao longo da ZAC, sendo os valores negativos do eixo da abcissa, as indentações realizadas sobre o metal de solda e o marco zero representa a linha de fusão.

A fim de se obter uma análise comparativa da influência da temperatura de preaquecimento na ZD, foi elaborada a Figura 51. Através dos resultados obtidos, observa-se um comportamento conforme o esperado, ou seja, a dureza diminui com o aumento do preaquecimento, chegando a uma redução de 71 HV0,1 comparando as temperaturas de preaquecimentos de 150 e 400 °C.

Ao aplicar o preaquecimento mais elevado é possível observar que houve um incremento da extensão da ZAC de no máximo de 233% ao comparar o perfil P1 entre 150 °C e 400 °C (Figura 52). As maiores extensões das ZAC são nas posições P1 e P3, abaixo do “chapéu” de solda, como pode ser observado nas macrografias da Figura 48. No entanto, através da Figura 52 é possível observar que não ocorre um incremento expressivo da extensão da ZD, por outro

lado, é possível observar um incremento máximo de 575 % na extensão da ZM, quando comparado o P1 entre 150 e 400 °C.

Já nos perfis de dureza P2, há um incremento gradativo da extensão das ZD em função do preaquecimento, sendo a menor extensão de 1,0 mm para o preaquecimento de 150 °C, e a maior extensão de 1,8 mm para o preaquecimento de 400 °C. Já as ZM se mantiveram aproximadamente constante até a temperatura de preaquecimento de 230 °C, sendo observado um aumento apenas com o preaquecimento de 400 °C, conforme representado na Figura 52. Através das medições das extensões das ZD, na Figura 52, pode-se afirmar que a região que devemos objetivar para redução de dureza é a região P2, pois é a região mais extrema do cordão de solda, ou seja, onde exige a máxima penetração do calor do passe posterior para que reduza a dureza, então as condições da metodologia do preaquecimento combinado devem ser atendidas para o perfil P2.

Na Figura 52 pode ser observado um aumento desproporcional da ZM do perfil P1 para a condição de preaquecimento de 400 °C, isso ocorre devido ao perfil assimétrico obtido no cordão de solda, como pode ser observado, na Figura 48. Isso pode ter ocorrido devido à oscilações dos parâmetros elétricos de solda ou variação de velocidade de soldagem e até mesmo variação da distância do eletrodo a peça.

Importante ressaltar que não foi possível identificar claramente as ZM, por não ser encontrado valores de dureza, ao longo da ZAC, inferior ao MB, conforme foi mencionado por Aguiar (AGUIAR, 2001) na Figura 31. Esse comportamento ocorre, pois, neste tipo de aço, ocorre um aumento de dureza em todas as regiões da ZAC. Então, foi considerado ZD a região a partir da linha de fusão (posição 0 no eixo X), até o último ponto com valor acima de 350 HV0,1. Já a ZM foi considerada todos os pontos com dureza abaixo de 350 HV0,1, então a ZM será considerada os valores de dureza abaixo da linha de referência na Figura 50.

Figura 50 - Resultados de ensaios de dureza (HV0,1) de amostras da 1ª fase de soldagem nas regiões P1, P2 e P3.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) amostra 150.

(b) Amostra 230.

(c) Amostra 400.

Figura 51 - Distribuição de valores de dureza (HV0,1) da ZD para as amostras 150, 230 e 400.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 52 - Extensão da ZAC em função da temperatura de preaquecimento e da posição das indentações P1, P2 e P3.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.2.2 Ensaios de mapeamento de dureza

Afim de explorar os dados de dureza obtidos na ZAC, foram realizados ensaios de mapeamento de dureza HV5 para amostras da 1ª fase de soldagem, e os resultados estão apresentados na Figura 53. Os valores de dureza decrescem gradativamente com o aumento do

preaquecimento, e isso é evidenciado com grande destaque na região do metal de solda, onde a partir do preaquecimento de 230 °C não há mais nenhum ponto de dureza superior a 350 HV5.

A fim de realizar uma análise comparativa entre os mapeamentos de dureza, foi elaborada a Figura 54, que mostra a quantidade de valores de dureza acima de 350 HV5 (ZAC e MS). Os valores de “N” no gráfico significam as quantidades de indentações com valores superiores a 350HV5 e sua respectiva porcentagem em relação ao espaço amostral. Os números em branco apresentam os valores médios de dureza. Através da Figura 54 é possível visualizar que o aumento do preaquecimento reduz os valores de dureza absolutos, a dispersão e a quantidade de valores acima de 350 HV5.

Figura 53 - Mapeamento de dureza na ZAC e MS de amostra de cada condição de preaquecimento da 1ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) amostra 150.

(b) Amostra 230.

(c) Amostra 400.

Figura 54 - Comparação dos valores superiores a 350HV5 obtidos através dos mapeamentos de dureza em função das temperaturas de preaquecimento.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: N é a quantidade de valores acima de 350HV5 e sua porcentagem em relação ao espaço amostral.

4.1.3 Análise de microscopia óptica

O objetivo principal desta secção é comparar as microestruturas obtidas na ZAC das amostras para as diferentes temperaturas de preaquecimento.

Na Figura 55 apresenta-se as micrografias óticas das regiões GG ZAC e GF ZAC para cada uma das temperaturas de preaquecimento. A região de grãos grosseiros e finos para as amostras 150 e 230 é possivelmente constituída por uma matriz martensítica com agulhas de ferrita de segunda fase não alinhada (FN) e microconstituente M-A disperso na matriz, conforme reportado por Liying et al (2011b). Outro fator que suporta essa suposição são os valores de dureza encontrados, chegando a valores médios entre 476 e 450 HV5 para as amostras 150 e 230, respectivamente, sendo os mesmos valores encontrados para microestrutura martensítica (Tabela 4 pag. 45) na região de GG ZAC no trabalho de Liying et al (2011b).

