Dario Magno Batista Ferreira

**METODOLOGIA PARA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DA DISTRIBUIÇÃO DE
TEMPERATURAS PARA IDENTIFICAR SUB-REGIÕES REAQUECIDAS DA ZAC
E AVALIAR SUAS INFLUÊNCIAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLDAGEM MULTIPASSE DE AÇO API 5L X80**

SÃO PAULO

2017

Dario Magno Batista Ferreira

**METODOLOGIA PARA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DA DISTRIBUIÇÃO DE
TEMPERATURAS PARA IDENTIFICAR SUB-REGIÕES REAQUECIDAS DA ZAC
E AVALIAR SUAS INFLUÊNCIAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLDAGEM MULTIPASSE DE AÇO API 5L X80**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Doutor em Ciências

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

2017

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo 08 de dezembro 2017

Assinatura do autor:

Assinatura do orientador:

Catálogo-na-publicação

Ferreira, Dario Magno

METODOLOGIA PARA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DA DISTRIBUIÇÃO DE TEMPERATURAS PARA IDENTIFICAR SUB-REGIÕES REAQUECIDAS DA ZAC E AVALIAR SUAS INFLUÊNCIAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA SOLDAGEM MULTIPASSE DE AÇO API 5L X80 / D. M. Ferreira -- versão corr. -- São Paulo, 2017.

261 p.

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

1.Soldagem Multipasse 2.Aço API 5L X80 3.Transferência de calor na soldagem 4.Modelo de fontes distribuídas 5.Temperatura de transição dúctil frágil I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Para tudo há um tempo, para cada coisa
há um momento debaixo dos céus.

Eclesiastes, 3

Dedico este trabalho a meu pai, vovó Cajubi, vovó Maria e tio Ni!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, nas pessoas da Santíssima Trindade: ao Pai que é divino, eterno e misericordioso, que nos deu Seu Filho, cujo olhar, lições e exemplos nos acalma o coração e ao Divino Espírito Santo, o consolador, que todo dia nos impulsiona a vencer os desafios...

À minha esposa Shanara, que a cada dia amo mais, e a meus filhos Gabi, Maria Luiza e João Henrique, cujas presenças e ausências, e em meio às dores da saudade e da necessidade do contato, me faziam prosseguir...

Ao meu Orientador, Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi, que transformou cada reunião em momentos decisivos para a condução deste trabalho de pesquisa.

A minha mãe “dona Izinha” e avós, dona Cajubi e dona Maria, cujos anos já somam quase três séculos de vida, e me fizeram sentir na pele cada minuto investido neste estudo...

Aos meus irmãos e sobrinhos que sempre reclamavam da minha ausência, nos momentos de encontro...

Aos meus colegas de estudo do Laboratório de Soldagem do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: Antonio do Nascimento Silva Alves, Thiago Ferreira Martins, Jaime Casanova Soeiro Jr., Rubelmar Maia de Azevedo Cruz Neto, Evandro de Pauli, Gustavo José Suto de Souza, Anderson Ribeiro e Dany Michell Andrade Centeno pelos incentivos, discussões e muitos cafés. Agradeço de modo especial aos Tecnólogos Jeferson e Ademir Ramos Lima que muito contribuíram na preparação dos corpos de prova.

À empresa CBMM, na pessoa do Sr. Me. Marcelo Carboni, pela doação dos tubos para a realização deste trabalho, à Lincoln Electric® de Guarulhos, que gentilmente cedeu suas instalações, equipamento e consumíveis de soldagem. De modo especial, agradeço ao Sr. Antônio Souza, ao Sr. Carlos Faggiani e ao soldador, o Sr. Manoel, que não mediram esforços para viabilizar a soldagem dos tubos API 5L X80.

À empresa Voith, na pessoa do Engenheiro de Produção Alexandre Bueno que disponibilizou todos os recursos necessários para a soldagem dos tubos, à paciência e boa vontade do soldador Pestana durante o levantamento de parâmetros de soldagem e na soldagem final, assim como ao Tecnólogo e Especialista em

Soldagem, Thiago Turra, e aos estagiários Dielson e Fabrício que realizaram trabalhos de apoio na soldagem em questão.

Aos Técnicos de laboratórios do PMT: Rafael Maia, Rubens, Veríssimo, Lívio...

Às auxiliares da limpeza que gentilmente organizavam e limpavam nossos laboratórios, em especial à Sra. Vera.

RESUMO

Em projetos de oleodutos e gasodutos utilizam-se aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como o aço API 5L X80. Na soldagem multipasse destas tubulações, a zona afetada pelo calor (ZAC) do passe de raiz é submetida a um novo ciclo térmico pelos passes de soldagem subsequentes. Isto resulta em alterações nos valores das propriedades físicas. Nos aços ARBL, a ZAC de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (IC-ZACGG) pode se tornar uma zona frágil localizada, isto é, uma zona com maior dureza. Consequentemente, falhas estruturais podem ocorrer, ocasionando paradas não desejadas no transporte de fluidos. O objetivo deste trabalho é desenvolver uma metodologia baseada no modelo de fontes de calor distribuídas de Mhyr e Gröng, para avaliar o fluxo de calor na soldagem considerando as propriedades físicas dependentes da temperatura. Estender a aplicação desta ferramenta em soldagens multipasses para identificar sub-regiões da ZAC de um passe anterior sendo afetada pela ZAC de passes subsequentes. As isothermas simuladas foram validadas através de medições realizadas em macrografias de juntas soldadas. Os ciclos térmicos simulados foram validados através das temperaturas máximas atingidas e pelos tempos de resfriamento de 800 a 500 °C (Δt_{8-5}) dos ciclos térmicos experimentais. Ao aplicar a metodologia proposta, foi possível delimitar com acurácia as regiões reaquecidas da ZAC e analisar os efeitos dos passes subsequentes em cada uma das sub-regiões da ZAC do passe de raiz. A IC-ZACGG na região do passe de raiz foi localizada, mas não se comportou como zona frágil devido à boa soldabilidade do aço API 5L X80 comprovada pelos ensaios de dureza e de tenacidade ao impacto Charpy-V.

Palavras-chave: Soldagem multipasse. Aço API 5L X80. Transferência de calor na soldagem. Modelo de fontes distribuídas. Temperatura de transição dúctil-frágil.

ABSTRACT

In pipelines projects, the high strength low alloy (HSLA) steels are used, such as the API 5L X80 steel. During the multipass welding of these pipes, the heat affected zone (HAZ) of the root pass is subjected to a new thermal cycle by the subsequent welding passes. This results in changes in the values of the physical properties. In the HSLA steels, the intercritical reheated coarse-grained heat-affected zone (IR-CGHAZ) can become a local brittle zone, that is, a region with greater hardness. Consequently, structural failures could happen, causing undesired shutdowns in fluid transportation. The objective of this work is to develop a methodology based on the distributed heat sources model of Mhyr and Gröng, to evaluate the heat flux in the welding considering the temperature-dependent physical properties. Extend the application of this tool in multipass welds to identify HAZ subregions of a previous pass being affected by the HAZ of subsequent passes. The simulated isotherms were validated through measurements made on macrographs of welded joints. The simulated thermal cycles were validated through the maximum temperatures reached and the cooling times from 800 °C to 500 °C (Δt_{8-5}) of the experimental thermal cycles. By applying the proposed methodology, it was possible to accurately delimit reheated HAZ regions and analyze the effects of subsequent passes in each of the root pass HAZ subregions. The IR-CGHAZ in the root pass region was localized, but it did not behave as a brittle zone due to the good weldability of the API 5L X80 steel as proven by the hardness and Charpy-V impact tests.

Keywords: Multipass welding. Steel API 5L X80. Welding heat transfer. Distributed heat sources model. Ductile-to-brittle transition temperature.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1 - Tenacidade ao impacto Charpy-V dos aços ARBL comparados ao aço meio carbono (ASTM A 283) [19].	30
Figura 2-2 - Dependência do tamanho de grão sobre endurecimento por precipitação adaptada de [31].	35
Figura 2-3 - Efeito da taxa de resfriamento sobre aumento da resistência ao escoamento através de endurecimento por precipitação de um aço 0,15% V, adaptado de [32].	35
Figura 2-4 - Endurecimento por solução sólida na ferrita [33].	36
Figura 2-5 - Mudança na temperatura de transição produzida por um acréscimo de 15 MPa na tensão de escoamento por vários mecanismos, adaptado de Pickering [23].	37
Figura 2-6 - Produto de solubilidade em função da temperatura para oito carbonitretos na austenita [19].	40
Figura 2-7 - Crescimento do grão austenítico no reaquecimento após laminação a quente; tempo de espera de 30 minutos; 0,008 a 0,025% Ti. Adaptado de DeArdo [38].	43
Figura 2-8 – Esquema da laminação controlada de um aço manganês (a) e um aço nióbio (b), adaptado de Tamura [24].	47
Figura 2-9 - Desenvolvimento de aços para tubos e de processos de produção, adaptado de Hof et al. [20].	49
Figura 2-10 - Influência da microestrutura sobre propriedades mecânicas, adaptado de Hof et al. [20].	50
Figura 2-11 - Mecanismos de endurecimento dos aços API 5L X60, X65 e X80, adaptado de [6].	51
Figura 2-12 - Fontes real e imaginárias sobre chapa intermediária, adaptada de Gröng [13].	55
Figura 2-13 - Campo de temperaturas em uma chapa intermediária.	56
Figura 2-14 - Distribuição tridimensional de temperatura [26].	57
Figura 2-15 - Regiões da ZAC de um aço com 0,15% C, adaptada de ASM [19].	58
Figura 2-16 - Esquema da fonte de Eagar & Tsai [58].	59
Figura 2-17 - Esquema da fonte de Pavelic, adaptado de Pavelic et al. [59].	59

Figura 2-18 – Configuração da fonte duplo elipsoide, adaptado de Goldak et al. [16].	60
Figura 2-19 - Grupo de fontes de calor puntiformes de Tanaka para simular ciclos térmicos de soldagem de processos com alta energia de soldagem [52].	61
Figura 2-20 - Exemplo de distribuição de fontes puntiformes, adaptado de Gröng [13].	61
Figura 2-21 - Fonte de calor q_b deslocada de Δ no eixo z, adaptada de [13].	62
Figura 2-22 - Distribuição das fontes puntiformes no plano y-z, proposto por Ramirez e Brandi [15].	63
Figura 2-23 - Sobreposição de ZAC e zona frágil localizada, adaptada de Lomozik [49].	67
Figura 2-24 – Dilatometria da etapa de aquecimento durante a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ e a dissolução de carbonetos de um aço inoxidável martensítico, adaptado de Andrés et al. [70].	72
Figura 2-25 – Diagrama TRC de dois aços com composições químicas distintas, em que cada um passou por dois processos de fabricação distintos: não deformados (a e c) e deformados (b e d), adaptado de Zhao et al. [65].	73
Figura 2-26 - Esquema de um equipamento de soldagem multiprocesso, adaptado de American Welding Society [81].	76
Figura 2-27 – Curva de potência do processo de soldagem a curto circuito controlado STT®, adaptado de Lincoln Electric Company® [82].	77
Figura 2-28 – Curva de potência do processo de soldagem a arco pulsado Rapid X®, adaptado de Lincoln Electric Company® [83].	78
Figura 2-29 – Controle sinérgico do processo de soldagem a arco pulsado Rapid X®, adaptado de Lincoln Electric Company® [83].	79
Figura 4-1 - Montagem dos anéis tubulares para soldagem em virador de tubos.....	83
Figura 4-2 - Dimensões do chanfro meio V	83
Figura 4-3 - Esquema de soldagem das juntas.	84
Figura 4-4 - Escalonamento da soldagem.....	84
Figura 4-5 - Equipamentos utilizados para coleta de parâmetros de soldagem e ciclos térmicos.....	87
Figura 4-6. Posicionamento dos termopares.....	88
Figura 4-7 - Esquema de retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V, ao centro do metal de solda (a) e na ZAC-GG (b).....	92

Figura 4-8. Ciclos térmicos de dilatométrica.	93
Figura 4-9 - Distribuição espacial das fontes puntiformes no interior da zona fundida.	94
Figura 4-10 Esquema de cálculo do ciclo térmico usando as propriedades físicas dependentes das temperaturas T e T+1.	96
Figura 4-11 Condutividade e capacidade térmica dos aços AISI 1020 [18] e API 5L X80 [17] em função da temperatura.	97
Figura 5-1 - Microestrutura do aço API 5L X80, ampliação 1000x.	99
Figura 5-2 – MO do metal de base, aço API 5L X80 estudado. Ataque Nital 2%.	99
Figura 5-3. MEV do metal de base, aço API 5L X80 estudado. Ataque Nital 2%.	100
Figura 5-4 – Microconstituente MA do MB do aço API 5L X80 estudado	101
Figura 5-5 – Ensaio de tração do MB do aço API 5L X80 estudado	101
Figura 5-6 – Diagrama de fases teórico do MB do aço API 5L X80 estudado.	103
Figura 5-7 – Temperaturas de transformação no resfriamento a 10°C/s do aço API 5L X80.	103
Figura 5-8 – Diagrama TRC do aço API 5L X80 estudado por Ramirez et al. [99] apresentando ferrita de Widmanstätten (α_w), ferrita bainítica (α_B), Bainita (B), ferrita quase poligonal (α_q), ferrita proeutetóide (α_p) e perlita (P).	104
Figura 5-9 - Diagrama TRC empírico do aço API 5L X80 estudado, baseado em Trzaska e Dobrzanski [73,77].	105
Figura 5-10 - Curvas de corrente e tensão dos processos de soldagem STT® (a) e Rapid X® (b).	108
Figura 5-11 - Potência calculada pela metodologia da integração, processo STT.	109
Figura 5-12 – Isotermas da ZAC simuladas através do MFD e dos valores de Potência média (Pmed) e da integração da curva de potência (ICP).	111
Figura 5-13 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do modelo da chapa intermediária, com as propriedades físicas constantes.	113
Figura 5-14 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do modelo das fontes distribuídas, com as propriedades físicas constantes.	114
Figura 5-15 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do MCI, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.	115
Figura 5-16 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do MFD, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.	116

Figura 5-17 – Ciclos térmicos experimental e simulados considerando todos os critérios.....	117
Figura 5-18. Ciclos térmicos com propriedades constantes, ciclo térmico médio discretizado e ciclo térmico experimental.	119
Figura 5-19. Variação de Δt_{8-5} em função das temperaturas máximas alcançadas ao longo da largura da ZAC.	120
Figura 5-20. Macrografias dos passes de soldagem da junta J1.	121
Figura 5-21. Diluição das seções da junta J1.....	122
Figura 5-22 - Ciclo térmico da soldagem do passe de raiz da junta 1	124
Figura 5-23. Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita com segunda fase bainítica (FSB) e ferrita de contorno de grão (FG); ataque Nital 2%.	125
Figura 5-24 - Microconstituente M-A na ZAC-GG, passe de raiz da junta J1; ataque Klemm 1.	125
Figura 5-25. Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita e agregados de ferrita carbonetos (FC); ataque Nital 2.	126
Figura 5-26 - Microconstituente M-A, ZAC-RG do passe de raiz, junta J1; Klemm 1.	126
Figura 5-27. Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita poligonal (FP) e agregados de ferrita carbonetos (FC); ataque Nital 2%.	127
Figura 5-28 - Microconstituente M-A na ZAC-IC do passe de raiz da junta J1; ataque Klemm 1.	128
Figura 5-29. Mapeamento de microdureza do passe de raiz, $HV^{0,5}$ da junta J1.....	129
Figura 5-30. Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz da junta J1.	129
Figura 5-31. Campo de temperaturas sobre o mapa de impressões do passe de raiz.	130
Figura 5-32 - Ciclo térmico de soldagem do primeiro passe de enchimento da junta 1.	131
Figura 5-33. Fontes distribuídas para simular primeiro passe de enchimento.	132
Figura 5-34. Isotermas da ZAC do primeiro passe de enchimento com indicação da IC-ZAC-GG.....	132
Figura 5-35. Microestrutura transformada da ZAC-GG em IC-ZAC-GG, adjacente ao passe de raiz, em função do passe de enchimento 1; ataque Nital 2%.	133

Figura 5-36. Microestrutura da ZAC-RG transformada em SC-ZAC-RG, após passe de enchimento 1, adjacente ao passe de raiz; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	134
Figura 5-37. Microestrutura transformada da ZAC-IC adjacente ao passe de raiz, em função do passe de enchimento 1; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	135
Figura 5-38. Mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do primeiro passe de enchimento da junta J1.....	136
Figura 5-39. Delimitação da IC-ZAC-GG através do mapa de impressões de microdureza $HV^{0,5}$	136
Figura 5-40. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.2 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	138
Figura 5-41. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.2 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	139
Figura 5-42 - Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento da junta J1.	141
Figura 5-43. Aquecimento subcrítico da IC-ZAC-GG, segundo passe de enchimento.	141
Figura 5-44. IC-ZAC-GG transformada pelo aquecimento intercrítico do segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.	142
Figura 5-45. Microestrutura da ZAC-RG aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.	143
Figura 5-46. Microestrutura da ZAC-IC aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.....	144
Figura 5-47. Mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento, com evidência da IC-ZAC-GG após aquecimento subcrítico.	145
Figura 5-48. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.3 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	146
Figura 5-49. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.3 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região	

central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	147
Figura 5-50. Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da junta 1.	148
Figura 5-51. Reaquecimento da IC-ZAC-GG em função do passe de acabamento.	149
Figura 5-52. Microestrutura da IC-ZAC-GG reaquecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.	150
Figura 5-53. Microestrutura da ZAC-RG reaquecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.	150
Figura 5-54. Microestrutura da ZAC-IC reaquecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.	151
Figura 5-55. Microdureza na seção da junta J1 contendo todos os passes de soldagem.....	152
Figura 5-56 - Delimitação da IC-ZAC-GG através do mapa de impressões de microdureza HV ^{0,5} na seção J1.4.	152
Figura 5-57. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.4 ensaiada à temperatura de -40°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	154
Figura 5-58. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.4 ensaiada à temperatura de -90°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	155
Figura 5-59 – Variação da fração de M-A nas ZAC-GG e ZAC-RG nas seções da junta J1.	156
Figura 5-60 – Variação da microdureza HV _{0,5} e do tamanho de grão na ZAC-GG nas seções da junta J1.	157
Figura 5-61. Microestrutura do MS do passe de raiz contendo FA, FG e FW; ataque Nital 2%.	158
Figura 5-62. Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J1; ampliação 500x.	158
Figura 5-63 – Temperatura de transição dúctil-frágil no MS da raiz da junta 1.	159

Figura 5-64. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do Metal de solda ensaiado à temperatura de 23°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	161
Figura 5-65. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do Metal de solda ensaiado à temperatura de -110°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	162
Figura 5-66. Macrografias dos passes de soldagem da junta J2.	163
Figura 5-67. Diluição das seções da junta J2.	164
Figura 5-68. Ciclo térmico de soldagem do passe de raiz da junta J2.	165
Figura 5-69 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J2.1.	166
Figura 5-70 – Disposição dos termopares instalados para registrar ciclos térmicos da junta J2.	166
Figura 5-71 - Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J2 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	167
Figura 5-72 - Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J2 contendo ferrita e FC ataque Nital 2%; ampliação 500x.	168
Figura 5-73 - Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J2 contendo ferrita e FC ataque Nital 2%; ampliação 500x.	168
Figura 5-74 - Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do passe de raiz da junta J2.	169
Figura 5-75. Ciclo térmico de soldagem do primeiro passe de enchimento da Junta 2.	170
Figura 5-76 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo primeiro passe de enchimento na junta J2.	171
Figura 5-77 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.	172
Figura 5-78 - Microconstituente MA da ZAC-GG do primeiro passe de enchimento, ampliação de 500x.	172
Figura 5-79 - Microestrutura da ZAC-RG aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.	173
Figura 5-80 - Microestrutura da ZAC-IC aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.	173

Figura 5-81 - Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do primeiro passe de enchimento da junta J2.....	174
Figura 5-82. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J2.2 ensaiada à temperatura de -40°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	175
Figura 5-83. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J2.2 ensaiada à temperatura de -90°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	176
Figura 5-84. Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento, Junta J2.	177
Figura 5-85 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo segundo passe de enchimento na junta J2.....	178
Figura 5-86 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento, junta J2.	179
Figura 5-87 - ZAC-RG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento.....	179
Figura 5-88 - ZAC-IC do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento.....	180
Figura 5-89 - Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do segundo passe de enchimento da junta J2.....	180
Figura 5-90. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J2.3 ensaiada à temperatura de -40°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	182
Figura 5-91. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J2.3 ensaiada à temperatura de -90°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	183
Figura 5-92. Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da Junta 2	184
Figura 5-93 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo passe de acabamento na junta J2.	184

Figura 5-94 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.....	185
Figura 5-95 - ZAC-RG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.....	186
Figura 5-96 - ZAC-IC do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.....	186
Figura 5-97 - Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do passe de acabamento da junta J2.	187
Figura 5-98. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, seção J2.4 SC-ZAC-GG, ensaiada à temperatura de -40°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	189
Figura 5-99. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, SC-ZAC-GG, seção J2.4 ensaiada à temperatura de -90°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	190
Figura 5-100 - Tenacidade ao impacto na SC-ZAC-GG da raiz reaquescida pelos passes de soldagem subsequentes, junta J2.....	192
Figura 5-101 - Microestrutura do MS do passe de raiz; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	192
Figura 5-102 - Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J2.	193
Figura 5-103. Temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da Junta 2.	194
Figura 5-104. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de 23 °C: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).	195
Figura 5-105. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de -110 °C: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).	196
Figura 5-106. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de -196 °C: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).	197
Figura 5-107. Macrografias dos passes de soldagem da junta J3.	198
Figura 5-108. Diluição das seções da junta J3.....	199

Figura 5-109. Ciclo térmico de soldagem do passe de raiz da junta J3.	200
Figura 5-110 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J3.4.	201
Figura 5-111 – Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	202
Figura 5-112 - Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	202
Figura 5-113 - Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	203
Figura 5-114 – Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do passe de raiz da junta J3...	204
Figura 5-115 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J3.1.	204
Figura 5-116 - Ciclo térmico de soldagem do passe de enchimento 1 da junta 3. ..	205
Figura 5-117 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de primeiro passe de enchimento, seção J3.2.	206
Figura 5-118 – Micrografia da ZAC-GG do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%.	207
Figura 5-119 - Micrografia da ZAC-RG do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%.	207
Figura 5-120 - Micrografia da ZAC-IC do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%.	208
Figura 5-121 – Mapeamento de microdureza HV ^{0,5} do primeiro passe de enchimento da junta J3.....	208
Figura 5-122. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da ZAC-GG, seção J3.2 ensaiada à temperatura de -40°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	210
Figura 5-123. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, ZAC-GG, seção J3.2 ensaiada à temperatura de -90°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	211
Figura 5-124 - Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento da junta J3.	212

Figura 5-125 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de segundo passe de enchimento, seção J3.4.	213
Figura 5-126 – Micrografia da ZAC-GG do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	214
Figura 5-127 - Micrografia da ZAC-RG do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	214
Figura 5-128 - Micrografia da ZAC-IC do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	215
Figura 5-129 – Mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do segundo passe de enchimento da junta J3.....	216
Figura 5-130. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da ZAC-GG, seção J3.3 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	217
Figura 5-131. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, ZAC-GG, seção J3.3 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).	218
Figura 5-132 - Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da junta 3.....	219
Figura 5-133 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem do passe de acabamento, seção J3.4.	220
Figura 5-134 - Micrografia da ZAC-GG do passe de acabamento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	221
Figura 5-135 - Micrografia da ZAC-RG do passe de acabamento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	221
Figura 5-136 - Micrografia da ZAC-IC do passe de acabamento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.	222
Figura 5-137 – Mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do passe de acabamento da junta J3.	222
Figura 5-138 – Micrografias da região transversal que fraturou fora do entalhe no ensaio Charpy do passe de raiz à temperatura de 23°C ; região do entalhe: (a) e (b); região da fratura: (c) e (d).....	223

Figura 5-139 – Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy na seção J3.4; realizado à temperatura de 23 °C, na região inicial com aumento de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com aumento de 500x (c) e 1000x (d).	224
Figura 5-140 –EDS realizado sobre a inclusão apresentada na superfície da fratura de ensaio Charpy à temperatura de 23 °C, que não se rompeu no entalhe; seção J3.4.	225
Figura 5-141 – Resultado quantitativo do EDS realizado sobre a inclusão apresentada na superfície da fratura de ensaio Charpy a 23 °C, que não se rompeu no entalhe; seção J3.4.	225
Figura 5-142. Tenacidade ao impacto na ZAC-GG da raiz reaquecida pelos passes de soldagem subsequentes, junta J3.	226
Figura 5-143 - Microestrutura da zona fundida do passe de raiz da junta J3 contendo FA e FG; ataque Nital 2%.	227
Figura 5-144 - Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J3.	227
Figura 5-145. Temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da junta 3.	228
Figura 5-146. Fractografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy do MS da junta J3, obtidas de corpos de prova ensaiados à temperatura de -40°C, na região inicial da fratura com ampliações de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com ampliações de 500x (c) e de 1000x (d).	229
Figura 5-147. Fractografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy do MS da junta J3, obtidas de corpos de prova ensaiados à temperatura de -196 °C, na região inicial da fratura com ampliações de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com ampliações de 500x (c) e 1000x (d).	230

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 - Composição química das primeiras chapas produzidas pela Cosipa utilizadas para fabricação de tubos API 5L X80 [44].	50
Tabela 2-2 - Composição química do aço API 5L X80, adaptada de [45].	52
Tabela 2-3 - Limites de escoamento e de resistência do aço API 5L X80	52
Tabela 4-1 - Nomenclatura das seções para cada junta soldada.	84
Tabela 4-2 - Caracterização das juntas soldadas.	85
Tabela 4-3. Especificações das composições químicas dos consumíveis utilizados na soldagem dos passes de raiz, segundo a norma AWS A5.28/A5.28M:2005 [85].	85
Tabela 4-4. Especificação da composição química do consumível utilizado na soldagem dos passes de enchimento e acabamento, segundo a norma AWS A5.29/A5.29M:2010 [84].	86
Tabela 5-1. Composição química do aço API 5L X80 estudado.	98
Tabela 5-2 - Resultado do impacto Charpy-V do MB do aço API 5L X80 estudado.	102
Tabela 5-3 - Temperaturas de transformação de fases do aço API 5L X80 estudado.	104
Tabela 5-4 – Intervalo de fração de massa de elementos para os aços estudados por Trzaska e Dobrzanski [73,77].	105
Tabela 5-5. Composição química dos metais de adição utilizados na soldagem.	107
Tabela 5-6. Valores de potência do arco elétrico calculadas por diversas metodologias.	108
Tabela 5-7 – Energia de soldagem dos cordões da raiz da junta J1.	110
Tabela 5-8 – Energia de soldagem das raízes	110
Tabela 5-9 - Energia de soldagem dos passes de enchimento e de acabamento	110
Tabela 5-10 - Erro relativo das posições das isothermas de 1520 °C e 713 °C calculado por meio da potência média (Pmed) e por meio da integração da curva da potência (ICP); seção J1.1 (em %).	112
Tabela 5-11 - Erro relativo entre as isothermas dos MCI e MFD em relação a posições de referência dentro da ZAC, com as propriedades físicas constantes.	115
Tabela 5-12 - Erro relativo entre as isothermas dos MCI e MFD em relação a posições de referência dentro da ZAC, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.	117

Tabela 5-13 - Avaliação dos ciclos térmicos baseados nos critérios $T_{\text{máx.}}$ e Δt_{8-5} .	118
Tabela 5-14. Diluição acumulada nas seções da junta J1.	123
Tabela 5-15. Fração volumétrica de M-A na ZAC do passe de raiz da junta J1.....	127
Tabela 5-16. Microdureza média por região da ZAC do passe de raiz.	130
Tabela 5-17. Diluição acumulada nas seções da junta J2.	164
Tabela 5-18. Diluição acumulada nas seções da junta J3.	198

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AcC	Acelerated Cooling
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASM	American Society for Metals
AT	Arame Tubular
CP	Corpo de prova
DQ&T	Direct Quenched and Tempered
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HSLA	High Strength Low Alloy
IC-ZAC-GG	ZAC-GG aquecida intercriticamente
IIW	International Institute of Welding
MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
SAW	Submerged Arc Welding
SC-ZAC-GG	ZAC-GG aquecida subcriticamente
TMCP	Thermomechanical Control Process
TMP	Thermomechanical Processing
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil-Frágil
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-GG	Zona Afetada pelo Calor de Grão Grosseiro
ZAC-IC	Zona Afetada pelo Calor Intercrítica
ZAC-RG	Zona Afetada pelo Calor de Refino de Grão
ZDL	Zona de Ligação

LISTA DE SIMBOLOS

"	Medida em polegadas
2D	Duas dimensões
3D	Três dimensões
A	Ampère
A_{c1}	Temperatura inicial de transformação da ferrita em austenita, fora da condição de equilíbrio, durante o aquecimento.
A_{c3}	Temperatura final de transformação da ferrita em austenita, fora da condição de equilíbrio, durante o aquecimento.
A_{r1}	Temperatura final de transformação da austenita em ferrita, fora da condição de equilíbrio, durante o resfriamento
A_{r3}	Temperatura inicial de transformação da austenita em ferrita, fora da condição de equilíbrio, durante o resfriamento
B_i	Temperatura de início da transformação bainítica
B_{max}	Temperatura máxima em que a bainita inicia sua formação
d_g	Tamanho de grão
d	espessura de chapa
F_i	Temperatura de início da transformação ferrítica
$HV^{0,5}$	Microdureza Vickers carga de 500 gramas
I	Corrente
k	Condutividade térmica
kJ	Kilojoules
ksi	Kilopsi (1000 psi)
M_{100}	Taxa de resfriamento crítica para obtenção de microestrutura 100% martenítica
M_i	Temperatura de início da transformação martensítica
mm	Milímetros
MPa	Megapascal
nm	Nanometro
P_i	Temperatura de início da transformação perlítica
P_{icp}	Potência por meio da integração da curva de potência
P_L	Numero de interseções por linha teste

P_{med}	Potência média
q_0	Energia de soldagem
s	segundos
t	tempo
t_B	Instante em que a bainita se forma, em função da temperatura B_i e da taxa de resfriamento
t_F	Instante em que a ferrita se forma, em função da temperatura F_i e da taxa de resfriamento
t_P	Instante em que a perlita se forma, em função da temperatura P_i e da taxa de resfriamento
V	Volts
x, y, z	Coordenadas cartesianas
α	Ferrita
α'	Martensita
γ	Austenita
η	Eficiência do processo de soldagem
λ	Difusividade térmica
μm	Micrometro
v	Velocidade de soldagem
θ	Perlita
σ_e	Tensão de escoamento (MPa ou ksi)
σ_r	Tensão de ruptura (MPa ou ksi)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	27
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	30
2.1.1	Classificação dos aços ARBL	31
2.1.2	Mecanismos de controle das propriedades dos aços ARBL.....	33
2.1.3	Efeito dos Elementos de liga nos aços ARBL.....	37
2.1.4	Processamento termomecânico dos aços	44
2.1.5	Aço API 5L X80	48
2.2	Transferência de calor na soldagem	53
2.2.1	- Fontes distribuídas	58
2.3	- Soldabilidade dos aços ARBL	65
2.3.1	-Trincas a quente	66
2.3.2	- Zonas frágeis localizadas.....	66
2.3.3	- Fratura induzida por hidrogênio	68
2.3.4	- Medida de soldabilidade dos aços	69
2.5	- Processos de soldagem de tubos API 5L X80 estudados.....	75
2.5.1	- Curto Circuito Controlado.....	76
2.5.2	- Arco pulsado	78
2.5.3	- Arame tubular.....	79
3	OBJETIVO	81
3.1	Proposta de tese	81
3.2	Objetivos	82
4	MATERIAIS E MÉTODOS	83
4.1.1	Ciclos térmicos experimentais	87
4.1.2	Energia de soldagem.....	88
4.2	Composição química do metal de base e metal de solda	89

4.3	Ensaio mecânicos	90
4.4	Macrografias das juntas soldadas	90
4.5	Caracterização microestrutural do MB	90
4.5.1	Microscopia óptica	90
4.5.2	Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV	91
4.6	Ensaio Charpy-V	91
4.7	Dilatometria	93
4.8	Simulação dos ciclos térmicos pelo método das fontes distribuídas	93
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	98
5.1	Caracterização do metal de base	98
5.1.1	Composição química do aço estudado	98
5.1.2	Caracterização microestrutural do metal de base	98
5.1.3	Propriedades Mecânicas	101
5.1.4	Diagrama de fases teórico	102
5.1.5	Ensaio de dilatométrica e diagrama TRC	103
5.2	Composição química do metal de solda	106
5.3	Energia de soldagem das juntas soldadas	107
5.4	Validação do método das fontes distribuídas na soldagem multipasse	112
5.5	Avaliação da junta soldada J1	121
5.5.1	Avaliação macrográfica da junta soldada J1	121
5.5.2	Passe de raiz	123
5.5.3	Primeiro passe de enchimento	131
5.5.4	Segundo passe de enchimento	140
5.5.5	Passe de acabamento	148
5.5.6	Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J1	156
5.5.7	Avaliação do metal de solda da Junta J1	157
5.6	Avaliação da junta soldada J2	163

5.6.1	Avaliação macrográfica da junta soldada J2	163
5.6.2	Passe de raiz	165
5.6.3	Primeiro passe de enchimento	170
5.6.4	Segundo passe de enchimento	177
5.6.5	Passe de acabamento	184
5.6.6	Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J2.....	191
5.6.7	Avaliação do metal de solda da Junta J2	192
5.7	Avaliação da junta soldada J3.....	197
5.7.1	Avaliação macrográfica da junta soldada J3	197
5.7.2	Passe de raiz	199
5.7.3	Primeiro passe de enchimento	205
5.7.4	Segundo passe de enchimento	212
5.7.5	Passe de acabamento	219
5.7.6	Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J3.....	225
5.7.7	Metal de solda da Junta J3.....	226
6	CONCLUSÕES	231
	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	236
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	237
	APÊNDICE A – Cálculo da energia de soldagem das juntas.	244
	APÊNDICE B – Análise estatística por meio de ANOVA das energias absorvidas no ensaio Charpy-V.....	248
	APÊNDICE C – Análise estatística por meio de ANOVA dos tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-GG.....	258

1 INTRODUÇÃO

O transporte de produtos fluidos ou semifluidos por meio de dutos é bastante competitivo em relação aos demais modais, em função de seu modo contínuo e ininterrupto de operar, pois escoar sua produção 24 horas por dia, sete dias por semana. É um meio de transporte limpo, pouco influenciado por fatores meteorológicos, com pouca necessidade mão de obra. Apresenta alta confiabilidade, em função de sua reduzida possibilidade de avarias e consequente perda de produto. Os dutos ainda são bastante recomendados para transporte de produtos perigosos e reduzem drasticamente o tráfego de veículos pesados por rodovias [1].

Apesar de toda a importância deste modal, segundo o portal do Transporta Brasil, o Brasil ocupou em 2010 a 16ª posição no ranking mundial com apenas 22.000 km de extensão em dutos, enquanto a União Europeia, que possui uma extensão territorial inferior, possui uma malha dutoviária de 800.000 km [2]. Os Estados Unidos, cuja extensão territorial assemelha-se à do Brasil, possui uma logística de transporte bastante equilibrada, pois utiliza 21,5% de seu modal para transporte dutoviário, enquanto o Brasil utiliza apenas 3,8% [3].

Este cenário ilustra bem o quanto o Brasil precisa investir no escoamento de petróleo e seus derivados, álcool etílico, minério, etc., por meio de dutos. Projetos recentes de minerodutos têm sido executados por empresas privadas para escoar produção de minério de ferro a partir de Minas Gerais para portos no Espírito Santo e Rio de Janeiro, que são: mineroduto de 400 km de extensão da empresa Ferrous, entre Congonhas (MG) e Presidente Kennedy (ES) [4] e o projeto Minas-Rio da empresa Angloamerican com 529 km de extensão, entre Alvorada (MG) e São João da Barra (RJ), no porto do Açu [5].

As exigências por eficiência e segurança deste modal implicam também na necessidade de desenvolvimento de materiais mais modernos para serem empregados na confecção dos tubos [6,7]. Entram neste contexto os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), dos quais fazem parte os tubos API. Estes aços são amplamente utilizados na montagem destas tubulações, cujo processo de união baseia-se na soldagem. Chamam atenção as propriedades de alta resistência e tenacidade destes aços para aplicação em tubulações, pois as espessuras de paredes dos tubos podem ser reduzidas, reduzindo também o consumo de aço e insumos de

fabricação das tubulações. Consequentemente, geram-se menores custos de projeto e de manutenção das tubulações, além de lhes conferir maior confiabilidade [7].

Estes aços são microligados ao Nb-Ti-V (Nióbio, Titânio e Vanádio). Os tubos podem ser produzidos por meio de soldagem longitudinal ou helicoidal e as tubulações por meio da soldagem circunferencial [7].

Entretanto, todos os processos de soldagem alteram a microestrutura do metal de base na zona afetada pelo calor (ZAC), de modo que os efeitos do processamento termomecânico são atenuados e até mesmo eliminados. Consequentemente, propriedades mecânicas dependentes de ciclos térmicos de soldagem, como resistência e tenacidade, deterioram-se [8–10]. Portanto, o estudo dos gradientes e transientes térmicos é necessário para se preverem as microestruturas resultantes no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Por esta razão, os primeiros trabalhos de transferência de calor na soldagem datam dos meados do século XX, com as soluções analíticas desenvolvidas por Rosenthal, entre 1935 e 1946. Estas equações têm sido amplamente utilizadas em trabalhos de pesquisa, contudo elas apresentam algumas limitações ao considerarem as propriedades físicas constantes, não levar em conta a perda de calor na chapa através transferência de calor por convecção e radiação, etc. Por fim, elas ainda não contemplam a soldagem multipasse [11–14].

Em 1990, Mhyr e Gröng [13] desenvolveram um modelo de transferência de calor em chapa denominado fontes distribuídas (MFD) baseando-se no modelo denominado chapa intermediária de Rosenthal, para contemplar a mudança de forma na zona fundida oriunda da movimentação do metal líquido na poça de fusão e da transferência metálica. Em 2004, Ramirez e Brandi [15] fizeram algumas alterações neste modelo e conseguiram simular a soldagem multipasse em aço inoxidável duplex.

Uma análise do fluxo de calor em soldagem com a obtenção de resultados mais acurados depende de uma programação mais robusta que pode vir a contemplar a variação das propriedades com a temperatura, as etapas de regime transiente no início e no final da soldagem, transformações de fase, entre outros fenômenos presentes na soldagem. Estes são os casos avaliados pelas soluções numéricas por meio do Método dos Elementos Finitos, por exemplo [16–18].

Alternativamente ao MEF, o MFD surge como uma possibilidade conseguir reproduzir alguns dos principais fenômenos da soldagem por meio de uma

programação mais simplificada, isto é., como menos etapas de programação. Por esta razão, propõe-se neste estudo desenvolver uma metodologia, derivada do MFD, a fim de simular a distribuição de temperaturas em ZAC de soldagem multipasse, identificar suas sub-regiões reaquentadas e avaliar as influências deste reaquentamento nas propriedades mecânicas na soldagem multipasse de aço API 5L X80.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços Alta Resistência Baixa Liga - ARBL

Os aços carbonos de baixa liga e alta resistência são aços microligados que se caracterizam pela resistência ao escoamento superior a 275 MPa (40 ksi) e são mais ou menos classificados em (1) aços carbono-manganês como laminados, (2) aços carbono tratados termicamente (normalizados ou temperados e revenidos), (3) aços de alta resistência baixa liga (ARBL) como laminados e (4) aços baixa liga tratados termicamente. São comparáveis aos aços meio carbono (ASTM A 7 ou ASTM A 283) na condição de como laminados. Os aços ARBL e os de baixa liga tratados termicamente apresentam ainda temperaturas de transição dúctil-frágil inferiores e maiores tenacidades [19], como mostra a Figura 2-1.

Figura 2-1 - Tenacidade ao impacto Charpy-V dos aços ARBL comparados ao aço meio carbono (ASTM A 283) [19].

Os aços ARBL como laminados, denominados em inglês como *High Strength Low Alloy (HSLA)*, ou ainda, como microligados, podem ser produzidos em diversas formas estruturais padrões. Por esta razão apresentam-se como uma alternativa atrativa aos aços de baixo carbono estruturais tratados termicamente (temperados e revenidos), que apresentam maior resistência e as maiores tenacidades (conforme

Figura 2-1), mas que correm o risco de empenamento durante o tratamento de têmpera. Os aços ARBL possuem ainda preços competitivos em aplicações estruturais, com base nos preços dos aços carbono laminados, além de possuírem maiores resistências que estes [19].

Outra vantagem destes aços é a redução de material de consumo (peso) em função da redução de seção, combinada com a melhoria das propriedades mecânicas requeridas. Destaca-se, neste caso, o processo de laminação controlada com resfriamento acelerado que produz aços com tenacidade melhorada em função de sua microestrutura composta de grãos ferríticos (α) mais finos [19–21].

2.1.1 Classificação dos aços ARBL

Embora os aços ARBL estejam disponíveis em numerosos padrões, eles podem ser divididos em seis grupos [19]: aços patináveis, perlíticos como laminados, dupla fase (*dual phase*), com forma de inclusão controlada, resistentes à fratura induzida por hidrogênio, ferríticos-perlíticos e ferríticos aciculares (bainíticos de baixo carbono). Merecem destaque estes dois últimos:

a) Aços microligados ferríticos-perlíticos

Estes aços contêm quantidades muito pequenas (inferiores a 0,10%) de elementos formadores de carbonetos ou carbonitretos fortes. Estes elementos são nióbio, vanádio e/ou titânio que aumentam a resistência pelos mecanismos de endurecimento por precipitação, refino de grão e, possivelmente, controle da temperatura de decomposição da austenita [19].

São ainda classificados quanto ao elemento de liga adicional que participa em maior proporção na composição destes aços. Neste sentido, eles são microligados ao vanádio, microligados ao nióbio ou microligados ao titânio. Quando dois elementos participam da composição, então eles são microligados ao nióbio-molibdênio, microligados ao vanádio-nióbio, microligados ao nitrogênio-vanádio, microligados ao nióbio-titânio e microligados ao vanádio-titânio [19].

Estes aços começaram a ser produzidos depois que estudos desenvolvidos nos anos de 1960 apontaram que pequenas quantidades de nióbio e vanádio (<0,10% cada) aumentavam a resistência dos aços C-Mn padrões, sem interferência no processamento subsequente [19].

À medida que outros elementos de liga são adicionados e/ou o conteúdo de carbono é reduzido, a quantidade de perlita reduz-se e a tenacidade e ductilidade são melhoradas. Adicionalmente, o aumento de perlita é ineficaz no aumento da resistência ao escoamento, principal critério utilizado para dimensionamento de componentes mecânicos. A redução de carbono melhora ainda a soldabilidade do aço [19].

b) Aços ferríticos aciculares (bainíticos de baixo carbono):

Estes aços contêm baixos teores de carbono ($<0,08\% \text{ C}$) e uma microestrutura muito fina com excelente combinação de altas resistências ao escoamento, conformabilidade, soldabilidade e boa tenacidade. É a ferrita acicular, ou bainita de baixo carbono, em vez de ferrita poligonal. A ferrita acicular caracteriza-se pela sua alta densidade de discordâncias e grãos grandemente alongados [19,22], que é obtida por têmpera ou resfriamento ao ar; sua resistência ao escoamento varia de 415 a 690 MPa (60 a 100 ksi). Sua boa tenacidade favorece a instalação de tubulações em condições árticas [19].

Estes aços são endurecidos pela adição de manganês e molibdênio e/ou boro. O nióbio atua no refino de grão e endurecimento por precipitação.

Um exemplo deste aço para serviço em condições árticas é o aço API 5L X70 com $0,03\% \text{ C}$, $0,25\% \text{ Si}$, $1,91\% \text{ Mn}$, $0,008\% \text{ P}$, $0,001\% \text{ S}$, $0,048\% \text{ N}$, mais titânio, boro e cálcio. Este aço, com uma espessura de parede de 10,9 mm, com propriedades melhoradas, poderá atingir uma energia de impacto ao Charpy de 68 J a -18°C [19].

Por fim, a classificação apresentada no *Handbook* da ASM não é rígida, pois um mesmo aço ARBL pode estar contido em mais de um grupo. A título de exemplo, todos os aços mencionados podem ter formas de inclusão controlada pela adição de pequenas quantidades de cálcio, zircônio e titânio. Estes elementos de liga alteram a geometria das inclusões de sulfetos a partir de bastonetes alongados para globulares pequenos, dispersos e quase esféricos [19,23], de modo a melhorar a ductilidade e a tenacidade destes aços. Ou ainda, os aços ferríticos perlíticos podem ter melhor resistência à corrosão atmosférica e endurecimento por solução sólida, através da adição de pequenas quantidades de cobre, cromo, fósforo e silício [19].