Baseado nas análises microestruturais e com o suporte dos resultados dos ensaios de dureza, é possível afirmar que o aumento do preaquecimento reduz a quantidade de martensita e também a dureza dessa fase, devido ao maior tempo para o carbono se difundir para fora da matriz martensítica, e também o incremento do teor de ferrita de segunda fase não alinhada (bainita). Resultados parecidos foram observado no estudo do Liying et al (2011b) (Tabela 4 pag. 45) onde, aumentando o aporte térmico há um incremento de microconstituente bainítico e

um decréscimo da fase martensítica. O aumento do aporte térmico é análogo ao efeito do aumento da temperatura de preaquecimento, ou seja, redução da taxa de resfriamento.

Para a amostra 400 a microestrutura possivelmente deve ser predominantemente bainítica com microconstituente M-A disperso na matriz, isso devido aos valores de dureza médio de 390 HV5, sendo muito mais baixo que para as demais temperaturas de preaquecimentos.

Os resultados obtidos através das análises microestruturais estão coerentes com os dados dureza HV0,1 e mapeamento de dureza, mostrando a influência do preaquecimento na microestrutura final da ZAC, e conseqüentemente sua influência nas propriedades mecânicas. O aumento da temperatura de preaquecimento, reduz a taxa de resfriamento, podendo evitar a formação de microestrutura martensítica e resultando em uma redução efetiva de dureza na região GG ZAC.

Figura 55 - Micrografias ópticas com 500x de aumento da GG ZAC e GF ZAC para cada uma das amostras de preaquecimento, 150, 230 e 400 °C da 1ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: Ferrita de segunda fase não alinhada (FN), martensita (M) e microconstituente M-A.

4.1.4 Medição do tamanho médio de grão

Afim de se determinar a influência da temperatura de preaquecimento no tamanho médio de grão na região de GG ZAC, foi realizado a medição para cada uma das temperaturas de preaquecimento, conforme a Tabela 11.

Através dos resultados é possível verificar que há um pequeno aumento do tamanho de grão em função do aumento da temperatura de preaquecimento, e quando é aplicado um preaquecimento de 400 °C há um incremento de 16% na região de grãos grosseiros.

Tabela 11 - Valores do tamanho médio de grão na região GG ZAC em função da temperatura de preaquecimento.

Temperatura de preaquecimento [°C]	150	230	400
Tamanho médio [μm]	34	36	40

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.5 Análise da extensão das regiões da ZAC

Os resultados de extensões das regiões da ZAC estão apresentados no histograma da Figura 56. Observa-se o aumento da extensão total da ZAC em função do aumento da temperatura de preaquecimento, de acordo com o esperado, devido à queda na taxa de resfriamento.

Ao analisar as extensões da ZAC é possível concluir que todas as regiões tiveram um crescimento gradativo em função do aumento da temperatura de preaquecimento, tanto para o perfil P1 quanto para o perfil P2. Os incrementos de extensão mais expressivos foram para as regiões GF ZAC e IC ZAC, com exceção da amostra 400 que também teve um aumento expressivo da região GG ZAC devido à assimetria do cordão de solda, mostrado na Figura 48. Mostrando assim, a sensibilidade das extensões das regiões da ZAC em função do perfil de solda.

Comparando as extensões das ZD, da Figura 52, com as extensões das regiões GG ZAC e GF ZAC, verifica-se que a ZD supera a extensão da GG ZAC, avançando para a GF ZAC, significando que parte da GF ZAC possui elevados valores de dureza. Isso ocorre provavelmente devido à alta capacidade de têmpera do metal de base, que possui a capacidade de formar microestruturas martensíticas (Figura 55), devido ao alto CE_{iiw} , conforme mostrado na Tabela 6. Ao contrário do que Lippold (LIPPOLD, 2015) afirma, para este material de base, em curto período de tempo acima de A_3 já é suficiente para que haja transformação martensítica. Porém, ao se afastar do início da GF ZAC, observa-se redução significativa da dureza, o que pode indicar que quando a temperatura de pico de soldagem se aproxima de A_3 (Figura 16), não

há tempo suficiente para a ferrita se transformar em austenita, refinando a microestrutura durante o resfriamento e evitando a formação de martensita, conforme afirma Lippold (2015).

Através da Figura 57 é possível verificar que a MPC se mostra mais adequada que a MPCM para esse estudo, uma vez que a ZD é mais extensa que a GG ZAC. Então é necessário “revenir” tanto a GG ZAC quanto parte da GF ZAC.

Figura 56 - Análise das extensões da ZAC vs temperatura de preaquecimento para os perfis de dureza HV0,1 na posição P1.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 57 - Comparação das extensões da ZD, para o perfil P2, com as extensões da GG ZAC e GF ZAC em função da temperatura de preaquecimento.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1.6 Aplicação dos critérios MPC para 1ª fase de soldagem

Todos os dados para a avaliação do critério do MPC, até então apresentados, foram resumidos na Tabela 12 e Tabela 13, aplicando as MPC e MPCM, respectivamente. A Figura 58 e Figura 59, mostram de maneira gráfica todos os dados necessários para aplicar as metodologias do MPC e MPCM, respectivamente. Os dados utilizados para análise dos critérios de MPC e MPCM são correspondentes aos dados da região P2.

Analisando os dados da Tabela 12, é possível observar que apenas uma das 3 amostras atende a condições do 1º critério da MPC, [150 | 400] °C. Porém, o segundo critério de MPC é atendido em todas as condições analisadas. Sendo assim, a decisão foi selecionar as condições que cumpriram e as que mais se aproximaram de cumprir o primeiro critério, uma vez que todas as condições cumprem com o segundo critério de MPC. Os dados destacados em vermelho foram os critérios de MPC selecionados para a soldagem da segunda camada.

Tabela 12 - Parâmetros utilizados para avaliação do critério de decisão do MPC.

Critério de decisão do MPC (Perfil P2)								
1ª Camada	2ª Camada	P1	R1	PZM2	PZD1	PZD2	1º Critério	2º Critério
Preaquecimento (°C)	Preaquecimento (°C)	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	PZM2 - PZD1 > 0	(P1 + R1) - PZD2 > 0
150	150	7,60	2,70	9,26	11,30	8,60	-2,04	1,70
	230	7,80	2,80	9,90	11,60	9,20	-1,70	1,40
	400	8,10	2,40	11,53	11,50	9,90	0,03	0,60
230	150	7,60	2,70	9,26	11,70	8,60	-2,44	1,70
	230	7,80	2,80	9,90	12,00	9,20	-2,10	1,40
	400	8,10	2,40	11,53	11,90	9,90	-0,37	0,60
400	150	7,60	2,70	9,26	12,10	8,60	-2,84	1,70
	230	7,80	2,80	9,90	12,40	9,20	-2,50	1,40
	400	8,10	2,40	11,53	12,30	9,90	-0,77	0,60

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 58 - Reforço, penetração, e extensões das ZD e ZM, para avaliar o cumprimento do critério do MPC.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após análise do MPC, foi realizada análise do MPCM, com objetivo de auxiliar na seleção de combinação de preaquecimentos. Através dessa análise, é possível concluir que as combinações de parâmetros selecionados são os mesmos que para o MPC. Também, observa-se que o critério de MPCM é atendido para duas condições de combinação de temperatura de preaquecimento, [150 | 400] e [230 | 400], conforme mostrado na Tabela 13.

O intuito da metodologia do MPC é obter uma combinação de parâmetros de solda que resultem em uma ZAC com valores de dureza mais baixos, então a decisão de escolha da utilização das melhores combinações de preaquecimento foi baseada no critério de MPC, uma vez que este se mostrou mais eficiente devido às extensões das ZD que avançam além das extensões da GG ZAC, conforme Figura 57.

Tabela 13 - Parâmetros utilizado para avaliação do critério de decisão do MPCM.

1ª Camada	Critério de decisão do MPCM (Perfil P2)						1º Critério PZAC GF 2 - (PZAC GG 1 + R1) > 0	2º Critério (R1 + P1) - PZAC GG2 > 0
	2ª Camada	P1 [mm]	R1 [mm]	PZAC GF2 [mm]	PZAC GG1 [mm]	PZAC GG2 [mm]		
Preaquecimento (°C)	Preaquecimento (°C)							
150	150	7,60	2,70	9,26	8,30	8,30	-1,74	2,00
	230	7,80	2,80	9,90	8,50	8,63	-1,40	1,97
	400	8,10	2,40	11,53	8,80	9,18	0,33	1,32
230	150	7,60	2,70	9,26	8,43	8,30	-1,87	2,00
	230	7,80	2,80	9,90	8,63	8,63	-1,54	1,97
	400	8,10	2,40	11,53	8,93	9,18	0,20	1,32
400	150	7,60	2,70	9,26	8,68	8,30	-2,12	2,00
	230	7,80	2,80	9,90	8,88	8,63	-1,79	1,97
	400	8,10	2,40	11,53	9,18	9,18	-0,05	1,32

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 59 - Reforço, penetração e extensões das ZD e ZM, para avaliar o cumprimento do critério do MPCM.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2 Resultados da 2ª fase de soldagem

4.2.1 Macrografias

As macrografias das soldas da fase intermediária e da 2ª fase de soldagem ([150 | 400], [230 | 400] e [400 | 400]) do MPC estão apresentadas nas Figura 60 e Figura 61, respectivamente.

Através destas macrografias (Figura 60 e Figura 61) podemos visualizar as regiões onde ocorreu a sobreposição efetiva das ZACs, ou seja, onde a região de grãos finos da segunda camada se sobrepõe à região de grãos grosseiros da primeira camada.

Figura 60 - Macrografias das soldas da fase intermediária para cada uma das temperaturas de preaquecimentos (150°C, 230°C e 400°C).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) Preaquecimento de 150 °C nos dois passes.

(b) Preaquecimento de 230 °C nos dois passes.

(c) preaquecimento de 400 °C nos dois passes.

A Figura 61 mostra que foi possível realizar um bom alinhamento e centralização da segunda camada, mas mesmo assim, não foi perfeita. Pequenos desalinhamentos podem interferir diretamente no resultado, para essas condições experimentais. Essas macrografias permitem determinar quais as melhores regiões, com sobreposição útil, para realizar os ensaios subsequentes.

Figura 61 - Macrografias ([150 | 400], [230 | 400], [400 | 400]) das soldas da 2ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.2 Ensaios de dureza da 2ª fase de soldagem

4.2.2.1 Ensaios de dureza HV0,1 (microdureza)

Foram realizados ensaios de microdureza para as amostras [150 | 400], [230 | 400] e [400 | 400], a fim de verificar se houve uma redução de dureza efetiva na intersecção entre as ZACs. As análises foram realizadas para os perfis P1 ou P3, dependendo da simetria do cordão da segunda camada, e P2. Os resultados obtidos estão apresentados nas Figura 62.

Figura 62 - Valores de microdureza de amostras da 2ª fase de soldagem nas regiões P1 ou P3 e P2.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) Amostra [150 | 400].

(b) Amostra [230 | 400].

(c) Amostra [400 | 400].

A fim de realizar uma análise de efetividade do MPC, foi elaborada a Figura 63, que representam as comparações dos perfis P2 da primeira fase, com os perfis P1 ou P3 da segunda fase, ou seja, apresentando a redução efetiva de dureza com a aplicação do MPC.