2.1.2 Mecanismos de controle das propriedades dos aços ARBL

A evolução dos aços ARBL tem caminhado no sentido de se obter a melhor relação entre resistência e tenacidade, no que se refere às propriedades mecânicas. A redução de carbono ao longo dos anos tem reduzido a formação de estruturas indesejáveis, sob o ponto de vista citado, como é o caso da perlita que aumenta a resistência à tração, mas deteriora a tenacidade e a soldabilidade. Estruturas como ferrita (α) de grão refinado e bainita inferior têm sido desejadas para as microestruturas destes aços. A obtenção destas estruturas começa ainda no campo austenítico quando a laminação e o resfriamento visam à obtenção de grãos austeníticos cada vez menores, antes de sua decomposição [24].

Os principais mecanismos que alteram as propriedades mecânicas dos aços ARBL são descritos a seguir.

2.1.2.1 Refino de grão

O refino de grão, tanto austenítico quanto ferrítico, é afetado por uma complexa combinação de processamento dos aços e de projetos de liga. A ideia principal deste mecanismo é a redução de tamanho do grão grosseiro no campo γ , de tal modo a reduzir ainda mais o tamanho de grão fino γ [19,24]. Por esta razão, as temperaturas da laminação de desbaste têm sido reduzidas (a despeito da maior dificuldade de laminação [19]), assim como elementos de microliga têm sido adicionados, para minimizar o efeito da recristalização sobre o tamanho de grão γ nas faixas de temperaturas elevadas [25]. A obtenção de grãos γ com diâmetros cada vez menores, na faixa de temperatura característica de grãos refinados, aumenta cada vez mais as áreas de contornos de grãos e, conseqüentemente, os sítios para nucleação de α , durante a decomposição de γ [24,26]. A consequência desta transformação é a obtenção de grãos α ainda mais refinados, que se caracterizam também pelo maior acúmulo de discordâncias. Quanto maior a concentração de discordâncias, maior a tensão necessária para movimentá-las entre grãos adjacentes ou em estruturas que possam fixá-las [27,28]. O refino do grão ferrítico é o único mecanismo que, simultaneamente, aumenta a resistência ao escoamento e melhora a tenacidade, acompanhado da redução gradual de carbono [19,27,29]. Os grãos ferríticos finos podem ser obtidos também pela redução da temperatura de transformação da γ/α [19].

Para se ter uma ideia da extensão do refino grão, na laminação convencional dos aços C-Mn (não ligados), os grãos α resultantes possuíam diâmetros entre 50-250 μm . Neste processo, a temperatura de início da laminação é em torno de 1250 °C e a temperatura final é menor que 1100 °C, com um tempo suficiente para crescimento dos grãos γ em altas temperaturas, após laminação. Por outro lado, para o desenvolvimento dos aços ARBL com boa tenacidade, é necessário o refino do grão α na faixa de 5 a 10 μm [25,28].

2.1.2.2 Endurecimento por precipitação

Este mecanismo de aumento da resistência de α confunde-se com o mecanismo de refino de grão, pois ambos estão intimamente ligados. Ou seja, ainda na etapa de recristalização de γ , por exemplo, o titânio precipita-se na forma de finos precipitados de TiN no contorno de grão e limita o crescimento do grão γ , em altas temperaturas [30]. Este é o caso dos aços contendo vanádio, sujeitos à recristalização de γ em laminação controlada. Desta forma, o grão γ formado no reaquecimento torna-se menor que o normal. Após resfriamento auxiliado pela de laminação final, o grão γ fino resultante torna-se ainda menor [19,30]. Na faixa de temperatura de decomposição de γ , elementos de liga, como o vanádio, que forma V(CN), que atua como barreira ao crescimento do grão α , tornando-o bastante refinado [19,25]. A precipitação é favorecida pela presença de elementos de liga que podem reduzir a temperatura de transformação γ/α e pelas taxas de resfriamento adequadas. Outro efeito dos precipitados no endurecimento é atuar como barreiras ao movimento de discordâncias [19]. De um modo geral, o endurecimento por precipitação deteriora a tenacidade. A eficiência deste mecanismo está intimamente ligada ao conteúdo de elementos de liga, de microliga, à dispersão e às dimensões dos precipitados [19,28]. Isto é evidente, como se pode observar na Figura 2-2, em que o aumento da resistência é diretamente proporcional à fração volumétrica dos precipitados e inversamente proporcional às suas dimensões [19].

Figura 2-2 - Dependência do tamanho de grão sobre endurecimento por precipitação adaptada de [31].

A quantidade de carbonetos metálicos formados depende de sua solubilidade na austenita e das taxas de resfriamento. A Figura 2-3 evidencia o aumento da resistência ao escoamento em função da taxa de resfriamento, para um aço contendo 0,15% de vanádio [32].

Figura 2-3 - Efeito da taxa de resfriamento sobre aumento da resistência ao escoamento através de endurecimento por precipitação de um aço 0,15% V, adaptado de [32].

O endurecimento por precipitação deve estar associado ao refino de grão α , para favorecer uma boa relação entre aumento de resistência ao escoamento e melhoria da tenacidade [19].

2.1.2.3 Endurecimento por solução sólida

Átomos de elementos químicos com tamanho e estrutura eletrônicas próximas àsquelas do ferro, que não formam carbonetos, nitretos, outros compostos, meramente substituem os átomos de ferro em γ , em altas temperaturas, e os átomos de ferro em α , em baixas temperaturas, ou seja, permanecem em solução sólida substitucional. Entretanto, os átomos de C e N, como são muito pequenos, entram na matriz em solução sólida intersticial [27].

Como há diferenças nas dimensões e configurações eletrônicas entre átomos de soluto e de solvente, estas diferenças afetam os parâmetros de rede do reticulado matricial, e, por conseguinte, os módulos de elasticidade e de cisalhamento do reticulado em questão. Afetam ainda os campos de deformação elástica das discordâncias em α e aumentam as tensões necessárias para movimentá-las. Por outro lado, os elementos em solução sólida substitucional pouco afetam σ_e , ao contrário daqueles elementos com tendências a ocupar os intersticiais. Porém, estes últimos tendem a formar carbonetos e nitretos. A Figura 2-4 demonstra a intensidade com que as concentrações de determinados elementos de liga afetam σ_e , quando estão em solução sólida na matriz α [27].

Figura 2-4 - Endurecimento po solução sólida na ferrita [33].

A Figura 2-5 compara o efeito dos vários mecanismos de aumento de resistência em aço baixo carbono na mudança da temperatura de transição dúctil frágil em uma microestrutura ferrítica. Nota-se que todos os mecanismos aumentam a resistência ao escoamento, aumentando também a temperatura. Somente o mecanismo de refino de grão promove, e de modo notável, a redução da temperatura de transição [23,27]. Deve-se notar que o aumento no teor de perlita não influencia o aumento em σ_e , mas aumenta a temperatura de transição.

Figura 2-5 - Mudança na temperatura de transição produzida por um acréscimo de 15 MPa na tensão de escoamento por vários mecanismos, adaptado de Pickering [23].

2.1.2.4 Redução do teor de perlita

A redução do teor de perlita atua no sentido melhorar a tenacidade ao reduzir a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) [23] não apenas em função de sua fração volumétrica, mas até mesmo função de sua morfologia (tamanho da colônia de perlita, espaçamento lamelar e espessura das lamelas de cementita) [29]. Consequentemente, a redução do teor de perlita também melhora a soldabilidade. Contudo, esta redução reduz também a resistência do aço [23,29].

2.1.3 Efeito dos Elementos de liga nos aços ARBL

A ação dos elementos de liga na composição química do aço é bastante complexa e formaria uma infinidade de diagramas ternários, para descrever a influência de cada um sobre as microestruturas resultantes. De um modo geral, eles atuam expandindo o campo γ , favorecendo sua formação em uma faixa maior de

temperatura. Estes elementos, denominados gamagênicos, são: carbono, nitrogênio, manganês, níquel, zinco, cobalto e os metais inertes. Do contrário, os demais elementos, os alfa gênicos, atuam reduzindo o campo γ , propiciando um maior domínio de α em uma maior faixa de temperatura [28].

A melhoria das propriedades dos aços é proporcionada pela participação dos elementos de liga e de microliga em solução sólida e através de seus precipitados [25]. O endurecimento de α por solução sólida tem relação direta com a concentração dos elementos de liga. Por outro lado, seu aumento de resistência por refino de grão e formação de precipitados possui uma complexa relação tanto da participação destes elementos na composição química do aço, quanto dos tratamentos termomecânicos sofridos [19].

Os precipitados em questão são óxidos, carbonetos, nitretos, carbonitretos e partículas complexas, que podem ocorrer em diferentes estágios da manufatura e fabricação de aços microligados. Eles podem ser formados na escória durante a fase líquida e, logo após a solidificação, na interface sólido-líquido. Estes últimos precipitados geralmente recebem o nome de inclusões e nucleiam durante a moldagem e são muito estáveis. Elas se formam durante e após o processamento termomecânico na fase γ ou, ainda, durante a decomposição γ/α [25].

Alguns elementos químicos atuam ainda na redução da temperatura de decomposição de γ , propiciando a formação de grãos α finos [19].

Os elementos químicos que participam da composição química dos aços e suas contribuições são citados como segue:

a) Carbono

O carbono em solução sólida intersticial é um potente e barato fator de aumento de resistência dos aços. Entretanto, concentrações cada vez maiores de carbono são prejudiciais à soldabilidade e tenacidade dos aços, pois possibilitam a formação de martensita e perlita. Por esta razão, a redução em sua concentração é um fator de melhoria destas propriedades [19]. A redução de sua concentração contribui também para a redução da temperatura de transição dúctil frágil, pois forma-se menor quantidade de carbonetos que iniciam a fratura. Segundo Yurioka [34], aços com baixas concentrações de carbono são menos sensíveis à fratura induzida por hidrogênio, e, portanto, não necessitariam de preaquecimento durante a soldagem.

Uma combinação adequada de baixas concentrações de carbono ($\leq 0,06\%$) e de elementos de liga pode propiciar o desenvolvimento de aços com resistência ao escoamento que variam de 345 a 690 MPa (50 a 90 ksi) [19].

b) Manganês

O Manganês é o principal elemento endurecedor dos aços carbonos (não ligados) estruturais de alta resistência, quando sua concentração é superior a 1% [23,27]. Na ferrita, age como endurecedor por solução sólida [27]. Ainda atua na redução da temperatura de decomposição da austenita e auxilia no endurecimento por precipitação de aços contendo vanádio, e, em menor extensão, nos aços contendo nióbio [19].

c) Nitrogênio

O nitrogênio é um potente endurecedor da ferrita em solução sólida intersticial, porém aumenta significativamente as temperaturas de transição dúctil frágil e deteriora a tenacidade ao impacto [19,23,27]. Concentrações em torno de 0,02% em aços de alta resistência são típicas. Em aços contendo vanádio, a formação de nitretos de vanádio é fundamental para o endurecimento por precipitação, pois eles precipitam-se na austenita à medida que a temperatura diminui. A Figura 2-6 exibe o produto de solubilidade para diversos carbonitretos (entre os quais, NV) na austenita em relação à temperatura [19]. O VN atua também no refino de grão α [19,25]. Nas concentrações típicas de nitrogênio supracitadas, um efeito secundário do refino de grão é provocado pela formação de idiomorfos de ferrita intragranular nucleados sobre precipitados de VN, que por sua vez nuclearam sobre inclusões MnS. Este último não tem efeito significativo sobre a nucleação heterogênea de idiomorfos de ferrita, mas a baixa desorientação reticular e a baixa energia interfacial do VN é que provavelmente promovem tal nucleação [25].

Figura 2-6 - Produto de solubilidade em função da temperatura para oito carbonitretos na austenita [19].

d) Níquel

O níquel também é outro elemento de liga que melhora a resistência à corrosão atmosférica. Em conjunto com o cobre e/ou fósforo melhora a resistência à água do mar [19]. Atua ainda no aumento de resistência da α pelo endurecimento em solução sólida, em concentrações de até 1% em aços ARBL [19,28]. O níquel aumenta a resistência à fratura por clivagem, reduz a temperatura de transição dúctil frágil [27]. O níquel reduz a temperatura Ar_3 , e, conseqüentemente, expande a região de não recristalização da laminação controlada. Isto contribui para o refino de grão. A microestrutura converte-se de ferrítica perlítica para ferrítica bainítica com o aumento de seu conteúdo [35].

e) Molibdênio

O molibdênio é usado para melhorar a temperabilidade dos aços. É um ingrediente essencial para obtenção de bainita em aços laminados, ao alterar a morfologia da perlita e introduzindo bainita superior como seu substituto parcial. Em concentrações entre 0,15 e 0,030% melhora a solubilidade do nióbio na austenita, aumentando a precipitação de NbC(N) na ferrita. Conseqüentemente, melhora o efeito do aumento de resistência por precipitação do nióbio, através da precipitação de

Nb(C,N) e ainda aumenta a resistência ao escoamento, em função da redução de perlita [19].

f) Alumínio

O alumínio é utilizado como desoxidante dos aços, além de controlar o crescimento do grão austenítico, durante o reaquecimento [19,23]. É menos efetivo que o nióbio, vanádio, zircônio e titânio, quanto à inibição ao crescimento de grão. Porém, em aços tratados termicamente (temperado e revenido) os carbonetos estáveis formados por estes elementos dificilmente se dissolvem na austenita anterior à tempera [19]. O alumínio tem efeito benéfico sobre temperatura de transição dúctil-frágil, pois reage com elementos intersticiais como carbono e nitrogênio [23].

g) Boro

O boro melhora a temperabilidade dos aços, principalmente quando estes são totalmente acalmados ao alumínio, podendo produzir ferrita acicular [19].

O silício, o cobre, o cromo e o fósforo atuam como desoxidantes dos aços e melhoram sua resistência à corrosão atmosférica. Atuam ainda como endurecedor do aço em solução sólida na ferrita [19,28]. O cobre ainda aumenta a resistência à fratura induzida por hidrogênio em ambientes aquosos e em ambientes contendo H_2S [19].

2.1.3.1 Elementos microligantes

a) Vanádio

O vanádio é um forte estabilizador da ferrita, aumentando seu campo no diagrama Fe-C-V e promovendo seu refino de grão [25]. Atua ainda sobre a ferrita promovendo seu aumento de resistência por precipitação [19,24]. Concentrações de carbono entre 0,13 e 0,15%, manganês em 1,00% ou mais e concentração mínima de 0,01% de nitrogênio aumenta o endurecimento por precipitação [19]. Os precipitados finos de V(CN) cujos diâmetros estão entre 5 e 100 nm, que se formam durante a laminação a quente na laminação controlada (induzidos por deformação) entre 870 e 800 °C, podem retardar a recuperação e recristalização da austenita, pois atuam como barreira ao crescimento do grão austenítico, contribuindo para o refino do grão ferrítico [25]. Estes precipitados estão em solução na austenita nas temperaturas normais de

laminação e são menos estáveis que os precipitados de nióbio [24,25]. Portanto, são altamente dependentes das taxas de resfriamento a que são submetidos [19].

Em altas temperaturas, próximas a 1200 °C, o vanádio em solução, tem pouco efeito observável sobre a recristalização por meio do arraste de soluto para os contornos de grãos, pois V(CN) possui alta solubilidade na austenita [25].

Baker [25] cita ainda que há fortes evidências que mostram que pequenas adições de vanádio em aços estruturais produzem significativo refino da ferrita, através do aumento da nucleação de ferrita de contorno de grão e pela nucleação intragranular de ferrita. Esta nucleação adicional surge da formação de ferrita idiomórfica sobre partículas dentro do grão austenítico, como TiO_3 , CuS e partículas complexas de MnS + V(C,N). O refino do grão ocorre por meio do aumento da quantidade de grãos e pode reduzir de 2 a 3 μm na granulometria final da ferrita. O vanádio é também um importante elemento de liga em aços contendo titânio

b) Nióbio

O nióbio atua no aumento de resistência por precipitação e refino de grão ferrítico em concentrações de 0,03 a 0,05%. Isto equivale a um terço da concentração de vanádio, para produzir os mesmos efeitos. Ou seja, o nióbio é mais efetivo que o vanádio para produzir o efeito combinado de refino de grão e endurecimento por precipitação [19,25]. O refino de grão é ocasionado também pelo aumento da temperatura de recristalização da austenita, ou seja, ele retarda a recristalização da austenita [24,27,36]. Partículas de NbC foram encontradas nos contornos de grão da austenita, entretanto, finas partículas de nióbio (5 nm entre 850 e 900 °C) que se precipitaram dentro da matriz austenítica deformada é que suprimiram a nucleação e crescimento da austenita recristalizada [27].

Embora forme carbonetos mais estáveis que o vanádio em temperaturas típicas de laminação, sua solubilidade é baixa na austenita. Portanto, seus carbonetos precipitam para o contorno de grão, atuando como barreira ao crescimento de grão austenítico [19,25]. Uma adição entre 0,03 a 0,04% de Nb em um aço contendo vanádio resulta em um ganho em σ_e , mas piora a tenacidade, quando comparado a um aço ao vanádio com mesma concentração. Nenhuma melhoria na resistência foi encontrada ao aumentar a concentração de nióbio para 0,08% em peso em aços com resfriamento acelerado [25].

c) Titânio

O titânio é o único elemento de liga que atua no aumento de resistência por precipitação e controle de forma de sulfetos. Age também sobre o crescimento de grão austenítico, em concentrações inferiores a 0,025%. Sua efetividade ocorre em aços totalmente acalmados ao alumínio, pois possui forte ação desoxidante. Tem um papel fundamental sobre a limitação do crescimento de grão da austenita em altas temperaturas, pois precipitados finos de TiN retardam seu crescimento durante a recristalização do grão austenítico [19,25,37]. O impedimento do crescimento excessivo dos precipitados de TiN na etapa de “moldagem contínua” do aço, em altas temperaturas, deve-se ao rápido resfriamento imposto nesta etapa de processamento do aço [25]. A Figura 2-7 mostra o efeito de um aço contendo de 0,008 a 0,025% Ti sobre o crescimento do grão austenítico na faixa de temperatura de recristalização [19].

Figura 2-7 - Crescimento do grão austenítico no reaquecimento após laminação a quente; tempo de espera de 30 minutos; 0,008 a 0,025% Ti. Adaptado de DeArdo [38].

2.1.4 Processamento termomecânico dos aços

Como citado no tópico sobre refino de grão, o processamento termomecânico dos aços influencia diretamente em suas propriedades finais. Entretanto, operações anteriores são também de suma importância, como é o caso do controle da composição química, principalmente em relação aos elementos de liga mais importantes, assim como o controle de impurezas. Devem-se considerar ainda melhorias secundárias, não menos importantes, como a dessulfuração, degaseificação a vácuo para redução de gases como oxigênio, hidrogênio e nitrogênio [19,29].

A maioria dos produtos comerciais da indústria de aço, assim como sua geometria, resulta da deformação a quente, enquanto que suas propriedades mecânicas requeridas eram obtidas a partir de projetos de liga e de tratamentos térmicos posteriores à deformação a quente [24,26,29]. Isto tem sido extensivamente testado através de processamentos de materiais, como forjamentos seguidos de têmpera e revenimento, com a consequente melhoria das propriedades mecânicas. Sendo assim, a deformação a quente tornou-se um constituinte necessário dos tratamentos térmicos e das mudanças metalúrgicas. Neste sentido, o processamento termomecânico é uma técnica projetada para melhorar as propriedades de materiais por meio do controle de processos de deformação a quente, que originalmente, visavam apenas dar forma final aos produtos [24].

Historicamente, o primeiro processo termomecânico instalado para produção comercial foi o da laminação controlada para placas de aço C-Mn com Limite de escoamento de 40kgf/mm², para construção de navios de transporte, nos anos de 1950. O avanço nas pesquisas para o desenvolvimento de aços com melhores propriedades mecânicas foi estimulado pela ocorrência de fraturas frágeis dos navios “*Liberty*” e guiados pelos trabalhos de Hall & Petch [24,39]. Estes navios foram construídos em estruturas soldadas, na década de 1950, para atender as demandas da Segunda Guerra Mundial, porém, sofreram com a ocorrência de fraturas frágeis que se iniciavam na junta soldada e atravessavam as chapas [24,40].

A necessidade de melhoria das propriedades mecânicas para aquela época, como a tenacidade, induziu a alterações tanto em projetos de liga, quanto das variáveis de processo, como é o caso da redução das temperaturas de início e de fim da laminação controlada. Este fato já era conhecido desde o fim da década de 1920,

como foram as pesquisas desenvolvidas por Stattman em 1892, Oberhoffer em 1913 e Hanemann e Lucke em 1925 [24,25,29]. O conhecimento da correlação entre microestrutura, suas dimensões, sua distribuição e propriedades mecânicas, foi outro fator que motivou a evolução destes processos termomecânicos [29].

Antes da Segunda Guerra Mundial, os aços com grão refinados eram aqueles acalmados ao alumínio e normalizados [39]. A adição do alumínio como desoxidante do aço produzido nos anos de 1950 (com aumento da concentração de manganês) promoveu o refino de grão α , através do tratamento térmico de normalização [24,39]. Outra consequência deste refino de grão foi a melhoria na tenacidade do aço e aumento de σ_e . Nesta mesma época, estabeleceu-se a correlação entre refino de grão α com consequente redução da temperatura de transição dúctil-frágil [24,29]. O processo de normalização, entretanto, foi sendo substituído pelo processo de laminação a quente controlada em baixas temperaturas, inferiores a 900 °C [24,29]. Desde então, estes processos tiveram seus parâmetros alterados, com a consequente redução de concentração de elementos ligantes, melhorias na soldabilidade e em outras propriedades requeridas para o aço, mesmo a despeito da queda de produtividade da etapa de laminação [24,29].

Em 1958 foi produzido o primeiro aço de alta resistência contendo nióbio. Uma adição de 0,06 p% de nióbio, em um aço laminado a quente e normalizado reduziu em torno de 10 kgf/mm² (14 ksi) sua resistência à tração, mas aumentou no mesmo nível sua resistência ao escoamento e melhorou a temperatura de transição dúctil frágil entre 25 e 70 °C, comparado aos aços sem nióbio normalizados. Estas melhorias nas propriedades mecânicas deste aço atraiu a atenção de pesquisadores em muitos países [24].

Em 1963, aços muito resistentes semiacalmados contendo nióbio foram desenvolvidos com limite de escoamento de 36 kgf/mm² (grau X52) na condição de como laminado, depois do reaquecimento das placas até 1170 °C. Esta foi a introdução do reaquecimento a baixa temperatura da produção comercial por meio da laminação controlada. Na laminação controlada desenvolvida no Japão, as temperaturas de laminação foram requeridas na faixa de 1200 a 700 °C. A baixa temperatura de reaquecimento é metalurgicamente importante, pois o início de laminação ocorre justamente quando as placas possuem grãos finos de γ .