Através da Figura 63 e da Tabela 14, é possível analisar que o MPC é efetivo para todas as amostras, porém para a amostra [400 | 400] houve uma redução de dureza de apenas 3%. No entanto, durante análise do critério de decisão da MPC, a amostra [400 | 400] foi a pior combinação de temperaturas de preaquecimento por não cumprir o primeiro critério do MPC (Tabela 12). A Tabela 14 mostra o pico de dureza máxima para o perfil P2 da 1ª fase de soldagem e seu correspondente para a 2ª fase de soldagem, na mesma posição em relação a linha de fusão, o que representa a máxima redução de dureza para aplicação da MPC. A redução de dureza mais efetiva foi de 24% (Tabela 14) na amostra [150 | 400], resultado de acordo com o previsto pela avaliação do critério de decisão da MPC, pelo fato de ser a única amostra a cumprir com os dois critérios de avaliação do MPC (Tabela 12).

Baseado nesses resultados é possível afirmar que a MPC determina a combinação de parâmetros corretos para que ocorra a máxima redução de dureza, e quanto mais longe do cumprimento dos critérios de decisão, menos efetivo será a combinação de parâmetros.

Tabela 14 - Redução máximas obtidas pela MPC para o perfil P2 da 1ª fase de soldagem e perfil P1 ou P3 da 2ª fase de soldagem.

1ª fase	2ª fase	1ª fase	2ª fase	2ª fase
Preaquecimento (°C)	Preaquecimento (°C)	Máx. Dureza (HV0,1)	Dureza (HV0,1) correspondente	Redução (%)
150	400	552	417	24%
230	400	493	419	15%
400	400	451	435	3%

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 63 - Análise de efetividade da MPC, comparando os perfis P2 da 1ª fase de soldagem com P1 ou P3 da 2ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) análise comparativa entre as amostras 150 e [150 | 400].

(b) análise comparativa entre as amostras 230 e [230 | 400].

(c) análise comparativa entre as amostras 400 e [400 | 400].

4.2.2.2 Ensaios de mapeamento de dureza

A fim de explorar os dados de dureza obtidos na ZAC, para segunda fase do MPC, foram realizados ensaios de mapeamento de dureza HV5, e os resultados estão apresentados na Figura 64.

Figura 64 - Mapeamento de dureza para 2ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) amostra [150 | 400].

(b) amostra [230 | 400].

(c) amostra [400 | 400].

A Figura 65 apresenta os valores de dureza acima de 350 HV5 (ZAC e MS) obtidos através do mapeamento de dureza para segunda fase MPC, sendo as regiões que são destacadas com um número no interior de quadrados é a quantidade de indentações com valores superiores a 350 HV5 e sua respectiva porcentagem em função do espaço amostral, e os números em branco apresentam os valores médios de dureza.

Os resultados de mapeamento de dureza HV5 apresentados na Figura 64 e Figura 65 para segunda fase do MPC mostram que conforme aumenta a temperatura de preaquecimento há uma redução significativa dos valores de dureza na ZAC. Porém, através deste ensaio, não é possível comparar a eficiência da combinação dos parâmetros utilizados no MPC.

Figura 65 - Análise comparativa dos valores obtidos nos mapeamentos de dureza para 2ª fase de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: O N significa o número de indentações acima de 350 HV5 e sua respectiva porcentagem.

4.2.3 Análise de microscopia ótica

As microestruturas obtidas nas regiões de intersecção entre as ZACs da primeira camada e segunda camada, estão representadas na Figura 66. Foram analisadas por microscopia ótica e MEV entre as sobreposições entre as GG ZAC 2 e GG ZAC 1 (GG2 – GG1) e a GF ZAC 2 e GG ZAC 1 (GF2 – GG1) com o objetivo de verificar se houve refino de grão nessas regiões das ZACs, para cada uma das amostras [150 | 400], [230 | 400] e [400 | 400].

Através da análise microestrutural, todas as condições de intersecção da GG2 – GG1 apresentaram características semelhantes com as da microestrutura de grãos grosseiros da 1ª fase com preaquecimento de 400°C (Figura 55), ou seja, ferrita com segunda fase não alinhada. Já na região GF2 – GG1, os microconstituintes presentes são ferrita e ferrita com segunda fase não alinhada e possíveis microconstituintes M-A, conforme afirmou Liying et al. (2011a). Também foi observado que a medida que se aumenta o preaquecimento da 1ª fase, ocorre um aumento no tamanho de grão resultante nessa região de intersecção entre as GF2 – GG1.

Figura 66 - Análise das microestruturas entre as intersecções das ZACs, GG2 – GG1 e GF2 – GG1, para verificar a efetividade das sobreposições das ZAC, com aumento de 500X.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: GG2 representa GG ZAC da 2ª camada, GG1 é a GG ZAC da primeira camada e GF2 é a GF ZAC da segunda camada.

A Tabela 15, representa os valores dureza média, obtidos através dos mapeamentos de dureza HV5 da secção 4.2.2.2, para cada região da ZAC, em função das combinações de preaquecimento aplicado. A região da ZAC onde ocorre a intersecção entre GG2 – GG1 apresentam os maiores valores de dureza, enquanto, a região GF2 – GG1, já apresentam valores de dureza mais baixos, o que mostra que há um efeito benéfico promovido pela GF ZAC da segunda camada, comprovando mais uma vez a efetividade de se aplicar o MPC para redução de dureza na ZAC.

Tabela 15 - Médias de dureza nas regiões GG2 – GG1, GF2 – GG1 e IC2 – GG1, calculadas em função do mapeamento de dureza.

Dureza por região [HV5]	Amostras		
	[150 400]	[230 400]	[400 400]
GG2 – GG1	425	417	397
GF2 – GG1	385	377	347

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3 Resultados de ensaios charpy (1ª e 2ª fase de soldagem)

A fim de avaliar a tenacidade da ZAC e se há benefício com a metodologia do MPC foi realizado ensaios charpy com entalhe em V na primeira e segunda fase do MPC. Através da Figura 67 é possível verificar que com o aumento do preaquecimento há um efeito deletério na tenacidade, havendo uma redução de 71% comparando o preaquecimento de 150 com 400 °C. Isso se dá devido ao crescimento da região IC GG ZAC, na qual apresenta microestruturas com presença de microconstituente M-A e segregação nos contornos de grão, conforme mencionado por Blondeau (2008). Além disso, também é possível considerar o efeito deletério do aumento do tamanho médio de grão, na qual teve um crescimento máximo de até 16% conforme mostrado na Tabela 11.

Figura 67 - Ensaio charpy realizado na ZAC a -20°C para as amostras 150, [150 | 400], 230, [230 | 400], 400 e [400 | 400].

Fonte: Elaborado pelo autor.

Comparando os resultados de tenacidade charpy, entre primeira e segunda do MPC, é possível observar que uma tendência de melhora para as amostras [230 | 400] e [400 | 400], mostrando assim que o ciclo térmico gerado pela segunda camada promove um efeito benéfico na tenacidade da ZAC. No entanto, para amostra [150 | 400] não é observado esse efeito benéfico, possivelmente pois para o ciclo térmico resultante da amostra 150 não foi suficiente para precipitação de grandes quantidades de carbonetos na GG e GF ZAC, como ocorre para os ciclos térmicos com temperatura de preaquecimento mais elevado, como pode ser evidenciado na Figura 68.

Figura 68 - Microestrutura em MEV com aumento de 5000X entre as regiões da ZAC (GG e GF) para as amostras 150, 230 e 400.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: Carbonetos metálicos (MC)

4.4 Resultados do tratamento térmico pós soldagem (TTPS)

Após a realização do 1º passe de solda, foram retiradas seis amostras, duas para cada temperatura de preaquecimento, e tratadas a 595 °C por 142 minutos conforme especificado na ASME VIII (ASME VIII, 2013), tendo como objetivo avaliar a influência do TTPS na redução da dureza e restauração da tenacidade na ZAC.

A Figura 69 mostra o resultado do mapeamento de dureza para cada um dos preaquecimentos, mostrando a redução gradativa da dureza ao aumentar o preaquecimento e manter o TTPS constante. No entanto, é possível observar que a ZAC da amostra [230 + TT] apresenta valores de dureza superiores aos da amostra [150 + TT], sendo este fato evidente na Figura 70. Na Figura 70 “N” é a quantidade de indentações com valores superiores a 350HV5 e sua respectiva porcentagem em relação ao espaço amostral. Os asteriscos presentes na Figura 70 são os *outliers*, ou seja, valores discrepantes em relação ao espaço amostral.

A possível explicação para este fenômeno é devido ao efeito do endurecimento secundário, conforme mencionado pelos autores Bhadeshia, Red Hill e Lima (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) (REED-HILL et al., 1982) (LIMA, 2017). Bhadeshia (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) mostrou o efeito do aumento da dureza durante o TTPS devido a precipitação de carbonetos de Mo (Figura 11), sendo que, este fenômeno já pode ser observado para teores de Mo a partir de 0,47%, submetidos a TTPS em torno de 600 °C por 1 hora. Lima (LIMA, 2017) realizou um estudo onde variou os parâmetros de TTPS, para um junta soldada do aço AISI 4130, tanto em tempo e temperatura, e também observou o retardamento da queda de dureza na ZAC para temperaturas de TTPS da ordem de até 595 °C. Sendo assim, é possível afirmar que para o aço AISI/SAE 4130 ocorre o fenômeno de endurecimento secundário exatamente nos parâmetros de TTPS definido pela norma ASME XVIII (ASME VIII, 2013). No entanto, é observado que este fenômeno não ocorreu para as amostras 150 e 400, o que significa que este efeito está intimamente relacionado com a morfologia dos carbonetos precipitados durante a soldagem.

Figura 69 - Mapeamento de dureza por preaquecimento após o TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: (a) amostra [150 + TT].

(b) amostra [230 + TT].

(c) Amostra [400 + TT].

Figura 70 - Comparação dos mapeamentos de dureza em função das temperaturas de preaquecimento.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: O N significa o número de indentações acima de 350 HV5 e sua respectiva porcentagem. Os asteriscos são os outliers, ou seja, valores discrepantes em relação ao espaço amostral.

Com o objetivo de evidenciar a presença de carbonetos foi realizada análise de MEV com um aumento de 5000X nas regiões GG ZAC e GF ZAC para cada um dos preaquecimentos. As micrografias estão apresentadas na Figura 71, onde é possível observar pontos claros (brancos) característicos de precipitação de carbonetos, assim como observado por Lima (2017). A amostra [150 + TT] apresenta concentrações de carbonetos mais baixas quando comparado com a amostra [230 + TT], o que justifica o incremento de dureza através do mecanismo de endurecimento secundário Figura 70, devido à precipitação de finos carbonetos na matriz. No entanto, ao comparar a amostra [400 + TT] com as demais, observa-se uma redução significativa de dureza (Figura 70) que pode ser explicada pelo crescimento dos precipitados durante o TTPS, ou seja, ocorre a coalescência dos carbonetos na matriz reduzindo sua capacidade de agir com obstáculos à movimentação de discordância e, consequentemente, reduzindo a dureza.

Sendo assim é importante observar que o preaquecimento influencia na capacidade do material sofrer endurecimento secundário durante o TTPS, sendo influenciado pela quantidade e tamanho dos precipitados resultante do processo de soldagem. Portanto, se os precipitados estiverem finamente dispersos na matriz, há um incremento de dureza, e por outro lado, na medida que há o crescimento dos precipitados (coalescimento), há redução da dureza.