Nesta mesma época, pesquisas sobre endurecimento por precipitação de aços contendo nióbio ou vanádio, nas condições de laminados, foram desenvolvidas no

Japão e no Reino Unido. Daí resultou a produção de aços por meio da laminação controlada, baixo carbono, baixa liga, endurecidos por precipitação, alta tenacidade e alta resistência [24,29].

Uma realização notável no campo da laminação controlada foi a produção de tubos de grandes diâmetros com boa tenacidade a baixa temperatura para tubulação no Alaska entre 1969 e 1970 [27,29].

Entre os anos de 1970 e 1980 tornou-se mais claro que o refino do grão ferrítico, através da laminação controlada, ocorreu não somente pela recristalização da austenita em altas temperaturas após a laminação, como também ocorreu pelo aumento da densidade de sítios de nucleação de ferrita. Estes sítios foram produzidos pelas deformações de γ na faixa de temperatura de não recristalização, como os contornos de macla e bandas de deformação, além dos contornos de grãos [24,29]. Estas bandas geralmente existem em pares de linhas paralelas pouco espaçadas entre si que frequentemente terminam dentro de um grão, criando um modelo do tipo maclado em distribuição heterogênea, como pode ser observado, esquematicamente, na Figura 2-8 (b), na etapa de laminação de acabamento [41].

O fator mais crucial para controlar a estrutura γ nas condições de laminação é a temperatura de deformação a quente. A recristalização da γ durante ou imediatamente após a laminação a quente é controlada pelas condições de laminação ou pela adição de microligantes tais como nióbio, titânio e vanádio. A precipitação de carbonitretos dos elementos de microliga contribui para o endurecimento do aço [24].

A Figura 2-8 esboça um processamento termomecânico de um aço ARBL ao nióbio, cuja adição elevou a temperatura de recristalização de γ em 100 °C, se comparado ao aço C-Mn (a) [24]. Adições de 0.05 a 0.09% de Nb, pode produzir um tamanho de grão α abaixo de 5 μm [28]. Certa quantidade de refino de grão ocorre na etapa de recristalização entre 1000 e 950 °C. Após período de espera, reduções adicionais são aplicadas na faixa de temperatura inferior a 950 °C, onde não ocorre mais recristalização.

Figura 2-8 – Esquema da laminação controlada de um aço manganês (a) e um aço nióbio (b), adaptado de Tamura [24].

O esquema de processamento termomecânico da Figura 2-8 sugere que uma redução na temperatura de reaquecimento pode melhorar a produtividade do processo, reduzindo ainda o tempo de espera, e ainda melhorar a ductilidade dos produtos em função do refino do grão γ recristalizado, depois da laminação de desbaste ou de acabamento [24]. Para o aço ao nióbio, sua resistência pode ser reduzida por conta da redução da solução de Nb(CN) na fase γ , que reduz a intensidade do aumento de resistência por precipitação. Em contrapartida, esta redução de resistência pode ser compensada pelo refino adicional do grão α [24,28].

2.1.4.1 Resfriamento acelerado na laminação de placas

Até 1950, tubulações para transporte de óleo e gás eram feitas de aços C-Mn laminados a quente convencionalmente, nas condições de como laminado ou normalizados, cujo σ_e era de até 360 MPa. A redução da concentração de carbono e inclusão de elementos de liga com Nb e V aumentaram σ_e para 420 MPa, pelo refino de grão e endurecimento por precipitação. Com a introdução da laminação controlada e ajustes adicionais de microligantes, σ_e aumentou para 552 MPa (grau X80) [29,39].

O processo combinado de laminação controlada e resfriamento acelerado é frequentemente designado como TMCP (*Thermomechanical Controlled Processing*)

[28,29,35] e foi introduzido no Japão, em 1980, pela empresa Nippon Steel™ que o patenteou como OLAC (*On Line Accelerated Cooling*) e tem sido utilizados para produção de chapas grossas de alta resistência acima 50 kgf/mm².

Este processo, primeiramente condiciona (deforma) a austenita durante a laminação controlada anterior à sua transformação de modo a produzir um elevado número de núcleos de ferrita, enquanto o resfriamento acelerado controlado tem por função reduzir a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ aumentando ainda mais os sítios de nucleação de ferrita [23,42]. Esta etapa do TMCP inicia-se acima da temperatura A_{r3} , cuja taxa de resfriamento está limitada entre 10-15 °C/s [7,29,39]. Uma consequência direta do resfriamento acelerado é a possibilidade de aumento da resistência do aço e da redução do carbono equivalente (Ceq), por causa da redução da quantidade do próprio carbono, como também de molibdênio e manganês e da alteração microestrutural do aço, que passaria de ferrítico perlítico, para ferrítico bainítico [24,25,29]. A redução de microligantes como níquel e molibdênio, reduz ainda custos de produção [20].

2.1.5 Aço API 5L X80

2.1.5.1 Cenário histórico

A primeira especificação de oleoduto prescrita pela API foi em 1948, para um aço soldável baixo carbono e alto manganês, com σ_e de 42 ksi (290 MPa). As resistências destes aços foram alcançadas pelo refino de grão obtidos por um processo especial de laminação controlada (termomecânica: TM), com endurecimento por precipitação [39].

No início da década de 1970 o aço StE 480.7 TM (X70) foi introduzido pela primeira vez na Alemanha para construção de linhas de transmissão de gás. O tubo X80, em consequência da experiência satisfatória do uso do X70, foi introduzido pela primeira vez, em 1985, para produzir uma tubulação de 3,2km, em caráter experimental [7,43]. O aço produzido pela empresa Europipe ligado ao MnNbTi consistiu em 0,09% C, 1,9% Mn, 0,04% Nb e 0,02% Ti. As adições de cobre, níquel ou molibdênio não eram necessárias no caso da espessura da parede do tubo até 25 mm. A adição de Boro não foi permitida [7].

Nesta mesma época, outras empresas criaram processos de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, como é o caso da Mannesmann, que criou o processo TM-MACOS, conforme mostra a Figura 2-9, onde se percebe claramente a redução gradual do conteúdo de C nos aços, ao longo do tempo. O aço por ela produzido possuía a seguinte composição química: 0.09% C, 1.9% Mn, 0.04% Nb e 0.02% Ti

Figura 2-9 - Desenvolvimento de aços para tubos e de processos de produção, adaptado de Hof *et al.* [20].

Por fim, entre 1992 e 1993, a empresa Ruhrgas AG construiu a primeira tubulação em grande escala, utilizando tubo API 5L X80 com 48" de diâmetro externo, comprimento de 18.4 m e 19.3 mm espessura de parede, com 250 km de extensão, na Alemanha. Esta tubulação foi projetada para operar a uma pressão de 100 bar e consumiu 145.000 t de aço. Sua escolha baseou-se na redução de consumo de material, através da redução de espessura da parede, ao optar pelo tubo X80 [7,43].

Já em 2001, o tubo X80 foi utilizado para construção de uma linha de vapor quente, no Canadá, cujos tubos foram qualificados para operar até a temperatura de 354°C, com resistência suficiente à fluência [7].

No Brasil, em 1986, a Cosipa começou a realizar estudos para desenvolver o aço API 5L X80, cuja placa foi obtida pelo processo de laminação controlada (TMCR) e o tubo, pelo processo UOE. Foram utilizadas as ligas de NbVCrNi e de NbMoTi para a fabricação deste tipo de material. Estes aços apresentavam microestrutura composta por ferrita alongada e microconstituente de MA (Martensita-Austenita). O controle da quantidade e morfologia de inclusões foi feito por adições de cálcio, o

mesmo usado na produção do X70. Um dos objetivos no projeto metalúrgico era obter valores de carbono equivalente $\leq 0,44\%$. As composições químicas das chapas produzidas estão apresentadas na Tabela 2-1 [44].

Tabela 2-1 - Composição química das primeiras chapas produzidas pela Cosipa utilizadas para fabricação de tubos API 5L X80 [44].

Liga	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo	N
NbVCrNi	0,09	1,56	0,37	0,014	0,003	0,022	0,044	0,066	-	0,20	0,22	-	0,007
NbMoTi	0,08	1,53	0,21	0,017	0,005	0,026	0,026	-	0,016	-	-	0,34	0,004

A liga NbVCrNi possuía Ceq^1 igual a 0,42 e Pcm^2 igual a 0,20, enquanto a liga NbMoTi possuía Ceq igual 0,42 e Pcm igual a 0,19.

A Figura 2-10 descreve a evolução dos aços API, desde o grau X60 até X90, em função da tenacidade e da resistência ao escoamento, correlacionados às suas microestruturas e tratamentos termomecânicos recebidos. Fica evidente a presença do refino de grão como mecanismo de aumento de resistência e de tenacidade entre todos os aços API relacionados.

Figura 2-10 - Influência da microestrutura sobre propriedades mecânicas, adaptado de Hof *et al.* [20].

¹ Carbono equivalente segundo o IIW: $CE_{(IIW)} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15}$

² Parâmetro do carbono equivalente: $CE_{(Pcm)} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$

A Figura 2-11 descreve a evolução dos aços API, desde a classificação X60 até X80, em que se evidencia a influência dos mecanismos de endurecimento tanto sobre a tenacidade, quanto sobre a resistência. O aço API 5L X60 utilizado como referência, foi produzido no início dos anos 1970, tratado termicamente por normalização, com 0,2 %C, 1,55 %Mn, 0,12 %V, 0,03 %Nb e 0,02 %N. A introdução da laminação termomecânica propiciou a redução do tamanho do grão α , enquanto a redução do conteúdo de C para em torno de 0,12 % permitiu a redução do teor de perlita. Desta forma, a contribuição vetorial dos mecanismos de refino de grão, redução do conteúdo de perlita, endurecimento por precipitação e por encruamento, permitiu produzir o aço API 5L X67 com propriedades de resistência mecânica e tenacidade melhoradas em relação ao aço API 5L X60. De modo análogo, a introdução da laminação termomecânica com resfriamento acelerado propiciou refino adicional do grão ferrítico, enquanto que a redução do conteúdo de carbono associada ao resfriamento acelerado, mudou a matriz do aço de ferrítico-perlítico para ferrítico-bainítico. A contribuição vetorial dos mecanismos citados anteriormente permitiu a produção do aço API 5L X80 com propriedades de resistência mecânica e tenacidade melhoradas em relação ao aço API 5L X70 [20].

Figura 2-11 - Mecanismos de endurecimento dos aços API 5L X60, X65 e X80, adaptado de [6].

2.1.5.2 Caracterização física do aço API 5L X80

A caracterização do aço API 5L X80, conforme a norma API 5L [45], deve atender aos critérios de composição química e propriedades mecânicas mínimas

requeridas.

Quanto à composição química, o aço em questão deve apresentar os seguintes elementos químicos:

- a) Carbono, manganês, fósforo, enxofre, cromo, nióbio, cobre, molibdênio, níquel, silício, titânio e vanádio.
- b) Boro: se seu conteúdo for inferior a 0,001%, então é desconsiderado;
- c) algum outro elemento químico adicionado para fins de desoxidação.

A Tabela 2-2 apresenta os pesos percentuais máximos dos elementos de liga que entram na composição dos aços X80.

Tabela 2-2 - Composição química do aço API 5L X80, adaptada de [45].

Composição química	%C ^{a,d} máx.	%Mn ^{a,d} máx.	%P ^d máx.	%S ^d máx.	%Ti ^d máx.	outros ^d
Peso percentual	0.22	1.85	0.025	0.015	0.06	b, c

Notas de rodapé da Tabela 2-2

a – para cada redução de 0.01% no conteúdo máximo de carbono especificado, um aumento 0,05% de manganês é permitido, até um máximo de 2,00% para graus X70 e superiores;

b- Nióbio, vanádio, ou combinação destes, pode ser usada a critério do fabricante;

c – A soma dos conteúdos de nióbio, vanádio e titânio não devem exceder a 0,15%;

d – outras composições químicas podem ser acordadas entre fabricante e comprador, desde que obedecidos os limites em c e os limites tabulados para enxofre e fósforo.

A Tabela 2-3 apresenta as propriedades mecânicas do aço X80, quanto aos ensaios de tração.

Tabela 2-3 - Limites de escoamento e de resistência do aço API 5L X80

	σ_e (ksi/MPa)	σ_r (ksi/MPa)	σ_e/σ_r
Mínimo	80 / 555	90 / 621	<0,93 Para tubos expandidos a frio
Máximo	102 / 705	120 / 627	

σ_r é a tensão limite de resistência do aço, enquanto σ_e é a tensão de escoamento que produz uma deformação de 0,5% nos corpos de prova (CPs) [45].

A energia média mínima absorvida para o aço X80, considerando um conjunto de três CPs, para o ensaio Charpy V, à temperatura de 0 °C, será de 68 J para CPs usinados na direção transversal de laminação e de 101 J para CPs usinados na direção longitudinal de laminação [46].

2.2 Transferência de calor na soldagem

A densidade de energia da fonte de calor na soldagem a arco elétrico é intensa o suficiente para fundir o metal de adição, assim como para promover sua diluição no metal de base, mesmo a despeito das perdas de calor para atmosfera através da radiação e da convecção. O aporte energético impõe transformações metalúrgicas não só na poça de fusão, como também em suas adjacências, no metal de base não fundido, a zona afetada pelo calor (ZAC) [47]. Os tempos de permanência acima de determinadas temperaturas alcançada ao longo da ZAC contribuem para dissolver precipitados e promovem sua redistribuição na matriz austenítica [13,19,48]. Além do mais, estes tempos de permanência, as temperaturas máximas atingidas e as taxas de resfriamento são diferentes ao longo da ZAC, de modo que diferentes regiões microestruturais são criadas. Consequentemente, as microestruturas e propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor diferem significativamente daquelas do metal de base [13,19,47,49–51]. A título de exemplo, a dureza e tenacidade são propriedades mecânicas que são dependentes da história térmica da soldagem e são parâmetros utilizados para avaliar a soldabilidade dos aços [8,52].

Portanto, o estudo e o domínio dos ciclos térmicos de soldagem, através da adoção de um modelo matemático, são de suma importância para previsão e controle das microestruturas resultantes, e, consequentemente, das propriedades requeridas para a junta soldada [34,47,50,52].

As soluções da Equação de Fourier da condução de calor apresentadas por Rosenthal [12,53], em regime quasiestacionário, permitem descrever três modelos de fluxo de calor, denominados chapa grossa (3D, simetria polar), chapa fina (2D, simetria especular) e chapa intermediária. Destes, o modelo de chapa intermediária é bastante robusto, pois o regime exclusivo de fluxo de calor em 3D ou 2D nem sempre é encontrado, uma vez que os gradientes térmicos podem variar ao longo da espessura da chapa [13,14,48,54]. Embora os modelos definidos como chapa grossa e chapa fina sejam mais fáceis de serem aplicados, ainda é necessário o cálculo de um parâmetro adimensional, τ , definido por Adams [48] como espessura relativa, para se determinar a natureza do fluxo de calor na soldagem. Ou seja, quando o valor de τ for menor que 0,6, adota-se a solução encontrada para a chapa fina. Para valores de τ maiores que 0,9, adota-se a solução encontrada para a chapa grossa [48].

Entretanto, nos estudos de Adams não há uma indicação de que modelo de fluxo de calor de Rosenthal se deve adotar quando os valores da espessura se encontram entre 0,6 e 0,9. A *American Welding Society* (AWS) [55] recomenda uma divisão arbitrária do intervalo de τ , de modo que quando seu valor for menor que 0,75, adota-se a chapa fina, caso contrário, assume-se a chapa grossa. Nesta recomendação a AWS afirma que o erro não seria superior a 15%, enquanto Jhavery *et al* afirmaram que o erro seria em torno de 20% [56]. Entretanto, estudos realizados por Cruz Neto *et al.* [54] apontam que tal decisão incorre em um erro próximo a 25%. Myhr e Gröng, por sua vez, afirmam que a solução do fluxo de calor através da chapa intermediária, não somente simula o fluxo de calor nas condições atendidas pelas chapas fina e grossa, como também, é a única solução adequada para simular o fluxo de calor no intervalo da espessura relativa entre 0,6 e 0,9 [13,14].

O modelo chapa intermediária considera o efeito da transferência de calor apenas por condução [12]. Este modelo considera ainda [12,13]:

- a) Fonte puntiforme que se move em linha reta com velocidade v constante, na direção de soldagem, x ;
- b) chapa larga com espessura finita, d ;
- c) propriedades físicas constantes, independentes da temperatura;
- d) nenhuma energia é gerada ou consumida no interior da chapa;
- e) perda de calor nula nas superfícies da chapa;

Para que a condição de contorno de superfícies adiabáticas seja satisfeita, torna-se necessário contabilizar o efeito de reflexões especulares de fontes, em relação aos planos $z=0$ e $z=d$, através do método das imagens. Esta condição está ilustrada na Figura 2-12 onde fontes imaginárias estão dispostas simetricamente em relação à fonte real, a uma distância $2id$.

Figura 2-12 - Fontes real e imaginárias sobre chapa intermediária, adaptada de Gröng [13].

A Eq. (2.1) é a solução do fluxo de calor na chapa intermediária, e fornece informações sobre a distribuição de temperatura em um regime quasiestacionário, em todas as direções.

$$T - T_0 = \frac{q_0}{2\pi k} \exp\left(-\frac{\nu x}{2\lambda}\right) \left[\sum_{i=-\infty}^{i=+\infty} \frac{1}{R_i} \exp\left(-\frac{\nu}{2\lambda} R_i\right) \right] \quad (2.1)$$

O vetor raio, R_i , é definido pela Eq. (2.2).

$$R_i = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2id)^2} \quad (2.2)$$

As propriedades físicas consideradas constantes, isto é, independentes da temperatura são: a condutividade térmica k e a difusividade térmica λ .

A energia de soldagem, q_0 (kJ/mm), é a energia que de fato é absorvida pela chapa e é definida pela eq. (2.3), onde η é a eficiência do processo de soldagem:

$$q_0 = \eta \frac{U^* I}{\nu} \quad (2.3)$$

A Figura 2-13 exibe uma distribuição tridimensional de temperatura de uma soldagem a arco (exemplo 1.12 de Gröng [13]), em que as isotermas aparecem como

curvas de nível. Como se pode observar, o fluxo de calor varia de uma condição 3D (maiores temperaturas) até 2D (menores temperaturas).

Figura 2-13 - Campo de temperaturas em uma chapa intermediária.

Por outro lado, os ciclos térmicos retratam o regime transiente do fluxo de calor em um ponto determinado. Ou seja, o observador não viaja mais com a fonte de calor, mas está fixo em um ponto. Neste caso, uma mudança de coordenadas na eq. (2.1), em que $x=vt$, torna possível descrever o ciclo térmico em um ponto de interesse. A Figura 2-14 exibe ciclos térmicos de soldagem (linhas grossas) na posição da fonte de calor ($y=0$) e em pontos adjacentes a ela na direção y , onde estão registradas as etapas de aquecimento e de resfriamento, em função do tempo. Além do mais, a curva atrás da fonte calor, desenhada no plano y - z , é a repartição térmica. Esquematicamente, ela apresenta a variação da temperatura em função da distância y em relação à fonte de calor.

Figura 2-14 - Distribuição tridimensional de temperatura [26].

Por fim, a Figura 2-15 ilustra as transformações sofridas na ZAC de um aço com 0,15% C em função das temperaturas máximas atingidas ao longo de sua extensão e em função dos ciclos térmicos a ela impostos por uma soldagem de passe único. Estas transformações estão relacionadas àquelas que ocorrem no diagrama ferro carbono em função do percentual de carbono do metal de base estudado. Esta figura relaciona as transformações cinéticas em função dos ciclos térmicos, com aquelas características da termodinâmica.

A ZAC caracteriza-se por quatro regiões com microestruturas bem diferentes:

- 1) Zona de crescimento de grão ou Zona de grão grosseiro (ZAC-GG):
- 2) Zona recristalizada ou zona de refino de grão (ZAC-RG)
- 3) Zona parcialmente transformada – zona intercrítica (ZAC-IC)
- 4) Zona revenida – zona subcrítica (ZAC-SC)

A ZAC-GG é a região adjacente à zona de ligação (ZDL) sujeita a elevados gradientes térmicos e aquecida a temperaturas austenitizantes elevadas. Precipitados são dissolvidos nestas condições, permitindo substancial crescimento do grão γ . Embora as taxas de resfriamento, de modo especial, aquelas no intervalo de tempo entre 800 °C e 500 °C (Δt_{8-5}), variem pouco ao longo da ZAC [48,56,57], outros fatores como tempo de permanência acima de determinadas temperaturas e temperaturas máximas atingidas, diminuem à medida que se afasta da ZDL. Consequentemente,

precipitados não se dissolvem, os grãos austeníticos crescem menos, as microestruturas diferenciam-se proporcionando diferentes regiões ao longo da ZAC.

Figura 2-15 - Regiões da ZAC de um aço com 0,15% C, adaptada de ASM [19].

2.2.1 - Fontes distribuídas

Tendo em vista que a fonte de calor na soldagem possui dimensão, diferente da fonte puntiforme de Rosenthal, muitos pesquisadores têm propostos modelos alternativos de fontes de calor para simular a forma exata da poça de fusão, entre outros efeitos [13,16,58]. Concentrando atenção nas fontes distribuídas, uma delas é a solução analítica proposta por Eagar & Tsai [58] que utiliza uma distribuição gaussiana da potência ($q(r)$) e a meia largura (σ) do arco como um dos parâmetros da função para calibrar a fonte. Este modelo foi concebido com a fonte deslocando-se sobre a superfície da chapa, conforme apresentado na Figura 2-16. As propriedades físicas são constantes e as perdas de calor por convecção e radiação são desconsideradas. Segundo Eagar & Tsai, seu modelo prevê melhor a geometria

da poça de fusão em relação à fonte puntiforme de Rosenthal [11,12].

$$q(r) = q_m \cdot e^{-r^2/2\sigma^2}$$

Figura 2-16 - Esquema da fonte de Eagar & Tsai [58].

O modelo denominado “disco de Pavelic” foi desenvolvido por Pavelic *et al.* para simular o fluxo de calor em chapa fina por meio do método dos elementos finitos, considerando a transferência de calor por convecção e radiação [59]. Este modelo utiliza a largura do arco elétrico para calibrar a fonte de calor [16,59,60] e está representado esquematicamente pela Figura 2-17.

Figura 2-17 - Esquema da fonte de Pavelic, adaptado de Pavelic *et al.* [59].