Figura 71 - MEV com 5000x de aumento da GG ZAC e GF ZAC para cada uma das amostras, [150 + TT], [230 + TT] e [400 °C + TT] com tratamento térmico da primeira fase do MPC.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: Carbonetos metálicos (MC)

4.5 Análise crítica entre as técnicas de preaquecimento, MPC e TTPS

Afim de realizar uma análise comparativa da eficiência entre as metodologias de preaquecimento, MPC e TTPS, foram elaboradas as Figura 72 e Figura 73. A Figura 72 foi elaborada com os valores de dureza acima de 350 HV5 provenientes do ensaio de mapeamento de dureza.

Através das análises de propriedades mecânicas é possível afirmar que o TTPS não traz efeito benéfico na relação dureza e tenacidade, ou seja, o TTPS não resultou em uma redução significativa da dureza, e também não é observado o efeito de restauração da tenacidade, com exceção para as amostras soldada com temperatura de preaquecimento de 150 °C. A possível explicação para esse fenômeno é a precipitação de carbonetos de Mo, na qual é bem evidenciado para amostra [230 + TT], onde há um incremento da dureza após o TTPS e também apresentando queda na tenacidade em relação a amostra 230. Já as amostras com preaquecimento de 400 °C (400 e [400 + TT]), não foi observado nenhum benefício em se realizar o TTPS, ou seja, a amostra 400 e [400 + TT] apresentaram propriedades mecânicas similares. Por outro lado, a amostra [150 + TT] foi a única a apresentar o efeito benéfico do TTPS, ou seja, reduzindo a dureza e restaurando a tenacidade da ZAC, isso se dá devido à baixa concentração de carbonetos (Figura 71) que são precipitados em função dos ciclos térmicos sofrido nessa amostra.

Analizando a MPC através da Figura 72 e Figura 73, é possível observar que essa metodologia se mostrou mais eficiente que elevar a temperatura de preaquecimento, e que até mesmo, o próprio TTPS, com exceção para a temperatura de preaquecimento de 150 °C onde ocorreu uma restauração da tenacidade superior quando o TTPS é aplicado. No entanto, para as demais temperaturas de preaquecimento, a metodologia do MPC se mostrou mais eficiente tanto na redução de dureza quanto na restauração da tenacidade das amostras, que chegou a um máximo de 137% para amostra [400 | 400] e de 27% para amostra [230 | 400].

Através da microestrutura da Figura 74, é possível verificar as regiões de sobreposição entre as ZAC do 1º e do 3º passe de soldagem, sendo divididos em três regiões, a GG2 – GG1 que é a região de sobreposição da GG ZAC do 3º e 1º passe, GF2 – GG1 onde a região GF ZAC do 3º passe se sobrepõem a região GG ZAC do 1º passe e por último a região IC2 – GG1 que é a região IC ZAC do 3º passe se sobrepondo a GG ZAC do 1º passe. A região de GG2 – GG1 é formada majoritariamente formado por uma microestrutura martensítica (M) e ferrita com segunda fase não alinhada (FN), no entanto, a região GF2 – GG1, já é formada por ferrita de segunda fase não alinhada (FN) e ferrita proeutetoide (FP) e por último a região IC2 - GG1

onde apresenta ferrita de segunda fase não alinhada (FN), ferrita proeutetoide (FP), martensita (M) e microconstituente (M-A).

Analisando as microestruturas apresentadas, uma possível explicação para eficiência do MPC em restaurar a tenacidade e reduzir a dureza é que os carbonetos presentes são dissolvidos pelo ciclo térmico do 3º passe de soldagem em todas as regiões de interação da ZAC, como pode ser visto na Figura 74. Outro fator que reforça essa teoria é que no caso do preaquecimento de 150 °C, onde houve pouca precipitação de carbonetos, o TTPS é mais eficiente na restauração da tenacidade, enquanto comparado com o MPC.

Também, é importante salientar que o principal foco do MPC é reduzir a dureza na ZAC, através da sobreposição da GF2 – GG1, e pela microestrutura dessa região (Figura 74), é observado que não há presença de fases duras como martensita (M), o que mostra a eficiência da metodologia quanto a redução de dureza.

Outro ponto de atenção é que pela norma ASME XIII (ASME VIII, 2013) o TTPS é mandatório, porem esse procedimento pode estar causando um efeito deletério na tenacidade da ZAC, sendo assim, deve-se analisar, primeiramente, a capacidade do material sofrer endurecimento secundário, e então se a combinação entre a temperatura de preaquecimento e TTPS resulta em um efeito benéfico a ZAC.

Figura 72 - Análise comparativa dos resultados de dureza acima de 350 HV5 entre as metodologias de preaquecimento, MPC e TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: O N significa o número de indentação acima de 350 HV5 e sua respectiva porcentagem. Os asteriscos são os outliers, ou seja, valores discrepantes em relação ao espaço amostral.

Figura 73 - Análise comparativa dos resultados charpy entre as metodologias de preaquecimento, MPC e TTPS.

Fonte: Elaborado pelo autor.
Nota: O N significa o número de indentação acima de 350 HV10 e sua respectiva porcentagem.

Figura 74 - Microestrutura em MEV com aumento de 5000X entre as regiões de sobreposição da ZAC (GG, GF e IC) para segunda fase do MPC.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Nota: Ferrita de segunda fase não alinhada (FN), ferrita proeutetóide (FP), martensita (M) e microconstituente M-A (MA).

5 CONCLUSÃO

O presente trabalho teve como objetivo determinar uma metodologia de redução de dureza na ZAC sem que cause um efeito deletério na tenacidade ao ensaio charpy, para um aço AISI 4130 com composição química modificada. Sendo assim, foi analisado a influência do preaquecimento, da metodologia do preaquecimento combinado (MPC) e do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

As principais conclusões obtidas neste trabalho estão descritas a seguir:

A técnica de análise por microdureza se mostrou mais criteriosa que o mapeamento de dureza por ter a capacidade de avaliar a dureza de uma região muito mais localizada, e por consequência avaliar a dureza de microestruturas específicas, o que gera uma diferença de aproximadamente 50 HV para mais entre as técnicas. Por outro lado, o mapeamento de dureza confere uma visão detalhada da evolução da dureza em cada uma das regiões da solda, e, portanto, representa a dureza de um conjunto microestrutural da região onde foi realizada a indentação.

O aumento da temperatura de preaquecimento é um meio efetivo de redução de dureza na ZAC, podendo chegar até a 71 HV_{0,1} quando comprado às amostras 150 e 400, principalmente devido ao fato de transformar fases mais duras, como martensita, em ferrita de segunda fase não alinhada. No entanto, esta técnica gera um efeito deletério na tenacidade, podendo resultar uma queda de 71% na tenacidade, quando se aumenta a temperatura de preaquecimento de 150 °C para 400 °C. Além de afetar as propriedades mecânicas, há um incremento significativo da extensão das ZD e ZM podendo chegar a 233% e 575%, respectivamente, quando comparadas as amostras com preaquecimento de 150 e 400 °C.

A técnica do MPC se mostrou mais adequada do que a técnica do MPCM para o material AISI/SAE 4130 modificado, devido ao fato de a ZD avançar até a região de GF ZAC. Este fato está correlacionado à elevada capacidade de têmpera desse aço, em função de seu alto C_{eq} , na qual a região GF ZAC resulta em ferrita de segunda fase não alinhada (FN) de elevada dureza.

A técnica do MPC também se mostrou eficiente para a redução de dureza na ZAC chegando a uma redução máxima de 24% quando comparado o mesmo ponto antes e depois do MPC, para temperaturas de preaquecimento de 150 °C. A técnica do MPC, também apresentou uma grande eficiência na restauração da tenacidade chegando a 144% para amostra com temperatura de preaquecimento de 400 °C. Porém, não foi observado o efeito benéfico para temperatura de preaquecimento de 150 °C, pois o ciclo térmico gerado com esse parâmetro não foi suficiente para que ocorra a precipitação de carbonetos.

A reaustenitização é o principal mecanismo de controle de dureza na ZAC, e a técnica do MPC se mostrou adequada para definição e otimização dos parâmetros de soldagem em benefício das propriedades mecânicas. Ou seja, a reaustenitização à temperaturas mais baixas, da ordem que propiciam a formação da região de grãos finos (GF ZAC), sobre regiões de ZAC temperadas (GG ZAC) refinam os grãos gerando microestruturas mais favoráveis e consequentemente reduzem a dureza.

O tratamento térmico pós soldagem (TTPS) se mostrou efetivo apenas para temperaturas de preaquecimento de 150 °C, onde houve uma redução na dureza média da ZAC de aproximadamente 14%, e também trouxe um efeito benéfico em termos de tenacidade, onde gerou um incremento de aproximadamente 33%. No entanto, para as demais temperaturas de preaquecimento o TTPS não se mostrou eficiente tanto para critérios de dureza quanto para tenacidade na ZAC. Além disso, para temperaturas de preaquecimento de 230 °C foi observado o fenômeno de endurecimento secundário, o que mostra que os parâmetros de temperatura e o tempo definido pela norma ASME VIII, podem não ser o mais adequado para materiais que possuem elementos de liga, como o Mo, que possuem a capacidade de precipitar ao longo do tratamento térmico.

A técnica do MPC se mostrou mais eficiente que o TTPS para redução de dureza e restauração da tenacidade da ZAC, e isso está atrelado à capacidade de solubilização dos precipitados devido ao ciclo térmico gerado pela soldagem do 3º passe. Isso mostra que a combinação de parâmetros que envolvem o processo de soldagem pode ser capaz de eliminar fases do processo de produtivo, como por exemplo o TTPS.

As normas devem ser questionadas quanto os parâmetros de TTPS e a necessidade de aplicação, pois em casos específicos, como por exemplo o material AISI/SAE 4130 modificado, o TTPS causa um efeito deletério à junta soldada podendo comprometer a integridade estrutural do componente.

6 TRABALHOS FUTUROS

Realizar ensaio de mapeamento de microdureza para melhorar a compreensão de cada região da ZAC e identificar e quantificar os microconstituintes críticos que afetam a dureza e tenacidade da ZAC.

Análise de temperatura de preaquecimento intermediária entre 230 e 400 °C para avaliar se há um ponto intermediário para otimização das propriedades mecânicas.

Realizar simulação computacional para definir os ciclos térmicos e a predição de nucleação de fases e propriedades mecânicas.

Realizar simulação física de ciclos térmicos para maximizar as regiões da ZAC para analisar as propriedades como dureza e tenacidade de cada uma das regiões e identificar as microestruturas específicas de cada região.

Análise de microscopia eletrônica de transmissão (MET) com o intuito de identificar os tipos de carbonetos que precipitam durante o TTPS e que podem gerar endurecimento secundário.

REFERÊNCIAS

AGUIAR, W. M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior**. 2001. 85 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e Produção). Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2001.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API 5C6). **Welding Connections to Pipe**, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS (ASME) VIII DIV. I. ed. 2013 **Rules for Construction of Pressure Vessels**, 2013.

ANNA, P. C. S.; GOMES, S. I. N.; FERREIRA, I. Influência de tratamentos térmicos intercríticos nas propriedades mecânicas do aço API 5L x65. In: 2º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2. 2003, Uberlandia. **Anais...**Uberlandia: UFU, 2003. P. 10.

ASHBY, M. F.; EASTERLING, K. E. A first report on diagrams for grain growth in welds. **Acta Metall**, v. 30, n. June, p. 1969 to 1978, 1982.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL (ASM). **Heat Treating**. v. 4. U.S.A.: ASM International Handbook Committee, 1991.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL (ASM). **Welding brazing and soldering**. v. 6. U.S.A: ASM International Handbook Committee, 1993a.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL (ASM). **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. v. 1. U.S.A.: ASM International Handbook Committee, 1993b.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) A29/A29M. **Standard Specification for Steel Bars , Carbon and Alloy, Hot-Wrought**, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) A370. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. U.S.A., 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) E415. **Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission**

Spectrometry, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) E92. **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallics**, 2017.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: Microstructure and Properties**. Third ed. Burlington, MA: Elsevier Ltd., 2006.