O modelo de fonte distribuída desenvolvido por Goldak *et al.* [16] também utiliza a distribuição gaussiana da densidade de potência, conforme se observa na Figura 2-18. A geometria da fonte é aproximada por um duplo elipsoide, portanto, é uma fonte volumétrica. A calibração da fonte depende das dimensões da poça de fusão: largura, comprimento e profundidade. A alteração destes parâmetros confere a este método grande versatilidade, permitindo simular soldagens com penetrações superficiais, penetrações mais profundas, soldagens não axissimétricas, etc.

Figura 2-18 – Configuração da fonte duplo elipsoide, adaptado de Goldak *et al.* [16].

Uma outra aplicação de fonte volumétrica é apresentada por Kasuya e Yurioka [52] que utilizam uma solução analítica desenvolvida em 1943 por Tanaka. Nesta solução, as propriedades físicas são constantes e a transferência de calor por convecção e radiação pelas superfícies da chapa são consideradas em função da lei de resfriamento de Newton. Por esta razão, esta solução é mais complicada que as soluções de Rosenthal. A Figura 2-19 apresenta uma distribuição volumétrica de fontes puntiformes de Tanaka, onde foram utilizadas noventa fontes para simular uma soldagem por meio de processos que utilizam elevada energia de soldagem, como os processos arco submerso e eletrogás.

Figura 2-19 - Grupo de fontes de calor puntiformes de Tanaka para simular ciclos térmicos de soldagem de processos com alta energia de soldagem [52].

Já o modelo de fontes distribuídas proposto por Myhr e Gröng [13], faz uso de contribuições individuais das fontes puntiformes da chapa intermediária de Rosenthal. Este modelo foi proposto para simular o efeito de cratera ou de “ponta de dedo” (finger) em soldagens sem oscilação da tocha pelos processos *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) e *Submerged Arc Welding* (SAW). A intenção é contabilizar o efeito da convecção na poça de fusão, embora as condições de contorno e condições iniciais sejam as mesmas do modelo de chapa intermediária [13].

Este modelo de fontes distribuídas leva em conta duas naturezas das fontes puntiformes dispostas sobre a seção transversal da poça de fusão: fontes sobre a superfície da chapa, q_a , ao longo da direção y , e fontes imersas no metal de solda, q_b , ao longo da direção z [13], conforme Figura 2-20.

Figura 2-20 - Exemplo de distribuição de fontes puntiformes, adaptado de Gröng [13].

A temperatura em um ponto P arbitrário é o resultado das contribuições de cada fonte individualmente. A eq. (2.4) é aplicada às contribuições das fontes de natureza q_a , excluindo-se o termo T_0 .

$$T(q_a) = \frac{q_a}{2\pi k} \exp\left(-\frac{ux}{2\alpha}\right) \left[\sum_{i=-\infty}^{i=+\infty} \frac{1}{R_i} \exp\left(-\frac{\nu}{2\alpha} R_i\right) \right] \quad (2.4)$$

O vetor raio, R_i , é definido pela eq. (2.5).

$$R_i = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2id)^2} \quad (2.5)$$

As contribuições das fontes do tipo q_b são descritas pela eq. (2.6).

$$T(q_b) = \frac{q_b}{4\pi k} \exp\left(-\frac{ux}{2\alpha}\right) \left[\sum_{j=-\infty}^{j=+\infty} \frac{1}{R_j} \exp\left(-\frac{\nu}{2\alpha} R_j\right) + \sum_{k=-\infty}^{k=+\infty} \frac{1}{R_k} \exp\left(-\frac{\nu}{2\alpha} R_k\right) \right] \quad (2.6)$$

O vetor raio, R_j , é definido pela eq. (2.7).

$$R_j = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2jd - \Delta)^2} \quad (2.7)$$

O vetor raio, R_k , é definido pela eq. (2.8).

$$R_k = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2kd + \Delta)^2} \quad (2.8)$$

O termo Δ utilizado nas eqs. (2.7) e (2.8) representa o deslocamento da fonte q_b , conforme Figura 2-21.

Figura 2-21 - Fonte de calor q_b deslocada de Δ no eixo z , adaptada de [13].

Por fim, a temperatura final, em um ponto P, é determinada conforme as contribuições das fontes distribuídas através da eq. (2.9)

$$T(t) = T_0 + \sum_i [T(q_a^i) + T(q_b^i)] \quad (2.9)$$

Onde a potência total da fonte de calor é a soma da contribuição de todas as fontes puntiformes, levando em consideração a eficiência de processo η , tensão do arco V e a corrente de soldagem I, conforme apresentada pela eq. (2.10).

$$q_0 = \sum_i (q_a^i + q_b^i) = \eta UI \quad (2.10)$$

A distribuição das fontes é obtida por tentativa e erro, comparando os resultados obtidos com medições experimentais [13,61].

Este modelo, porém, foi modificado por Ramirez e Brandi [15], de modo que as fontes q_a^i localizadas sobre o eixo y puderam ser deslocadas para dentro da poça de fusão por um valor Δ_{av} na direção z, como mostrado na Figura 2-22. Desta forma, as fontes de calor puntiformes podem estar localizadas sobre o eixo y ou abaixo dele, no plano y-z, desde que confinadas na poça de fusão.

Figura 2-22 - Distribuição das fontes puntiformes no plano y-z, proposto por Ramirez e Brandi [15].

Este modelo foi desenvolvido em virtude da necessidade de se simular uma soldagem multipasse [15]. A contribuição no aumento de temperatura pelas fontes q_a^i está definida de acordo com a eq. (2.11).

$$T(q_a^i) = \frac{q_a^i}{4\pi\lambda} e^{-\frac{vx}{2\alpha}} \left[\sum_{k=-\infty}^{k=\infty} \frac{-R_k \frac{v}{2\alpha}}{R_k} + \sum_{l=-\infty}^{l=\infty} \frac{-R_l \frac{v}{2\alpha}}{R_l} \right] \quad (2.11)$$

onde,

$$R_k = \sqrt{x^2 + (y_p - \Delta_{ah})^2 + (z_p - 2kd - \Delta_{av})^2} \quad (2.12)$$

e

$$R_l = \sqrt{x^2 + (y_p - \Delta_{ah})^2 + (z_p - 2ld + \Delta_{av})^2} \quad (2.13)$$

De modo semelhante, a contribuição no aumento de temperatura pelas fontes q_b^i está definida de acordo com a eq. (2.14).

$$T(q_b^j) = \frac{q_b^j}{4\pi\lambda} e^{-\frac{vx}{2\alpha}} \left[\sum_{m=-\infty}^{m=\infty} \frac{-R_m \frac{v}{2\alpha}}{R_m} + \sum_{n=-\infty}^{n=\infty} \frac{-R_n \frac{v}{2\alpha}}{R_n} \right] \quad (2.14)$$

onde,

$$R_m = \sqrt{x^2 + (y_p)^2 + (z_p - 2md - \Delta_{av})^2} \quad (2.15)$$

e,

$$R_n = \sqrt{x^2 + (y_p)^2 + (z_p - 2nd + \Delta_{av})^2} \quad (2.16)$$

O modelo de Ramirez e Brandi [15] considerou os valores das propriedades físicas independentes da temperatura. Ao comparar a simulação da ZAC por este modelo com a simulação física obtida através do sistema Gleeble®, os resultados foram bastante satisfatórios.

Todos os pesquisadores citados declararam que as fontes distribuídas representam melhor a forma da poça de fusão, e, conseqüentemente, os ciclos térmicos de soldagem. Seus parâmetros, em alguma extensão, são ajustados à poça de fusão, de modo a relacionar a solução ao experimento. Entretanto, nem todas são eficientes para simular uma soldagem circunferencial multipasse, que é o caso do

presente trabalho. As fontes que utilizam elementos finitos apresentam a necessidade de se utilizar um software comercial de elementos finitos. Ainda assim, apresenta a dificuldade de se simular uma soldagem multipasse, de modo a evidenciar o fenômeno de reaquecimento da ZAC de passos anteriores. A título de exemplo, os softwares comerciais não representam com precisão a ZAC de um passe de soldagem pois eles apenas realizam um corte que atravessa a poça de fusão, no plano $y-z$ em algum ponto no eixo x . Entretanto, os contornos revelados nas macrografias representam as larguras máximas das isothermas que se situam em diferentes posições no plano $x-y$, como se pode constatar na Figura 2-14. Ou seja, estas posições afastam-se da origem tanto em relação ao eixo x , quanto em relação ao eixo y , à medida que as temperaturas diminuem.

A solução proposta por Eagar & Tsai [58] não consegue prever o efeito da convecção no interior da poça de fusão, nem tampouco, simular uma soldagem multipasse pois as poças de fusão mudam significativamente de forma, dependendo do formato de chanfro e do número de camadas por passe de soldagem. A solução de Tanaka, embora se assemelhe à fonte distribuída de Mhyr e Gröng [13], na forma como apresentada na Figura 2-19, depende de medidas da poça de fusão, além de ser mais complexa. Por fim, o modelo de Mhyr e Gröng, modificado por Ramirez e Brandi [15] tem a vantagem do ajuste das posições das fontes e suas respectivas potências, através apenas da macrografia, sem a necessidade das dimensões da poça de fusão. Este aspecto é especialmente vantajoso em uma soldagem circunferencial, pois a poça de fusão dilui-se nas extremidades de um mesmo cordão de solda, ou quando ocorre a sobreposição dos passes em uma soldagem multipasse.

2.3 - Soldabilidade dos aços ARBL

A soldabilidade de determinado material refere-se à facilidade com que ele possa ser soldado através de procedimentos específicos, para prestar o serviço pretendido. As propriedades físicas e composição química do MB, constituem aspectos fundamentais da soldabilidade. A temperabilidade é um dos aspectos que afetam a soldabilidade. Por esta razão, o teor de carbono e de elementos de liga são minimizados para evitar a formação de martensita [55].

A soldabilidade metalúrgica está correlacionada à susceptibilidade às trincas a quente e a frio das juntas soldadas. Esta susceptibilidade é resultante da combinação

da composição química do MB e MS, parâmetros operacionais e ciclos térmicos de soldagem que promovem transformações metalúrgicas no metal de solda e na ZAC [19,62,63].

2.3.1 -Trincas a quente

No caso de resfriamento rápido e solidificação, elementos de liga e impurezas segregam extensivamente para o centro de regiões interdendríticas e/ou intergranulares, promovendo uma composição química bastante diferenciada do metal de solda, que por sua vez, possui uma estrutura tipicamente anisotrópica [8,19,47]. A presença de fósforo e impurezas de enxofre presentes na liga gera filmes líquidos nestas regiões, pois possuem ponto de fusão inferior à temperatura de solidificação do metal de solda [8,19,47] Em combinação com as tensões de contração, resultantes da solidificação do metal de solda e seu resfriamento, estes filmes promovem trincas a quente nestas regiões [8,19,47]

2.3.2 - Zonas frágeis localizadas

A soldagem, embora não altere a composição química do metal de base não fundido, altera de modo significativo a microestrutura na zona afetada pelo calor, de modo que quatro regiões se destacam numa soldagem de passe único, ou passe de raiz, conforme citadas no Tópico 2.2 e apresentadas na Figura 2-15 e na Figura 2-23 (a). Destas, destaca-se a ZAC-GG como uma região de baixa tenacidade, ou zona frágil localizada (ZFL) [51,64].

Na soldagem multipasse, o fenômeno da fragilização do metal de base está ligado ao reaquecimento das ZAC's de passes anteriores, como aquelas apresentadas esquematicamente na Figura 2-23 (b) e (c) de um aço ARBL HT50, estudado por Lomozik [49].

Figura 2-23 - Sobreposição de ZAC e zona frágil localizada, adaptada de Lomozik [49].

Quando a ZAC-GG é aquecida intercriticamente, ou seja, entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , a austenita dentro desta região nucleia em áreas de alto teor de carbono. Sob resfriamento, estas áreas podem se transformar em martensita maclada intercaladas por finas regiões de austenita retida, denominadas como microconstituente M-A (martensita-austenita) ou ilhas de M-A [9,65]. Os conteúdos de carbono nas microconstituente MA podem variar de 0,3 a 0,5% [19,66]. Quanto maior a fração volumétrica deste microconstituente, maior será a quantidade de sítios para nucleação de trincas, reduzindo a tenacidade destas regiões [66].

As regiões da ZAC multipasse definidas como zonas frágeis localizadas, apresentadas na Figura 2-23 (b) e (c), são: ZAC-GG não alterada [19], ZAC-GG reaquecida a temperaturas intercríticas (IC-ZAC-GG) [9,19,49,51] e ZAC-GG reaquecida subcriticamente (SC-ZAC-GG) [19]. Estas regiões são adjacentes a zona de ligação (ZDL) e quando alinhadas a ela, oferecem um caminho curto e de fácil propagação de trinca [19].

A baixa tenacidade na ZAC-GG (passe único) e na ZAC-GG não alterada está relacionada com seu elevado tamanho de grão (75 a 150 μm), precipitação de microligantes, sua microestrutura composta de bainita superior e microconstituente M-A, embora não se possa estabelecer uma influência para cada fator [51].

Quando ocorre redução de tenacidade na ZAC-IC, a causa mais provável é presença do M-A, pois sua microestrutura ainda apresenta traços do metal de base, pois ela foi parcialmente transformada. Ou seja, o tamanho de grão permanece pequeno, precipitados são encontrados nos contornos de grão, que são ferríticos. Por outro lado, a presença de M-A nesta região é uma consequência das técnicas de processamento do aço e de sua composição química [51].

Para redução das zonas de frágeis localizadas, uma solução seria escolher aços com menor tendência de formação destas regiões, ou adoção de procedimentos de soldagem em que estas regiões tenham suas dimensões reduzidas [66].

2.3.3 - Fratura induzida por hidrogênio

A presença de hidrogênio proveniente da atmosfera, de consumíveis de soldagem, ou até mesmo de sujeiras na superfície da chapa (graxa, óleo, etc.), aumenta a susceptibilidade de fratura da ZAC em soldagem de aço de alta resistência [19,47].

A fratura induzida por hidrogênio, também conhecida como fratura sob cordão, a frio ou retardada, é talvez o mais grave e menos compreendido de todos os problemas de ruptura de uma junta soldada. Ela ocorre normalmente em baixa temperatura (aproximadamente 95 °C), imediatamente após o resfriamento ou depois de várias horas [19,47,52,67]. Ela pode ainda ser tanto transgranular como intergranular, e segue principalmente os contornos de grão γ anterior. O início da trinca está associado a situações favoráveis ao acúmulo de tensões, tais como a presença do próprio hidrogênio, entalhes, grandes espessuras, altas taxas de resfriamento que geram microestruturas suscetíveis, finais de cordão de solda, heterogeneidades na microestrutura que apresentam mudanças bruscas de dureza, como inclusões de escória, interfaces α'/α , ou mesmo contornos de grão [8,19,47,62,68].

Se uma ou mais destas condições é ausente ou apresentam-se em fraca intensidade, a fratura induzida pelo hidrogênio não ocorrerá [19,62]. Além do mais, a tolerância dos aços ao hidrogênio diminui com o aumentando do conteúdo de carbono ou de elementos de liga [19,47].

O controle da fratura induzida por hidrogênio pode ser realizado de várias formas [8,19,47,52]:

- a) Escolha de processos de soldagem com taxas de resfriamento menores,
- b) Escolha de eletrodos que produzam pouco ou nenhum hidrogênio,
- c) Tratamentos térmicos pós-soldagem para reduzir o hidrogênio ou modificar a microestrutura;
- d) Preaquecimento, a fim de reduzir as taxas de resfriamento e, conseqüentemente, as tensões residuais.

2.3.4- Medida de soldabilidade dos aços

A temperabilidade é um indicativo da fração volumétrica da martensita (α') presente nos aços, que se tornam frágeis durante processamento [19]. Contudo, ela não está relacionada diretamente a um nível absoluto de dureza, mas significa a facilidade com que microestrutura martensita pode ser obtida. Um dos critérios da temperabilidade é a magnitude do tempo crítico para obtenção de uma estrutura 100% martensítica [69]. As equações propostas para este cálculo utilizam fórmulas próprias de carbono equivalente [8,63,69].

Para uma boa soldabilidade dos aços estruturais, assim como do aço X80, o conteúdo de carbono deve ser mantido ao mínimo possível, enquanto que os elementos de liga são tolerados em baixas concentrações [39,45,69]. O Carbono Equivalente (CE) é uma medida da soldabilidade dos aços ARBL e é determinado pelas seguintes fórmulas [8,45]:

Quando o conteúdo de C for menor ou igual a 0,12%, usa-se a eq. (2.17):

$$CE_{(pcm)} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad 2.17$$

Esta fórmula é conhecida como a fórmula de Ito-Bessyo, ou parâmetro do carbono equivalente, e seu valor não deve ser maior que 0,25%. O Boro só será considerado se seu conteúdo for superior a 0,001%.

Quando o conteúdo de C for superior a 0,12%, usa-se a eq. (2.18) do IIW:

$$CE_{(IIW)} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad 2.18$$

Esta fórmula é comumente conhecida como do IIW (*International Institute of Welding*) e seu valor não deve exceder a 0,4%. Conforme recomendações da ASM [19], a soldabilidade dos aços carbono e baixa liga pode ser classificada, segundo o $CE_{(IIW)}$, como:

$CE_{(IIW)} < 0,45\%$ = facilidade para soldagem; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio não são importantes;

$0,45 \leq CE_{(IIW)} < 0,6\%$ = soldagem com cuidados; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio são importantes;

$CE_{(IIW)} > 0,6\%$ = dificuldade na soldagem; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio são extremamente importantes;

Segundo o $CE_{(Pcm)}$, uma sugestão de classificação da soldabilidade para aços alta resistência e baixa liga é:

$CE_{(Pcm)} < 0,12\%$ = facilidade para soldagem; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio são importantes;

$0,12 \leq CE_{(Pcm)} < 0,15\%$ = soldagem com cuidados; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio são importantes;

$CE_{(Pcm)} > 0,15\%$ = dificuldade na soldagem; ocorrência de trincas a frio induzidas por hidrogênio são extremamente importantes

2.4 - Dilatometria

Os processos de soldagem são caracterizados pelos ciclos térmicos, onde se analisam as temperaturas máximas atingidas, tempos de permanência acima de determinadas temperaturas e taxas de resfriamento por faixas de temperatura, como por exemplo, Δt_{8-5} (s) para os aços carbono [47]. Diferentes microestruturas podem ser geradas quando qualquer destes parâmetros são alterados, para um mesmo metal de base, assim como serão alteradas suas propriedades mecânicas [34]. Os processos em que se aplicam resfriamento contínuo à austenita, como é o caso da soldagem, podem ser representados através de curvas transformação por resfriamento contínuo (TRC) (ou em inglês, *Continuous Cooling Transformation*, CCT) [26].

Estas curvas são determinadas experimentalmente pelo ensaio de dilatometria, que, de certo modo, mede a temperabilidade do aço, ao se variarem as taxas de resfriamento [26]. A dilatometria é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de

transformações no estado sólido em aços, pois monitora em tempo real a evolução da microestrutura do metal através de mudanças dimensionais na amostra sujeita a um ciclo térmico [70]. A dilatometria pode ainda ser auxiliada por outras técnicas, como a do calorímetro diferencial, DSC (*differential scanning calorimetry*) para melhor determinar algumas temperaturas de transformação de fase [71]. A dilatometria é usada para determinar as temperaturas de transformação de fase em aços, tanto em aquecimento (Ac_1 e Ac_3) quanto em resfriamento (Ar_3 , Ar_1 , B_s e M_s). Ou seja, transformação de fase é acompanhada por alterações no reticulado cristalino (de CCC para CFC, por exemplo), com a consequente alteração do volume específico de uma amostra. Estas transformações ocorrem durante o aquecimento e o resfriamento contínuos e em casos de retenção isotérmica [70].

No diagrama de equilíbrio Fe-C, a temperatura de início e fim da transformação α/γ (ou γ/α) denominam-se Ae_1 e Ae_3 , respectivamente. Esta transformação apresenta uma histerese no aquecimento, cujas temperaturas são denominadas como Ac_1 e Ac_3 , respectivamente, para início e fim da transformação de fase. No resfriamento, a temperatura de início da transformação γ/α denomina-se Ar_3 , enquanto no final ela denomina-se Ar_1 . As transformações fora do equilíbrio também são influenciadas pela presença de elemento de ligas no aço, como apresentado anteriormente. A Figura 2-24 apresenta, de modo esquemático, a etapa de aquecimento de um ciclo térmico, em que se evidenciam as temperaturas de transformações de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ (Ac_1 e Ac_3) e aquelas relativas ao início (Ac_c) e fim (Ac_h) da dissolução de carbonetos globulares na região austenítica de um aço inoxidável martensítico. A Figura 2-24 exhibe as transformações em função da mudança de comprimento relativo ($\Delta L/L_0 = f(t)$) e em função de sua derivada temporal ($d(\Delta L/L_0)/dt = f(t)$) [70].

Figura 2-24 – Dilatometria da etapa de aquecimento durante a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ e a dissolução de carbonetos de um aço inoxidável martensítico, adaptado de Andrés *et al.* [70].

Ao registrar as transformações que ocorrem para diversas taxas de aquecimento e de resfriamento, os resultados são apresentados numa forma gráfica das temperaturas de formação microestruturais, como aquelas apresentadas por Zhao *et al.* [65], através da Figura 2-25. Neste estudo, Zhao *et al.* [65] mostram que para aços de mesma composição química, o processamento também interfere nas temperaturas de início e fim de transformação de fases e em suas frações volumétricas, bem como, na inclusão de outras fases. Como se pode observar, a perlita (P) do Aço A não deformado, conforme Figura 2-25 (a), começa a se formar a uma taxa de resfriamento entre 3 e 1 °C/s, ao passo que, na condição em que o mesmo aço foi deformado, Figura 2-25 (b), ela começa a se formar a partir de uma taxa de resfriamento em torno de 7,5 °C/s. Por outro lado, o Aço B não deformado, Figura 2-25 (c), apresenta ferrita bainita (FB) e ferrita acicular (FA), ao passo que quando ele é deformado, Figura 2-25 (d), a FB é suprimida pelo processamento do aço em questão.

Figura 2-25 – Diagrama TRC de dois aços com composições químicas distintas, em que cada um passou por dois processos de fabricação distintos: não deformados (a e c) e deformados (b e d), adaptado de Zhao et al. [65].

Andrés *et al.* [70] enfatiza ainda que seria relevante informar o tamanho de grão da austenita anterior como uma condição inicial dos diagramas CCT, pois quanto maior este diâmetro, mais favorável é a formação da martensita.

Com os resultados obtidos da dilatométrica podem ser extraídas equações empíricas para prever temperaturas de transformação de fases, através da composição química e velocidades críticas de transformação ou diâmetros críticos do aço [26,72–74]. Dentre estes, Trzaska e Dobrzanski, através de uma base de dados de mais de 300 diagramas CCT de aços construtivos e de engenharia, ao fazer o uso das técnicas de redes neurais [73–76] e múltipla regressão [74,77,78], conseguiram determinar as equações necessárias para desenvolver diagramas CCT. O modelo elaborado por eles permite calcular um diagrama CCT para um aço com composição química conhecida, em que são ponderadas as influências dos elementos de liga, temperatura de austentização e velocidades de resfriamento sobre temperaturas críticas A_{c3} , A_{c1} e M_s (M – *martensite*, s – *start*: temperatura de início da transformação

martensítica) e curvas de transformação da austenita superresfriada (F- ferrita, P - perlita e B - bainita).

As eqs. 2.19 a 2.28 determinam as temperaturas de transformação de fase (Ac_3 , Ac_1 , B_i e M_i), o início das transformações γ/F , γ/P , γ/B e γ/M , segundo os estudos de Trzaska e Dobrzanski [73,77].

$$Ac_1 = 739,3 - 22,8(\%C) - 6,8(\%Mn) + 18,2(\%Si) + 11,7(\%Cr) - 15(\%Ni) - 6,4(\%Mo) - 5(\%V) - 28(\%Cu) \quad (2.19)$$

$$Ac_3 = 937,3 - 224,5(\%C)^{0,5} - 17(\%Mn) + 34(\%Si) - 14(\%Ni) + 21,6(\%Mo) - 41,8(\%V) - 20(\%Cu) \quad (2.20)$$

$$B_{(max)} = 752 - 223,5(\%C) - 55(\%Mn) - 21,6(\%Si) - 46,8(\%Cr) - 36,9(\%Ni) - 47,4(\%Mo) - 70(\%V) - 11(\%Cu) \quad (2.21)$$

$$M_i = 532,6 - 396,7(\%C) - 33(\%Mn) - 1,4(\%Si) - 14(\%Cr) - 18(\%Ni) - 11(\%Mo) + 49,7(\%V) + 31(\%Cu) \quad (2.22)$$

$$\log t_B = -1,52 + 2,93(\%C) + 0,68(\%Mn) + 0,25(\%Si) + 0,73(\%Cr) + 0,31(\%Ni) + 0,69(\%Mo) - 0,23(\%V) \quad (2.23)$$

$$\log t_F = -1,56 + 2,67(\%C) + 0,95(\%Mn) - 0,1(\%Si) + 1,27(\%Cr) + 0,22(\%Ni) + 2,27(\%Mo) - 1,06(\%V) - 0,47(\%Cu) \quad (2.24)$$

$$\log t_P = 0,19 - 0,3(\%C) + 0,64(\%Mn) + 0,06(\%Si) + 1,02(\%Cr) + 0,4(\%Ni) + 4,9(\%Mo) + 0,38(\%V) - 0,42(\%Cu) \quad (2.25)$$

$$F_i = 968,7 - 254(\%C) - 71(\%Mn) + 27,6(\%Si) - 30(\%Cr) - 44(\%Ni) - 54(\%Mo) + 95,8(\%V) - 0,02(T_A) - 62,8(v_r^{0,25}) \quad (2.26)$$

$$P_i = 789,8 - 12,7(\%C) - 61(\%Mn) + 13,7(\%Si) - 5(\%Cr) - 30,4(\%Ni) - 70,7(\%Mo) - 1,4(\%V) - 0,016(T_A) - 47,3(v_r^{0,25}) \quad (2.27)$$

$$B_i = 678,9 - 239,6(\%C) - 35,2(\%Mn) - 1,6(\%Si) - 19,8(\%Cr) - 27,9(\%Ni) - 18(\%Mo) - 171(\%V) - 0,03(T_A) - 15,5(v_r^{0,25}) \quad (2.28)$$

A eq. 2.29 utiliza a composição química do aço para se determinar a taxa crítica para a formação de 100% martensita (M_{100}), baseado no trabalho de Ohtani [79].

$$\log M_{100} = 3,274(\%C) + 0,046(\%Si) + 0,626(\%Mn) + 0,026(\%Ni) + 0,706(\%Cr) + 0,675(\%Cu) + 0,520(\%Mo) - 1,818 \quad (2.29)$$

2.5 - Processos de soldagem de tubos API 5L X80 estudados

Os processos de soldagem a arco elétrico, de um modo geral, caracterizam-se pela natureza da proteção da poça de fusão do ar atmosférico e pelo fato de o eletrodo ser permanente ou consumível. O processo denominado eletrodo revestido (ER, ou em inglês SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*) utiliza a escória produzida pelo seu revestimento como proteção da poça de fusão, enquanto os processos denominados GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou MIG/MAG (*Metal Inert Gas/ Metal Active Gas*) utilizam um gás ou uma mistura de gases para proteção da poça de fusão [47]. Ambos os processos são bastante utilizados na soldagem de tubulações para transporte de óleo e gás [7,43,80]. O eletrodo revestido apresenta uma série de vantagens, como baixo custo dos equipamentos de soldagem, versatilidade, posição de soldagem e excelentes propriedades das uniões soldadas, mas apresenta a desvantagem da baixa produtividade. Neste aspecto, os processos GMAW competem com o eletrodo revestido, além de apresentarem curvas de tensão ou corrente que podem ser controladas para melhorar as propriedades da junta soldada [47].

Serão apresentados neste texto duas variantes patenteadas do processo GMAW, que se caracterizam pelas transferências metálicas de curto circuito e arco pulsado e um terceiro processo denominado Arame Tubular. Estes três processos podem utilizar um mesmo equipamento de soldagem, como esquematizado na Figura 2-26.

O equipamento de soldagem multiprocesso esquematizado na Figura 2-26 é composto por retificador (fonte de corrente constante), pistola de soldagem, alimentador e controlador de arame consumível, controlador de tensão, cilindro de gás de proteção, fonte de soldagem com característica de tensão constante, um sistema de circulação de água, que pode ser opcional, para o resfriamento da pistola de soldagem, cabos de energia, cabo terra, mangueira para o transporte de gás desde o cilindro até a pistola de soldagem [81]. Os processos executados neste equipamento são caracterizados como semiautomáticos, pois o arame é adicionado à poça de fusão de forma automática, mesmo que a soldagem seja manual. Entretanto, os processos de soldagem também podem ser automatizados através de utilização de braços robóticos [47].

Figura 2-26 - Esquema de um equipamento de soldagem multiprocesso, adaptado de American Welding Society [81].

2.5.1 - Curto Circuito Controlado

Neste processo, a transferência do metal ocorre pelo contato entre o eletrodo e poça de fusão, através de uma gota. Os formatos de onda deste processo foram aprimorados, segundo cada fabricante de equipamento, para reduzir a geração de respingos, como ocorria com o processo GMAW convencional [47]. Os respingos são gerados na etapa que precede ao destacamento da gota, pois neste momento forma-se um pescoço entre a gota e o eletrodo consumível, de modo que a densidade superficial de corrente aumenta de modo significativo. Esta região torna-se tão aquecida, por efeito Joule, a ponto de explodir pequenos volumes de gotas, que são os respingos.

A Figura 2-27 apresenta esquematicamente o processo de soldagem MAG com transferência metálica por curto circuito controlado STT® (Surface Tension Transfer®) da Lincoln Electric Company®. No intervalo de tempo definido por “A” a corrente está entre 50 A e 100 A, o arco elétrico está aberto e aquece o metal de base. Em “B”, a gota do metal de adição toca a poça de fusão, ocorre redução da corrente fechando o

circuito pela gota. Em seguida, no instante “C” ocorre um aumento súbito de corrente para empurrar a gota contra a poça de fusão, enquanto o sistema eletrônico monitora o pescoço formado entre a gota e o arame de alimentação, por meio de sinais elétricos. Quando a gota está prestes a se destacar, no instante “D”, a corrente é reduzida a valores inferiores à corrente de base (entre 50 A e 40 A). Imediatamente, o arco é restabelecido e a corrente eleva-se até seu valor máximo. Neste instante definido pela letra “E”, uma força de plasma empurra para baixo a poça de fusão para evitar curto circuito acidental e aquecer a própria poça e a junta. Em seguida, ocorre a redução suave da corrente até seu valor de base [81,82].

Figura 2-27 – Curva de potência do processo de soldagem a curto circuito controlado STT®, adaptado de Lincoln Electric Company® [82].

A soldagem por curto circuito controlado apresenta uma série de vantagens em relação ao GMAW convencional, que são: menor necessidade de habilidade do operador quando ocorre uma variação no *stickout*, ou seja, distância entre o bico da pistola e o metal base; requer menor energia de soldagem, e, conseqüentemente, reduz distorções, perfurações, fumos e respingos na junta soldada, etc. [81,82].

2.5.2 - Arco pulsado

As gotas geradas no processo MAG com transferência metálica pulsada modificada possuem diâmetros menores que o diâmetro do eletrodo consumível e são transferidas por pulsos. Este processo pode ser utilizado em todas as posições de soldagem. A Figura 2-28 exhibe esquematicamente o formato de onda pulsada modificada patenteado pela Lincoln Electric Company®, denominado Rapid X®. Na corrente de base, o arco aberto aquece o eletrodo consumível. Em seguida, no intervalo de tempo “1”, um aumento extremamente rápido de corrente cria uma gotícula. No intervalo de tempo “2”, a corrente reduzida relaxa a força do plasma à medida que a gota se aproxima da poça. No intervalo de tempo “3”, o hardware proprietário reduz rapidamente a corrente até o momento em que a gotícula entra em contato com a poça. Isto reduz a formação de respingos, depois que a gotícula se destaca. Por fim, no intervalo de tempo “4”, ocorre um novo pulso de menor intensidade, que promove um impulso de plasma que empurra a poça para longe, criando a separação e um ritmo estável da poça de fusão [47,81,83].

Figura 2-28 – Curva de potência do processo de soldagem a arco pulsado Rapid X®, adaptado de Lincoln Electric Company® [83].

Este processo de soldagem possui um controle sinérgico, ou seja, se a tensão varia em função de variações no *stickout*, a corrente de pico mantém-se a mesma,

mas seu tempo na condição máxima varia, conforme esquematizado na Figura 2-29. Este processo tem ainda a vantagem de ser mais rápido, gerar menos respingos, aumentar a penetração, mesmo necessitando de menor energia de soldagem. Consequentemente, também gera menos distorções na junta soldada [83].

Figura 2-29 – Controle sinérgico do processo de soldagem a arco pulsado Rapid X®, adaptado de Lincoln Electric Company® [83].

2.5.3 - Arame tubular

O processo de soldagem por Arame Tubular (AT, ou em inglês Flux Cored Arc Welding: FCAW) é um processo semiautomático, similar ao GMAW, cuja diferença está no eletrodo que é tubular e preenchido com material em pó, o fluxo. Este material tem as funções de gerar gás para proteger o arco e a poça de fusão, escória para proteção da poça de fusão, ou mesmo, adicionar elementos de liga na poça de fusão. A alimentação do arame tubular é contínua, realizada através do acionamento do gatilho da pistola de soldagem. Isto propicia a produção de um metal de solda com uma alta qualidade em uma alta taxa de deposição [81].

O processo arame tubular pode ainda ser classificado conforme a natureza do fluxo em seu interior [81]:

- Arame tubular com fluxo metálico (Metal Cored - MC) (AT-MC): criado com o intuito de gerar alta produtividade através de uma alta taxa de deposição, em função da adição de materiais metálicos no formato de pós-metálicos, como Fe e ferro-ligas.

- Arame tubular com proteção gasosa (AT-PG): utiliza uma fonte externa de gás para proteger o arco e a poça da contaminação atmosférica (oxigênio e nitrogênio). Contém fluxo não metálico, cujas funções são: introduzir elementos de liga na poça de fusão que refina sua microestrutura, desoxidá-la do oxigênio gerado na dissociação do CO_2 . A composição química do fluxo auxilia na soldagem fora de posição e permite uma velocidade de soldagem maior que a de outros consumíveis para arame tubular.
- Arame tubular autoprottegido (AT-AP): possui a vantagem de não necessitar de proteção externa, além de ser mais adequado para trabalhos externos. Sua seção tubular leva em seu interior elementos de liga, escorificantes e compostos que geram a atmosfera protetora. Este consumível, quando fundido, gera gás CO_2 e forma escória cuja densidade é inferior à do metal líquido da poça de fusão. Desta forma, a escória líquida sobrenada no metal líquido, protegendo a poça de fusão da influência do ar atmosférico.

O dióxido de carbono (CO_2) e as misturas de argônio e CO_2 são os gases de proteção preferidos para a soldagem por arame tubular, exceto para o AT-AP. A mistura comumente utilizada em AT-PG é 75% Ar e 25% CO_2 . Ao soldar com esta mistura, é conseguido um arco que produz uma transferência por gotas e guiada pela escória. Esta mistura proporciona melhores características de arco do que com 100% CO_2 . Os consumíveis do processo AT são classificados de acordo com a especificação AWS A5.29/ A5.29M:2010 para soldagem de aços baixa liga [84].

3 OBJETIVO

3.1 Proposta de tese

De modo a simular e identificar de maneira mais precisa a posição e geometria das regiões afetadas e reafetadas da ZAC de uma soldagem multipasse, formularam-se as seguintes hipóteses neste estudo:

- 01 – A transferência de calor na soldagem é determinada pela energia introduzida na chapa. O cálculo correto da energia de soldagem, via potência do arco elétrico, é de fundamental importância para que o modelo proposto represente o caso real. A partir desse valor, consegue-se calcular ciclos térmicos e isotermas com precisão;
- 02 – Partindo do princípio de que o Modelo de Fontes Distribuídas foi concebido para simular a morfologia do contorno da zona de fusão através de várias fontes, então, seria possível obter uma melhor representação da distribuição de energia via calor e, consequentemente, um melhor ajuste para as demais isotermas da ZAC;
- 03 – Com a flexibilidade de definição das posições das fontes e de seus respectivos valores de potência, seria possível simular o contorno de um cordão de solda com formato assimétrico, como nas soldagens manuais e soldagens com pistola/tocha inclinada em relação à face da chapa (ângulo de deslocamento e ângulo de ataque);
- 04 – Para simular uma determinada isoterma, obter-se-ia um melhor ajuste em relação aos contornos revelados da macrografia, ao se adotar os valores das propriedades físicas na temperatura da própria isoterma, conforme recomenda Rosenthal em seu trabalho clássico de 1941;
- 05 – O ajuste da distribuição espacial e dos valores das potências das fontes, com o intuito de simular a isoterma da temperatura de fusão (com as propriedades físicas avaliadas nesta temperatura) ajustada à geometria do cordão revelada na macrografia, proporcionaria uma melhor representação dos gradientes térmicos próximos à zona de ligação, na ZAC;
- 06 – Uma vez que a distribuição das fontes puntiformes determinaria com mais acurácia as isotermas de uma soldagem multipasse, seria possível identificar e delimitar as regiões afetadas e reafetadas da ZAC, prevendo, assim, os impactos nas propriedades mecânicas da junta soldada.

3.2 Objetivos

Os objetivos deste trabalho são: desenvolver uma metodologia para avaliar o fluxo de calor em uma soldagem, através do cálculo de isotermas e ciclos térmicos, considerando-se as propriedades físicas dependentes da temperatura, baseando-se no modelo de fontes distribuídas de Mhyr e Gröng; estender a aplicação desta metodologia em soldagens multipasses para identificar sub-regiões da ZAC de um passe anterior sendo afetadas pela ZAC do passe subsequente e, finalmente, avaliar como o reaquecimento da ZAC do passe de raiz, pelos passes subsequentes, afeta sua microestrutura e propriedades mecânicas em soldagens multipasse de um aço API 5L X80.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 - Soldagem circunferencial

Foram soldadas três juntas de um tubo API 5L X80 com diâmetros externos de 42" (1066,8 mm) com espessura nominal de parede de 16 mm. Os anéis tubulares tinham comprimentos médios de 300 mm, chanfro em meio V. Todas as etapas de preparação das juntas e sua soldagem foram realizadas nas dependências da Voith Hydro em São Paulo – SP. A superfície dos tubos foram jateadas para retirada de óxidos superficiais, e estes, montados em virador de tubos conforme Figura 4-1. Os biséis foram executados manualmente com uma inclinação de 45°, conforme mostrado no desenho da Figura 4-2.

Figura 4-1 - Montagem dos anéis tubulares para soldagem em virador de tubos

Figura 4-2 - Dimensões do chanfro meio V

A Figura 4-3 apresenta a sequência dos passes de soldagem das juntas. Cada camada foi executada com apenas um cordão de solda. A localização dos termopares para aquisição dos ciclos térmicos também está indicada na figura.

Figura 4-3 - Esquema de soldagem das juntas.

Foram realizadas três juntas de soldagem, cada qual compunha-se de passe de raiz, primeiro e segundo passes de enchimento e passe de acabamento. A Tabela 4-1 define os nomes das seções para cada junta soldada.

Tabela 4-1 - Nomenclatura das seções para cada junta soldada

Junta	Raiz	Enchimento 1	Enchimento 2	Acabamento
1	J1.1	J1.2	J1.3	J1.4
2	J2.1	J2.2	J2.3	J2.4
3	J3.1	J3.2	J3.3	J3.4

A cada passe de soldagem, determinada extensão do passe anterior ficava exposta, de tal modo a permitir o estudo da influência dos ciclos térmicos impostos às raízes pelos passes de reaquecimento subsequentes, conforme apresenta a Figura 4-4.

Figura 4-4 - Escalonamento da soldagem

A extensão de cada junta soldada circunferencialmente foi de metade do perímetro da circunferência do tubo em questão.

Cada junta soldada foi caracterizada pela combinação de consumível de soldagem, mistura de gás de proteção e processo de soldagem utilizados no passe de raiz, como se pode observar na Tabela 4-2. Os parâmetros de soldagem são definidos a partir do programa selecionado no equipamento de soldagem e pela velocidade de alimentação do arame.

Tabela 4-2 - Caracterização das juntas soldadas.

Junta	Raiz	Processo	Consumível	Gás de Proteção	V. arame (pol/min.)	Programa
J1	J1.1	MAG-STT	ER90S-G	75Ar-25CO ₂	170	308
J2	J2.1	MAG-Rapid X	E90C-K3	75Ar-25CO ₂	170	294
J3	J3.1	MAG-Rapid X	ER90S-G	75Ar-25CO ₂	170	294

Para a soldagem das raízes, os processos empregados foram MAG com transferência metálica por curto circuito controlado (STT®) e arco pulsado (Rapid X®), ambos patenteados pela empresa Lincoln Company®. Foi utilizada a mistura de gases de proteção 75%Ar-25%CO₂. Foram utilizados ainda dois tipos de consumíveis: o arame maciço ER90S-G e o arame com fluxo metálico no núcleo (*metal cored*) E90C-K3, cujas composições químicas, segundo a norma AWS A5.28/A5.28M:2005 [85], estão apresentadas na Tabela 4-3

Tabela 4-3. Especificações das composições químicas dos consumíveis utilizados na soldagem dos passes de raiz, segundo a norma AWS A5.28/A5.28M:2005 [85].

Consumível	Composição química								
	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cu	Cr	Ni	Mo
ER90S-G	0.05-0.15	1.40-1.60	0.40-0.70	≤ 0.02	≤ 0.02	≤ 0.02	-	-	-
E90C-K3	<0.15	0.75-2.25	≤ 0.80	≤ 0.025	≤ 0.025	≤ 0.35	0.01-0.10	0.50-2.50	0.25-0.65

Os passes de enchimento e de acabamento de todas as juntas utilizaram o processo de soldagem arame tubular, cujo consumível autoprotetido foi E111T1-K3M-JH4 e gás de proteção 75%Ar-25%CO₂. A composição química do consumível, segundo a norma AWS A5.29/A5.29M:2010 [84], está apresentada na Tabela 4-4. Os parâmetros de soldagem dos passes de enchimento e de acabamento foram os mesmos, ou seja, todos foram soldados com a mesma energia de soldagem.

Tabela 4-4. Especificação da composição química do consumível utilizado na soldagem dos passes de enchimento e acabamento, segundo a norma AWS A5.29/A5.29M:2010 [84].

Consumível	Composição química						
	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Mo
E111T1-K3M-JH4	0.06	1.5	0.2	0.010	0.015	2.0	0.5

A soldagem foi realizada com os anéis parados, enquanto o soldador realizava a operação de soldagem na posição 1G, tanto para os passes de raiz, quanto para os demais passes. Desta forma, o soldador executava a soldagem do cordão por uma extensão de aproximadamente 400 mm e reposicionava o tubo para recuperar a posição 1G novamente. Antes de reiniciar a soldagem do cordão da mesma camada, o comprimento do trecho soldado era medido, assim como o tempo gasto para execução de sua soldagem. O chanfro era limpo e se extraía uma pequena porção de metal de solda ao final da extensão soldada. A soldagem era retomada após preaquecimento acima de 150 °C.

A temperatura de interpasse para os passes de enchimento e de acabamento ficaram imediatamente acima de 160 °C. Cada passe de soldagem foi realizado em diversas etapas para descansar o soldador e para preaquecer a extensão seguinte. Para cada etapa foram registradas as curvas de potência através das curvas de tensão (V) e de corrente (I) em função do tempo e do processo de soldagem em execução. Foram registradas velocidades de alimentação do arame e coletados ciclos térmicos para cada passe de soldagem, na posição indicada nas figuras 4-3 e 4-4. A vazão do gás foi medida com fluxômetro, toda vez que o gás de proteção era trocado.

Os valores de V e I foram registrados no software Monitoring® através de uma conexão via cabo de rede entre um computador e o equipamento de soldagem modelo Power Wave S500® da Lincoln®, em intervalos de 0,1 s. Este mesmo equipamento registra ainda em seu painel de controle a energia (kJ) para cada extensão de cordão soldada, como um meio de auxiliar o soldador.

Ainda foi utilizado o sistema de aquisição de dados SAP® da empresa IMC, para registrar dados de tensão, corrente e velocidade de alimentação do arame em intervalos de leitura de 2×10^{-4} s. Um segundo sistema, o SAPT®, também da empresa IMC foi utilizado para registrar os dados dos ciclos térmicos, com a mesma frequência

de leitura. A Figura 4-5 mostra a montagem de ambos os sistemas de aquisição de dados.