BLONDEAU, R. **Metallurgy and Mechanics of Welding**. 2 nd. ed. London - UK: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc., 2008.

BOBYLIOV, K. et al. Resistance to crack propagation of alloyed structural and cast steels. **Mechanika**, v. 4, n. 4, p. 1392–1207, 2005.

BRITO, F. F. G. **Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22**. 2014. 139 p. Dissertação (Mestrado Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2014.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure and Properties of Non-Ferrous Alloys**. 2 nd. ed. Ohio: American Society for Metals, 1984.

BUENO, E. R. **Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do AISI 4140 sem tratamento térmico posterior**. 1999. 74 p. Dissertação (Mestrado Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Materials science and engineering: an introduction**. 7 th. ed. v. 94 New York: John Wiley & Sons, Inc., 2014.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7 th. ed. São Paulo: ABM, 2008.

HIGH Strength Structural Steels - A European Review: Technical Steel Research Luxembourg: Commission of the European Communities, 1988.

EASTERLING, K. **Introduction Physical Metallurgy Welding**. 2 nd. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.

EMYGDIO, G. Z. P. **Relação Microestrutura x Flanges Forjados de aço C-Mn**. 2012. 67 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalurgia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2012.

FARACO, M. S. **Caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldada de aço baixa liga com aço baixo carbono**. 2009. 71 p. Dissertação (Projeto de conclusão de curso em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

FARRARO, T.; STELLINA, R. M. Material Construction for Refinery Applications. In: The Nace International Annual Conference and Exposition, 1996. Houston. **Anais...**Houston: NACE International, 1996.

GOMES, B. F. **Estudo Da Soldagem De Revestimento a Laser Em Tubo De Aisi 4130 Empregando Pó De Inconel 625 Estudo Da Soldagem De Revestimento a Laser Em Tubo De Aisi 4130 Empregando Pó De Inconel 625**. 2016. 67 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalurgia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2016.

GRANGE, R. A.; HRIBAL, C. R.; PORTER, L. F. Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels. **Metallurgical Transactions a**, v. 8A, n. November, p. 1777–1775, 1977.

HIGGINS, R. A. **ENGINEERING METALLURGY Part I - APPLIED PHYSICAL METALLURGY**. 6 th. ed. Great Britain - UK: J W Arrowsmith Ltd, 1999.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. A Study on Weld Repair through Half Bead Method. **Weld Fabrication Department, Special, Welding Research Institute**, v. 13, n. 2, p. 6, 1980.

HODGSON, D. K. **The Post Weld Heat Treatment Response in the Heat Affected Zone of 2.25Cr-1 Mo Steel**. 2013. 124 f. Thesis (Master of Welding Engineering) - Ohio State University, Ohio, 2013.

JACK, D. H.; JACK, K. H. Carbides and nitrides in Steel. **American Society for Metals**, v. 11, p. 1–27, 1973.

JOSHI, J. R. et al. Influence of Welding Techniques on Heat Affected Zone Softening of Dissimilar Metal Maraging Steel and High Strength Low Alloy Steel Gas Tungsten Arc Weldments. **Transactions of the Indian Institute of Metals**. 13 f. 2016.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2 nd. ed. New Jersey, EUA: John Wiley & Sons, Inc, 2003.

KRAUSS, G. **Steels processing, structure, and performance**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2005.

LIMA, M. V. R. **Estudo da influência do tratamento térmico pós-soldagem na ZTA de junta soldada de aço AISI / SAE 4130 modificado**. 2017. 74 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Metalurgia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

LIPPOLD, J. C. **Welding Metallurgy and Weldability**. New Jersey, EUA: John Wiley & Sons, Inc., 2015.

LIYING, L. et al. Microstructure and embrittlement of the fine-grained heat-affected zone of ASTM4130 steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials Volume**, v. 18, n. 4, p. 419–423, 2011a.

LIYING, L. I. et al. Embrittlement and toughening in CGHAZ of ASTM4130 steel. **SCIENCE CHINA Physics, Mechanics & Astronomy**, v. 54, n. 8, p. 1447–1454, 2011b.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 69 p. Relatório Técnico.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2012. 209 p. Relatório Técnico.

OGATA, P. H. **Caracterização microestrutural do aço para tubo api 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento**. 2009. 105 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

OLIVEIRA, G. L. G. DE. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**. 2013. 205 p. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciências dos materiais) - Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2013.

PASSOS, E. K. D. **Efeito da soldagem com dupla camada na microestrutura e dureza da zona termicamente afetada do aço 9%Ni**. 2017. 117 p. Dissertação (Mestrado em

Engenharia Metalurgia e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

RACE, J. M.; BHADESHIA, H. K. D. H. Precipitation sequences during carburisation of Cr-Mo steel. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 875–882, 1992.

RASMA, E. T. **Caracterização estrutural e mecânica do aço AISI/SAE 4140 tratado sob diferentes tratamentos térmicos**. 2015. 128 p. Dissertação (Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2015.

REED-HILL, R. E. et al. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara dois S.A., 1982.

SILVA, C. C. et al. Evaluation of AISI 4140 steel repair without post-weld heat treatment. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 3, p. 324–331, 2009.

SILVA, S. E. T. P. **Análise das propriedades mecânicas e estruturais do aço SAE 4140 submetido a tratamento criogênico**. 2012. 103 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Federal Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2012.

THE WELDING INSTITUTE (TWI). **Metallography of welds in carbon-manganese steels**, 1984.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies**. 2nd. ed. Oregon: Taylor & Francis Group, 2007.