Figura 4-5 - Equipamentos utilizados para coleta de parâmetros de soldagem e ciclos térmicos

4.1.1 Ciclos térmicos experimentais

Foram instalados termopares nas faces internas dos anéis, na posição indicada nas figuras 4-3 e 4-4. Aqueles mais próximos às faces de raiz foram instalados de modo a registrarem temperaturas máximas próximas a $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, nos passes de raiz. Os demais registrariam temperaturas inferiores à medida que se posicionavam mais afastados das faces de raiz. Foram instalados em fila, de modo que as diferentes temperaturas máximas registradas fossem em função de suas respectivas posições, e não em função da oscilação da pistola de soldagem. Uma segunda fila de termopares também foi instalada por uma questão de segurança, para garantir a aquisição dos ciclos térmicos. Na Figura 4-6 estão identificados seis termopares cujas posições reais foram medidas pelo software Axion Vision[®], em que a escala de um paquímetro serviu de referência para o software em questão. Os termopares utilizados foram do tipo K (alumel e chromel) com diâmetro de 0,25 mm cada fio. Este tipo de

termopar funde-se a 1260 °C, e seu erro de leitura é de ± 2.2 °C. Posteriormente, estes termopares foram envolvidos por uma massa refratária para que captassem temperaturas apenas nas faces internas dos tubos.

Figura 4-6. Posicionamento dos termopares.

4.1.2 Energia de soldagem

A energia de soldagem (ES) é uma das variáveis de grande importância no processo de soldagem, pois, ela é um dos parâmetros utilizados para analisar o fluxo de calor na soldagem de uma junta. As altas temperaturas atingidas na ZAC e os gradientes térmicos sofridos por ela, são consequência direta da energia de soldagem, além de outros aspectos, que afetam as propriedades mecânicas de uma junta soldada [13,47,48].

Neste trabalho foram utilizados três sistemas de aquisição de dados para registro de parâmetros de soldagem, como V e I. Um deles, denominado True Energy[®] fornece o valor da energia (kJ) diretamente no painel do equipamento de soldagem modelo Power Wave S500[®] da Lincoln Company[®]. É um recurso de grande auxílio do soldador na preparação de corpos de prova, antes do início da soldagem definitiva. Contudo, se por alguma razão o arco elétrico se extingue no meio de uma soldagem, a energia medida até então anula-se e nova medição recomeça. Portanto, este recurso não foi utilizado como referência para os cálculos da energia de soldagem. O segundo sistema de aquisição de dados utilizado na soldagem foi o software Monitoring[®] também da mesma empresa fabricante do equipamento de soldagem.

Este software registra os parâmetros de soldagem (V e I) em intervalos de 0,1 s e ainda fornece a energia em kJ para cada intervalo de tempo. Por questão de conveniência, os resultados apresentados por este software serão chamados de True Energy®, pois, tanto os resultados apresentados no painel do equipamento de soldagem quanto aqueles obtidos pelo Monitoring® são muito parecidos. O terceiro sistema de aquisição de dados é o SAP®, já citado.

Como as curvas de potências utilizadas para a soldagem das raízes apresentam uma complexa variação de tensão e corrente por ciclo, provavelmente, os métodos tradicionais de cálculo de potência podem não fornecer resultados precisos [86–89]. Estas metodologias, geralmente baseiam-se no cálculo da potência final a partir do produto das médias da tensão e da corrente, ou através do cálculo das potências instantâneas, sendo esta, a mais recomendada [86–89]. A alternativa sugerida neste trabalho será a integração da curva da potência, que consistirá no estabelecimento de um intervalo de tempo Δt correspondente a um ciclo característico do processo de soldagem. Desta forma, o universo de dados ficará dividido em diversas amostras. Os produtos dos valores instantâneos de V e I, no intervalo de um ciclo da curva, serão integrados numericamente em função do tempo, pela regra do trapézio. Em seguida, este resultado será dividido pelo mesmo intervalo de tempo Δt , de modo a obter a potência dispensada por ciclo. Este processo repetir-se-á para todas as amostras. Serão testados três valores para o intervalo de tempo, supondo que ele poderia variar, uma vez que a soldagem é manual. Para tal, foi desenvolvido um código computacional no software Wolfram Mathematica® em que foram estudados os dados do processo de soldagem STT® e Rapid-X®. Neste código, foram avaliadas ainda as outras duas metodologias citadas anteriormente para o cálculo da potência.

4.2 Composição química do metal de base e metal de solda

O ensaio de composição química foi realizado para caracterização do metal de base e metal de solda, por meio da espectrometria de emissão ótica, que apresenta os resultados em peso percentual (p%) dos seguintes elementos de liga: C; Mn; Si, P, S, Cr, Ni, Mo, Al, Cu, Ti, V e Nb. Para medir o conteúdo de N e O foi realizado ensaio de análise química por fusão (LECO). Os resultados deste ensaio servirão para calcular o valor do carbono equivalente, para o cálculo do diagrama de transformação de fase por resfriamento contínuo (TRC) empírico, etc.

4.3 Ensaios mecânicos

Foi realizado ensaio de tração do metal de base com o intuito conferir sua resistência mecânica e sua relação elástica ($\sigma_e/\sigma_{rup.}$), em relação à norma API 5L [45]. Os corpos de prova cilíndricos foram usinados na direção longitudinal (direção de laminação da chapa), segundo a Norma ASTM A 370 [90].

Foi realizado ensaio de Charpy-V como os corpos de prova reduzidos de 2,5 mm, com a intenção de avaliar a tenacidade ao impacto apenas na região do passe de raiz. Desta forma, os ensaios realizados no metal de solda tiveram a intenção de levantar a curva da temperatura de transição dúctil-frágil, enquanto na ZAC, os corpos de prova foram entalhados na região da zona afetada pelo calor de grão grosseiro (ZAC-GG) a partir do primeiro passe de enchimento.

Foram realizados ainda os ensaios de microdureza Vickers com carga de 500 g ($HV^{0,5}$), em todas as seções das juntas soldadas, de modo a se realizar um mapeamento de microdureza envolvendo as regiões do metal de solda, da ZAC e do metal de base, de cada corpo de prova.

4.4 Macrografias das juntas soldadas

As macrografias foram obtidas após polimento com abrasivo de 1 μm e ataque com Nital 2%. Elas serão utilizadas para analisar sanidade da junta soldada, diluição do MS no MB e variação da extensão da ZAC adjacente à raiz em função dos passes de soldagem subsequentes. Serão utilizadas também para simulação das isotermas e dos ciclos térmicos teóricos

4.5 Caracterização microestrutural do MB

4.5.1 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada após exame macrográfico e identificação das regiões microestruturais do metal de solda, do metal de base, da ZAC e de suas regiões reaquecidas. O reagente Nital 2% foi utilizado para identificação da presença

de ferrita e de agregados de carbonetos, cálculo do tamanho do grão ferrítico. O ataque com o reagente Klemm foi utilizado para identificação do microconstituente MA assim como a variação de sua fração volumétrica no MS da raiz, na ZAC-GG e na ZAC-RG adjacentes ao MS da raiz, em função dos passes de soldagem subsequentes.

4.5.1.1 Tamanho de grão α

O tamanho do grão ferrítico, d_g , foi medido pelo método dos interceptos circulares, segundo a Eq. (4.1) onde P_L é o número de interseções por linha teste. A extensão da linha em questão foi o perímetro de um círculo, que é aplicado para estruturas orientadas ou não. Foi obedecido o limite mínimo de seis interceptos por linha de teste [91,92].

$$d_g = \frac{1}{P_L} \quad (4.1)$$

4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV

A microscopia Eletrônica de Varredura foi utilizada para realização das fractografias dos corpos de prova de ensaio Charpy-V em diversas ampliações (de 40x a 4000x), identificação de fases como inclusões de escória, MnS e composição química do MB através da Espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios X (EDS).

4.6 Ensaio Charpy-V

Foram usinados corpos de prova de tamanho padrão (*full size*) nos sentidos longitudinal e transversal à laminação, com o intuito de compor a caracterização do MB.

Quanto às juntas soldadas, corpos de prova reduzidos com espessura de 2,5 mm foram extraídos nas regiões das raízes das juntas em questão. Eles foram usinados segundo a Norma ASTM E23 [93] e ASTM A370 [90]. Foi caracterizada a curva de transição dúctil-frágil (TTDF) do metal de solda da raiz sem a influência do reaquecimento pelos passes de soldagem subsequente. As temperaturas utilizadas

para avaliar a TTDF foram 23 °C, -20 °C, -40 °C, -90 °C, -110 °C e -196 °C. Foram realizados ainda, ensaios Charpy-V de 2,5 mm de espessura com entalhe no meio da ZAC-GG, no lado reto do chanfro (lado direito), na altura da raiz, para cada passe de soldagem subsequente, nos primeiro e segundo passes de enchimento e no passe de acabamento. Neste caso, as temperaturas de ensaio foram -40°C e -90°C. A intenção é avaliar como a tenacidade ao impacto da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz é afeta pelo reaquecimento em função dos passes de soldagem subsequentes. Os corpos de prova foram atacados para revelar a ZAC, antes de se usinarem os entalhes. A Figura 4-7 apresenta o esquema de retirada dos corpos de prova para o ensaio Charpy-V no metal de solda e na região da ZAC-GG.

Figura 4-7 - Esquema de retirada dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V, ao centro do metal de solda (a) e na ZAC-GG (b).

Segundo as normas API 5L [45] a energia absorvida ao impacto Charpy-V deve ser igual ou superior a 68 J à temperatura de 0 °C, para corpos de prova com espessura padrão de 10 mm. Entretanto, para os corpos de prova com espessura reduzida, a energia a ser considerada, segundo as normas ASTM A370 [90] (tabela 9) e BS 7910:2015 [94], será proporcional à redução da área, ou seja, de 17 J, uma vez que a espessura dos corpos de prova foi para 2,5 mm. Com relação à temperatura de ensaio, o critério de conversão seguiu a correlação de Wallin adotada na norma BS 7910:2015 [94], pois os corpos de prova com menores espessuras tendem a ser mais flexíveis, acarretando um efeito relativo ao tamanho, dentro da análise de Mecânica da Fratura. Consequentemente, a temperatura será reduzida de um valor ΔT_{ss} em relação à temperatura de referência, conforme a Eq. (4.2), onde t é espessura em mm dos corpos de prova ensaiados.

$$\Delta T_{ss} = -51,4 - \ln \left[2 \left(\frac{t}{10} \right)^{0,25} - 1 \right] \quad (4.2)$$

Neste caso, a energia absorvida ao impacto Charpy-V para os corpos de prova com espessura de 2,5 mm deve ser igual ou superior a 17 J, à temperatura de -45,3 °C, conforme Eq. (4.2).

4.7 Dilatometria

O ensaio de dilatometria foi realizado com o intuito de determinar as temperaturas de transformação de fase Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 , Ar_3 , B_s e M_s . A taxa de aquecimento foi 10 °C/min para todos os ensaios, cujos corpos de prova foram aquecidos até à temperatura de 1000 °C, e permaneceram neste patamar por cinco minutos. A partir de então, eles foram resfriados até a temperatura ambiente em diferentes taxas de resfriamento: 10°C/s, 5°C/s e 1°C/s, conforme Figura 4-8.

Figura 4-8. Ciclos térmicos de dilatometria.

4.8 Simulação dos ciclos térmicos pelo método das fontes distribuídas

O modelo das fontes puntiformes distribuídas (MFD) foi utilizado neste trabalho com algumas considerações adicionais para melhor representar a forma da seção transversal dos cordões de solda, das isothermas da ZAC e, portanto, dos ciclos térmicos de soldagem. Estas considerações foram inseridas a partir do MFD proposto por Ramirez e Brandi [15]. Neste caso, a primeira consideração é quanto a distinção da natureza das fontes, que deixa de existir. Ou seja, como q_a^i e q_b^i agora localizam-

se dentro da poça de fusão, então elas passaram a ter a mesma natureza, e foram denominadas apenas por q_i , enquanto seus deslocamentos Δ_{av} e Δ_{ah} assumiram os valores de suas próprias coordenadas, relacionadas à origem do sistema de coordenadas. Desta forma, as eqs. (2.11) e (2.14) foram sumarizadas na eq. (4.3), que calcula a temperatura em um ponto P da ZAC em função da contribuição das fontes puntiformes utilizadas na simulação, caracterizadas por pontos brancos e numeradas, como apresentado na Figura 4-9.

Figura 4-9 - Distribuição espacial das fontes puntiformes no interior da zona fundida.

$$T(q_i) = \frac{q_i}{4\pi\lambda} e^{-\frac{vx}{2\alpha}} \left[\sum_{m=-\infty}^{m=\infty} \frac{-R_m \frac{v}{2\alpha}}{R_m} + \sum_{n=-\infty}^{n=\infty} \frac{-R_n \frac{v}{2\alpha}}{R_n} \right] \quad (4.3)$$

onde,

$$R_m = \sqrt{x^2 + (y_{q_i} - y_p)^2 + (z_{q_i} - 2md - z_p)^2} \quad (4.4)$$

e,

$$R_n = \sqrt{x^2 + (y_{q_i} - y_p)^2 + (z_{q_i} - 2nd + z_p)^2} \quad (4.5)$$

Assim, as posições das fontes de calor e seus respectivos valores de potência tornam-se mais flexíveis e a eficiência de processo η assume um mesmo valor para todas as fontes, diferentemente dos valores de η adotados pelos trabalhos anteriores [13,15,61,95]. Porém, há ainda uma questão relativa aos valores a serem atribuídos às propriedades físicas, à medida que elas são dependentes da temperatura. Rosenthal, embora tenha formulado o modelo da chapa intermediária considerando tais propriedades constantes, sugere que elas sejam ajustadas passo a passo [12].

Esta abordagem foi parcialmente adotada por Azar *et al.* [95] quando usou o MFD para simular a isoterma da poça de fusão e mais duas isotermas da ZAC, em uma soldagem hiperbárica. Em sua simulação as propriedades físicas variaram por faixa de temperatura, cujo metal de base foi um aço API 5L X70.

Partindo-se do princípio de que a ZAC possui diferentes microestruturas, que sofreram diferentes ciclos térmicos, ou seja, diferentes temperaturas máximas alcançadas e diferentes taxas de resfriamento, ao longo de sua largura (direção y), então imprecisões podem ser geradas quando do uso das propriedades variando por faixas de temperatura. Por esta razão, este trabalho propõe adotar valores das propriedades físicas variando com cada temperatura de isoterma simulada, bem como com os ciclos térmicos.

O método dos elementos finitos trabalha com as propriedades físicas do material dependentes da temperatura [17] para simular isotermas, ciclos térmicos, tensões residuais [18,96], distorções [97] e usa uma fonte de calor volumétrica com uma distribuição gaussiana da potência [16]. As dimensões da fonte de calor são ajustadas utilizando-se as dimensões do cordão de solda através de macrografias [61,95,98]. De modo similar, o MFD, tal como proposto neste trabalho, utiliza as posições das fontes de calor e seus respectivos valores de potência, a fim de ajustar a isoterma da temperatura de fusão ao contorno poça de fusão, como apresentado na macrografia. Uma vez ajustada a distribuição das fontes, esta será mantida para simular outras isotérmicas da ZAC e ciclos térmicos.

Após a definição da posição de um ponto "P" dentro da ZAC, o ciclo térmico foi simulado com as temperaturas discretizadas pela variação de 1 °C, a partir da temperatura de preaquecimento, T_0 . Isto é, durante a fase de aquecimento, a evolução da temperatura em função do tempo foi definida por um aumento de 1 °C, em relação à temperatura anterior, até que se atinja um valor máximo. O instante t em que o ponto "P" atingiu a temperatura em questão, $(T + 1)$, é calculado pela eq. (4.6).

$$t_{(T+1)} = t_{(T)} + \frac{\Delta t_1 + \Delta t_2}{2} \quad (4.6)$$

Os valores dos intervalos de tempo Δt_1 e Δt_2 foram definidos como o tempo necessário para variar 1 °C entre as temperaturas (T) e $(T + 1)$. Para o cálculo de Δt_1 , as propriedades físicas de condutividade e difusividade térmicas foram consideradas constantes, no entanto, calculadas com base na temperatura (T) . Um ciclo térmico

analítico foi então calculado a partir destes valores das propriedades físicas e de outras variáveis definidas na eq. (4.3). Deste modo, o cálculo de Δt_1 foi determinado a partir da diferença de $t(T+1)$ e de $t(T)$, cujos valores foram extraídos da leitura do ciclo térmico em questão. O valor do intervalo de tempo Δt_2 foi calculado utilizando-se a mesma metodologia, mas com as propriedades físicas avaliadas à temperatura $(T+1)$. Este esquema de cálculo é mostrado na Figura 4-10, que mostra parte de um ciclo térmico durante a etapa de aquecimento entre as temperaturas T e $(T+1)$. Na figura em questão, os ciclos térmicos analíticos são caracterizados pelas curvas tracejadas rotuladas como $T(t, \lambda(T))$ e $T(t, \lambda(T+1))$. Embora os ciclos térmicos sejam dependentes de λ e α , apenas a variável λ foi declarada nos rótulos das curvas, por questão de simplicidade. O ciclo térmico médio está representado pela curva contínua e é obtido a partir da média aritmética dos valores de Δt_1 e de Δt_2 .

Figura 4-10 Esquema de cálculo do ciclo térmico usando as propriedades físicas dependentes das temperaturas T e $T+1$.

Resta, enfim, definir um critério para calcular a temperatura máxima, $T_{\max(t)}$, alcançado pelo ciclo térmico discretizado no ponto "P". Neste caso, em cada ciclo térmico analítico calculado em função de $\lambda(T)$ e $\alpha(T)$, o seu valor $T_{\max(\lambda(T))}$ foi comparado com a temperatura T . Quando a diferença entre estes valores tornou-se

inferior a 2 °C, o par $(t, T(t))$ foi calculado de acordo com os critérios acima mencionados. Porém, na etapa seguinte, ao invés de se incrementar de 1 °C o valor de T , ele assumiu o valor de $T_{\max}(\lambda(T))$ e o intervalo de tempo necessário para a variação de temperatura foi calculado segundo a metodologia já mencionada. Uma diferença de 2 °C entre T e $T_{\max}(\lambda(T))$ foi escolhida para calcular $T_{\max(t)}$ porque T já é incrementado de 1 °C no ciclo térmico discretizado. Esta diferença foi o suficiente para assegurar o critério de convergência.

A fase de resfriamento do ciclo térmico iniciou-se a partir da última temperatura atingida na etapa de aquecimento e os cálculos de Δt_1 e Δt_2 seguiram os mesmos critérios mencionados antes. No entanto, as temperaturas vão diminuir de 1 °C, uma em relação à outra. Finalmente, o valor Δt_{8-5} foi obtido a partir do ciclo térmico simulado final.

Para a proposta de simulação das isothermas da ZAC e dos ciclos térmicos, como pretendido, foram utilizados os valores das propriedades físicas de condutividade e capacidade térmicas dependentes da temperatura do aço AISI 1020 [18], de acordo com a Figura 4-11, pois as propriedades do aço API 5L X80 [17] encontradas na literatura, não atingem a temperatura de fusão do aço estudado, além da pouca quantidade de dados para compor as curvas das propriedades físicas em função da temperatura.

Figura 4-11 Condutividade e capacidade térmica dos aços AISI 1020 [18] e API 5L X80 [17] em função da temperatura.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização do metal de base

5.1.1 Composição química do aço estudado

A composição química do aço estudado foi obtida pelos ensaios de análise química por espectrometria de emissão ótica e por fusão, cujos resultados estão apresentados na Tabela 5-1.

Tabela 5-1. Composição química do aço API 5L X80 estudado.

%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	Ti
0,061	1,597	0,216	0,192	0,198	0,002	0,065	0,027	0,015
%N	%O	%Al	%P	%S	%B	Outros	CE _{IIW}	CE _{PCM}
0,005	0,004	0,049	0,005	0,003	0,0003	0,009	0,39	0,17

Pelo que define a norma API 5L [45], a composição química apresentada na Tabela 5-1 é típica de um aço API 5L X80. O valor do carbono equivalente pela fórmula do Pcm, indica boa soldabilidade para o aço estudado.

5.1.2 Caracterização microestrutural do metal de base

A Figura 5-1 apresenta a micrografia obtida por microscopia óptica (MO) do aço API 5L X80 estudado. Nela, observa-se certa orientação dos grãos ferríticos em relação à direção de laminação. As micrografias foram obtidas por ataque Nital 2%, após polimento final com abrasivo a base de diamantes de 1 µm de granulometria.

A Figura 5-2 também apresenta uma micrografia obtida por MO do metal de base, atacado com Nital 2%, com uma ampliação de 1000 vezes, pois os grãos ferríticos são muito refinados. Observa-se a presença grãos de ferrita (F) e agregados de ferrita e carbonetos (FC). Por sua vez, a micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), com uma ampliação de 2500x, apresenta além da ferrita e dos agregados de carboneto, uma fração volumétrica muito baixa da fase MA, conforme Figura 5-3.

Figura 5-1 - Microestrutura do aço API 5L X80, ampliação 1000x.

Figura 5-2 – MO do metal de base, aço API 5L X80 estudado. Ataque Nital 2%.

Figura 5-3. MEV do metal de base, aço API 5L X80 estudado. Ataque Nital 2%.

O cálculo do tamanho dos grãos de ferrita por meio de interceptos circulares [91,92] indicou uma microestrutura bastante refinada, cujos valores são $4,8 \pm 0,9 \mu\text{m}$, na vista lateral, ou seja, na direção de laminação da placa; $4,7 \pm 0,9 \mu\text{m}$ na vista frontal e $4,3 \pm 0,9 \mu\text{m}$ na vista superior. Para este cálculo foram utilizadas 20 medições com uma média de 19 interceptos por círculo. Estes resultados indicam mesmo tamanho de grão nas três direções. De uma maneira geral, os grãos α tendem a ser alongados em aço produzidos pela rota de fabricação TMCP. Entretanto, este efeito é reduzido em função das bandas de segregação que surgem em função da maior deformação do grão austenítico [41].

A Figura 5-4 apresenta micrografia do MB atacado pelo reagente Klemm com ampliação de 1000x, onde estão evidenciadas regiões com o microconstituente MA. Como já relatado, o metal de base apresenta fração volumétrica muito baixa deste microconstituente, de modo que não foi possível medir sua fração volumétrica por meio deste ensaio, em que foram avaliadas vinte micrografias para cada ampliação de 500x e de 1000x.

Figura 5-4 – Microconstituente MA do MB do aço API 5L X80 estudado

5.1.3 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas do aço API 5L X80 foram caracterizadas pelos ensaios de tração, microdureza e da tenacidade ao impacto Charpy-V. A Figura 5-5 apresenta um dos resultados do ensaio de tração do metal de base estudado.

Figura 5-5 – Ensaio de tração do MB do aço API 5L X80 estudado

Foram ensaiados três corpos de prova à temperatura ambiente e os resultados estão apresentados a seguir:

- $\sigma_{esc} = 541,0 \pm 4,0$ MPa.
- $\sigma_{rup.} = 651,7 \pm 5,0$ MPa.
- $\sigma_{esc.}/\sigma_{rup.} = 0,83 \pm 0,01$.

Pelos resultados apresentados, a tensão de escoamento ficou um pouco inferior ao valor declarado pela Norma API 5L [45], que é de 555 MPa, embora a relação elástica ($\sigma_{esc.}/\sigma_{rup.}$) tenha sido inferior a 0,93, como recomendado.

Os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy-V do MB tamanho padrão foram realizados nas temperaturas de 0 °C e -40 °C, nos sentidos longitudinal e transversal à direção de laminação. Os resultados estão apresentados na Tabela 5-2.

Tabela 5-2 - Resultado do impacto Charpy-V do MB do aço API 5L X80 estudado.

Temperatura (°C)	Sentido de usinagem dos corpos de prova	
	Longitudinal (J)	Transversal (J)
0	269,8	276,2
-40	201,5	243,4

As energias absorvidas nas temperatura de 0°C e -40 °C foram bem superiores ao mínimo requerido de 101 J para os corpos de prova longitudinais e de 68 J para aqueles transversais, segundo a norma API 5L [46].

Ainda foram realizados ensaios de microdureza cujo valor médio foi de 220 ± 5 HV^{0,5} e 212 ± 4 HV¹⁰. A norma API 5L recomenda uma dureza menor que 345 HV¹⁰.

5.1.4 Diagrama de fases teórico

A Figura 5-6 (a) apresenta o diagrama de fases teórico do aço estudado obtido através do software Thermocalc[®], em que as frações das fases aparecem em função da temperatura, enquanto a Figura 5-6 (a) (b) apresenta as fases que aparecem em função da temperatura para o conteúdo de carbono do aço estudado. Estes diagramas foram utilizados para identificar a temperatura *solidus* do aço API 5L X80, que neste caso foi de 1520 °C.

Figura 5-6 – Diagrama de fases teórico do MB do aço API 5L X80 estudado.

5.1.5 Ensaio de dilatometria e diagrama TRC

Os corpos de prova para o ensaio de dilatometria foram usinados na quantidade necessária para definir apenas as temperaturas de transformação de fase. Os valores encontrados estão apresentados na Tabela 5-3.e foram obtidos dos ensaios cujas taxas de resfriamento analisadas foram de 20°C/s, 10°C/s e 5°C/s. A Figura 5-7 apresenta algumas temperaturas de transformação obtidas durante a etapa de resfriamento à taxa de 10°C/s, em que se pode observar a transformação bainítica entre as temperaturas Ar_1 e Ar_3 .

Figura 5-7 – Temperaturas de transformação no resfriamento a 10°C/s do aço API 5L X80.

Tabela 5-3 - Temperaturas de transformação de fases do aço API 5L X80 estudado.

Temp. transformação	T (°C)
Ac ₃	903 ± 10
Ar ₃	706 ± 28
Ac ₁	713 ± 6
Ar ₁	543 ± 22
B _i	661 ± 16
B _f	647 ± 13

O diagrama TRC experimental, apresentado na Figura 5-8, foi obtido dos estudos realizados por Ramirez *et al.* [99] sobre um aço API 5L X80 cuja composição química (0,0679 %C, 1,83% Mn, 0,104% Nb+Ti+V, 0,193 %Si, 0,189 %Cr, 0,245 %Mo, 0,0243 %Al, 0,0030 %P) é parecida com a do aço estudado neste trabalho, como se pode comprovar pela composição química do metal de base apresentado na Tabela 5-1.

Figura 5-8 – Diagrama TRC do aço API 5L X80 estudado por Ramirez *et al.* [99] apresentando ferrita de Widmanstätten (α_w), ferrita bainítica (α_B), Bainita (B), ferrita quase poligonal (α_q), ferrita proeutetóide (α_p) e perlita (P).

O tamanho de grão austenítico no início do ensaio de Ramirez *et al.* [99] ficou em torno de $33 \pm 14 \mu\text{m}$, enquanto o do metal de base era de $5 \pm 1 \mu\text{m}$. O metal de base deste trabalho apresentou um tamanho de grão ferrítico bem parecido com o do MB estudado por Ramirez, enquanto o tamanho de grão da austenita anterior igual a $72,8 \pm 34,5 \mu\text{m}$. Ao considerar os desvios padrões apresentados, conclui-se há uma faixa de valores em que ambas as medidas são coincidentes. O valor da temperatura Ac₃ está em torno de 850 °C, enquanto a do metal de base deste trabalho foi de 903

$\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$; o valor da Ac_1 parece ter situado em torno de $720\text{ }^{\circ}\text{C}$, próximo da temperatura de $713 \pm 6\text{ }^{\circ}\text{C}$ do metal de base estudado. Por outro lado, as temperaturas início e fim de transformação das fases ferrítica, bainítica, perlítica e martensítica não ficaram bem delimitadas. Por estas razões, optou-se por realizar uma simulação do diagrama TRC do aço estudado para certificar se há variações consideráveis em relação ao diagrama anterior. O diagrama simulado baseou-se nos estudos desenvolvidos por Trzaska e Dobrzanski [73,77] para aços cujas composições químicas estão limitadas pelos intervalos definidos na Tabela 5-4.

Tabela 5-4 – Intervalo de fração de massa de elementos para os aços estudados por Trzaska e Dobrzanski [73,77]

	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Cu
Mín.	0,11	0,2	0,14	0	0	0	0	0
Máx.	0,77	1,53	1,37	1,54	1,72	0,72	0,31	0,26
%Mn + %Cr + %Ni + %Mo $\leq$ 5

Figura 5-9 - Diagrama TRC empírico do aço API 5L X80 estudado, baseado em Trzaska e Dobrzanski [73,77]

Pelos resultados apresentados a martensita inicia sua transformação em temperaturas inferiores a $451\text{ }^{\circ}\text{C}$. No diagrama da Figura 5-9 foram estabelecidos apenas os tempos de início das temperaturas de transformações. As equações encontradas não estabelecem os instantes em que as fases cessam suas

transformações. Entretanto, as taxas de resfriamentos apresentadas no diagrama em questão indicam que as transformações de interesse se encerram em menos 1000 s, a partir da temperatura de austenitização. As curvas apresentadas nos estudos de Trzaska e Dobrzanski [73,77] estendem-se até o intervalo de 10.000 segundos.

O diagrama TRC apresentado na Figura 5-9 apresentou bastante similaridade com o diagrama da Figura 5-8, em função das faixas de temperaturas em que ocorrem as transformações de fase. O diagrama simulado restringe as microestruturas em ferrita, bainita, perlita e martensita, enquanto o diagrama experimental apresenta outras microestruturas ferríticas.

Cabe lembrar que as equações que geraram o diagrama TRC da Figura 5-9 permitem alterar a temperatura de austenitização. Ou seja, o diagrama TRC é simulado em função do tamanho de grão da austenita anterior. Para o aço estudado, uma temperatura de austenitização próxima à temperatura de fusão desloca as curvas para a direita, devido ao crescimento de grão.

Como os metais de base estudados possuem composições químicas parecidas, assim como tamanhos de grãos ferríticos e foram submetidos a condições austenitizantes similares, pode-se dizer que ambos os diagramas avaliados podem ser utilizados para estudar as transformações fora do equilíbrio para o metal de base deste trabalho.

Por fim, ambos os diagramas apresentaram em estrutura a formação de bainita entre as taxas de resfriamento de 5°C/s e 10 °C/s. Sendo assim, pode-se presumir que houve formação de bainita na ZAC do passe de raiz de todas as juntas.

5.2 Composição química do metal de solda

Para a medição da composição química do metal de solda, foi realizada uma deposição de cordões de solda sobre chapa, considerando o gás de proteção 75Ar-25CO₂, que foi utilizado durante a soldagem. Para os consumíveis ER90S-G e E90C-K3 foi utilizada a norma AWS A5.28/ A5.28M:2005 [85] e para o consumível E111T1-K3M-JH4 a norma utilizada foi a AWS A5.29/A5.29M:2010 [84]. A altura média de todas as camadas depositadas foi de 12,5 mm, para os três consumíveis. Os resultados estão apresentados na Tabela 5-5.

Tabela 5-5. Composição química dos metais de adição utilizados na soldagem.

Consumível	Composição química do MS com gás de proteção 75Ar-25CO ₂											CE _{liv}	CE _{pcm}
	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%O		
ER90S-G	0,066	1,631	0,604	0,006	0,011	0,278	0,033	0,020	0,448	0,005	0,027	0,454	0,213
E90C-K3	0,051	1,313	0,260	0,016	0,005	0,035	0,042	1,630	0,371	0,011	0,036	0,463	0,181
E111T1-K3M-JH4	0,036	1,748	0,393	0,012	0,009	0,026	0,038	0,916	0,249	0,011	0,036	0,448	0,172

Todas composições químicas dos metais de solda apresentaram valores compatíveis com as classificações definidas em norma, mesmo considerando que houve a adição de carbono proveniente do CO₂ do gás de proteção.

5.3 Energia de soldagem das juntas soldadas

Como relatado no capítulo anterior, as curvas de potência variam de modo significativo os valores de tensão e de corrente por ciclo, como se pode observar nas curvas da Figura 5-10, que representam ciclos dos processos de soldagem MAG por curto circuito (STT®) e pulsado modificado (Rapid X®), cujos dados foram obtidos através do sistema de aquisição de dados SAP®.

Convencionalmente, o cálculo da energia de soldagem necessita dos valores de tensão (V), corrente (I), velocidade de soldagem (v) e eficiência do processo (η), conforme eq. (5.1). Entretanto, como os sistemas que regulam as transferências metálicas por curto circuito controlado e pulsada modificada mais atuais são sinérgicos, o soldador configura no equipamento de soldagem o programa da transferência metálica e a velocidade de alimentação do arame consumível. A partir destes parâmetros, o equipamento em questão configura os valores de tensão e corrente, de acordo com as especificidades da transferência metálica selecionada. Os dados relativos à soldagem podem ser coletados através do painel do equipamento de soldagem ou da gravação dos parâmetros de soldagem pelos recursos oferecidos pelo fabricante do equipamento. O Apêndice A apresenta os dados utilizados para o cálculo da energia de soldagem, assim como valores da energia de soldagem obtidos através de sistema proprietário e por meio de cálculo pelo software Origin 8®.

$$ES = \eta \frac{V * I}{v} \quad (5.1)$$

Figura 5-10 - Curvas de corrente e tensão dos processos de soldagem STT[®] (a) e Rapid X[®] (b).

Como foram coletados parâmetros de soldagem por um sistema de aquisição de dados mais preciso, foram avaliadas algumas metodologias para o cálculo da energia de soldagem. Para avaliar a eficácia das metodologias tradicionais de cálculo da energia de soldagem, foram estudados os métodos de cálculo da potência através do produto das médias da tensão e da corrente e através da potência instantânea. Estes foram comparados com a metodologia sugerida neste trabalho, baseada na integração da curva da potência, P_{ICP} . Neste último caso, os valores de Δt variaram para verificar como os resultados se comportam. Os resultados estão apresentados na Tabela 5-6.

Tabela 5-6. Valores de potência do arco elétrico calculadas por diversas metodologias.

Metodologia	Potência (kW)
Software Monitoring [®]	1,43
Média da tensão e da corrente	$1.67 \pm 0,52$
Média da potência instantânea	$1,88 \pm 2,58$
P_{ICP} ($\Delta t=0,008$ s)	$1,83 \pm 0,92$
P_{ICP} ($\Delta t=0,010$ s)	$1,84 \pm 0,76$
P_{ICP} ($\Delta t=0,016$ s)	$1,85 \pm 0,46$
P_{ICP} ($\Delta t=0,020$ s)	$1,86 \pm 0,36$

Como se pode constatar, o pior resultado é aquele apresentado pelo software Monitoring[®] que coleta os dados em intervalos de 0,1 s. Por outro lado, os métodos da potência instantânea e o da integração da curva de potência forneceram resultados

mais próximos uns dos outros, corroborando o que afirma a literatura sobre esse assunto [86–89].

A Figura 5-11 apresenta os resultados da potência em função do tempo, cujos dados foram obtidos pelo método da integração da curva de potência, durante a soldagem de um trecho do cordão do passe de raiz da junta J1. Esta metodologia será usada para calcular as energias de soldagem dos processos a curto circuito e arco pulsado, pois ela também suaviza o desvio padrão.

Figura 5-11 - Potência calculada pela metodologia da integração, processo STT.

A Tabela 5-7 apresenta os resultados de duas metodologias para o cálculo da energia de soldagem de todos os cordões do passe de raiz da junta J1. Uma delas baseia nos valores de True Energy® (kJ) que é fornecido pelo software Monitoring®. O segundo método baseia-se na integração da curva da potência, cujos valores estão apresentados na tabela como “ES calculada”. O erro avaliado na Tabela 5-7 tomou como referência os valores da ES calculada. Estes erros variaram bastante, ou seja, de 7% a 71%. Nos casos em que os erros foram muito grandes, a causa mais provável seria o reinício da medição da energia pelo equipamento de soldagem em função da extinção do arco e a sua reabertura. Os erros menores podem ser função do intervalo de tempo de leitura do True Energy® que é muito grande (0,1 s) se comparado ao do SAP (0,0002 s)

Tabela 5-7 – Energia de soldagem dos cordões da raiz da junta J1.

Cordão	Comp. (mm)	Δt (s)	Vel. Sold. (mm/s)	True Energy [®] (kJ)	ES True Energy (kJ/mm)	ES Calculada (kJ/mm)	Erro (%)
1	180	168	1,07	168,8	0,94	1,86	50,5
2	245	231	1,06	205,4	0,84	1,74	51,7
3	215	191	1,13	210,3	0,98	1,64	40,2
4	225	206	1,09	358,2	1,59	1,70	6,5
5	225	217	1,04	118,6	0,53	1,80	70,6
6	230	1'87	1,23	321,2	1,40	1,71	18,1
7	230	200	1,15	397,1	1,73	1,86	7,0
8	230	190	1,21	328,5	1,43	1,83	21,9

A Tabela 5-8 apresenta resumidamente os valores médios das energias de soldagem das raízes das demais juntas.

Tabela 5-8 – Energia de soldagem das raízes

Raiz	Processo	Consumível	E. S. (kJ/mm)
J1.1	STT	ER90S-G	1,71±0,09
J2.1	Rapid X	ER90S-G	2,32±0,84
J3.1	Rapid X	E90C-K3	2,86±0,54

Estes valores estão baseados na metodologia da integração da curva da potência. Deve-se observar um aumento na energia de soldagem, entre 35% e 67%, a partir da mudança do processo de soldagem para arco pulsado (Rapid X).

Tabela 5-9 - Energia de soldagem dos passes de enchimento e de acabamento

Passes	Junta 1	Junta 2	Junta 3
Ench. 1	1,88±0,48	1,57±0,10	1,94±0,93
Ench. 2	1,83±0,17	1,90±0,11	1,86±0,09
Acab.	3,82±0,31	3,68±0,31	3,76±0,48

A Tabela 5-9 apresenta os valores de energia de soldagem para os passes de enchimento e de acabamento de todas as juntas. Os passes de acabamento foram realizados com uma energia maior que a dos passes de enchimento, a fim de se executar apenas um cordão por camada nesta etapa final da soldagem.

O cálculo correto da potência fornecida pelo equipamento de aquisição de dados e, conseqüentemente, da energia de soldagem permite fazer uma avaliação mais precisa do fluxo de calor na junta, assim como delimitar com mais precisão a

extensão da zona afetada pelo calor e simulação de ciclos térmicos. A título de exemplo, foram avaliadas duas metodologias para o cálculo de isothermas da ZAC. Uma metodologia utilizou o cálculo da potência média (Pmed), obtida a partir dos valores médios de tensão e corrente. A segunda metodologia baseou-se na integração da curva de potência (ICP). Para a simulação foi utilizado o modelo de fontes distribuídas com as propriedades físicas variando com a temperatura. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-12 para as isothermas de 1520 °C e 713 °C, que foram sobrepostas à respectiva macrografia do passe de raiz da junta J1. Como se pode observar, a isoterma de 1520 °C simulada pela metodologia do Pmed localizou-se toda dentro da zona fundida, enquanto a isoterma de 713 °C simulada pela mesma metodologia localizou-se dentro da região da ZAC-RG.

Figura 5-12 – Isothermas da ZAC simuladas através do MFD e dos valores de Potência média (Pmed) e da integração da curva de potência (ICP).

A Tabela 5-10 apresenta o erro obtido ao avaliar a posição das isothermas da temperatura de fusão e da A_{c1} (713 °C) em relação aos contornos revelados na macrografia, para algumas posições acima da face inferior da chapa do tubo. Como se pode constatar, o critério da potência média promoveu os maiores erros. Os valores negativos dos erros significam que a isoterma em estudo está à esquerda do contorno revelado pela macrografia. Os resultados da tabela comprovam que a escolha correta do método de cálculo da energia de soldagem é fundamental para o estudo de transferência de calor e a avaliação de propriedades mecânicas.

Tabela 5-10 - Erro relativo das posições das isothermas de 1520 °C e 713 °C calculado por meio da potência média (Pmed) e por meio da integração da curva da potência (ICP); seção J1.1 (em %).

Posição (mm)	1520 °C		713 °C	
	Pmed	ICP	Pmed	ICP
1,5	-21,0	2,9	-20,2	3,7
3,0	-22,5	2,2	-20,9	3,4
4,5	-32,9	3,1	-16,0	5,2

5.4 Validação do método das fontes distribuídas na soldagem multipasse

Por questões de simplicidade, as simulações de soldagem através das soluções analíticas de Rosenthal [11–14,48] trabalham com as propriedades físicas de condutividade e difusividade térmicas independentes da temperatura. Contudo, estas propriedades nos metais variam com a temperatura, como já foi mostrado na Figura 4-11.

Sendo assim, um estudo comparativo será realizado para avaliar os modelos da chapa intermediária (MCI) e o das fontes distribuídas (MFD), ambos considerando as propriedades independentes e dependentes da temperatura. Para tal, todas as simulações foram realizadas com os mesmos parâmetros de soldagem. Ou seja, a potência da fonte de calor puntiforme foi a mesma do somatório de todas as potências das fontes distribuídas, num total de 2376 W. A velocidade de soldagem foi de 1,05 mm/s. Deste modo, a energia de soldagem (ES) foi 2,26 kJ/mm. Neste caso, esta ES significa a quantidade de energia que a poça de fusão transferiu para o volume da chapa. Ao considerar propriedades físicas independentes da temperatura, seus valores foram selecionados à temperatura de 25 °C e considerados fixos. Deste modo, a condutividade térmica λ foi igual 0.052 W/mm°C e a difusividade térmica α igual a 14,208 mm²/s.

O código computacional desenvolvido no Software Wolfram Mathematica® utilizou o recurso denominado zero de função, pois as equações utilizadas para calcular as isothermas, quer seja no modelo da chapa intermediária, quer seja no MFD, são transcendentais.

A Figura 5-13 é o resultado da simulação através da chapa intermediária ao considerar as propriedades físicas constantes. É também uma sobreposição das

isotermas simuladas sobre a macrografia da seção J1.4, que contém todos os passes de soldagem. Esta seção foi escolhida pois nela estão instalados os termopares, conforme apresentado na Figura 4-4. Portanto, é a seção mais adequada para comparar os ciclos térmicos simulados com os experimentais.

Todas as próximas simulações de isotermas serão apresentadas sobre suas respectivas macrografias, em função de seu aspecto visual que permite comparar qualitativamente duas imagens: uma experimental e outra simulada. As coordenadas, tanto das isotermas, quanto das marcas na macrografia são reais.

A Figura 5-13 apresenta os contornos do chanfro original, a linha de centro da soldagem, a fonte puntiforme em branco sobre a linha de centro, na face inferior da chapa. Estão destacadas as isotermas das temperaturas de 1520 °C, 1200°C, as temperaturas A_{c3} (903 °C) e A_{c1} (713 °C).

Figura 5-13 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do modelo da chapa intermediária, com as propriedades físicas constantes.

Como se pode observar, todas as isotermas não se ajustaram às marcas na macrografia. Apenas o extremo direito inferior da isoterma de 1520 °C aproximou-se do contorno da zona fundida do passe de raiz.

A Figura 5-14 apresenta o resultado da simulação das isothermas através do MFD, considerando os mesmos parâmetros de soldagem e propriedades físicas do caso anterior. Nesta simulação foram utilizadas 19 fontes puntiformes distribuídas no interior da zona fundida, na região do passe de raiz. Deve-se observar que a isoterma da temperatura de fusão ajustou-se melhor ao contorno da zona fundida no passe de raiz, pois a propriedades física da condutividade térmica a 25 °C aproxima-se de seu valor a 1520 °C, embora o mesmo não aconteça com a difusividade térmica, conforme se pode constatar através da Figura 4-11. As demais isothermas continuam com suas posições desajustadas em relação aos respectivos contornos revelados na macrografia.

Figura 5-14 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do modelo das fontes distribuídas, com as propriedades físicas constantes.

Para avaliar a eficácia das duas metodologias, foram medidas as coordenadas das isothermas de 1520 °C e 903 °C, pois têm os contornos mais bem definidos na macrografia. Estas medidas foram realizadas a 1,5 mm, a 3,0 mm e a 4,5 mm acima da face inferior direita dos corpos de prova. O resultado desta avaliação está apresentado na Tabela 5-10. Quando o erro se torna negativo, é porque a isoterma simulada está à esquerda do contorno revelado na macrografia.

Tabela 5-11 - Erro relativo entre as isothermas dos MCI e MFD em relação a posições de referência dentro da ZAC, com as propriedades físicas constantes.

Posição	MCI		MFD	
	1520 °C	903 °C	1520 °C	903 °C
1	12,4%	19,1%	9,2%	20,7%
2	-18,3%	18,7%	2,1%	22,3%
3	-48,8%	19,8%	1,5%	27,0%

As próximas simulações consideraram que as propriedades variaram com a temperatura. Desta forma, a Figura 5-15 apresenta o resultado da simulação das isothermas através do MCI, onde se observa um melhor ajuste das isotherma, com exceção daquela relativa à temperatura de fusão. A Figura 5-16, por sua vez, apresenta os resultados da simulação, como proposto neste trabalho.

Figura 5-15 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do MCI, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.

Para se obterem os resultados apresentados na Figura 5-16, a distribuição de potência e de posição das fontes puntiformes foi ajustada para simular o contorno da zona fundida. Esta distribuição de potência ajustada das fontes puntiformes é que proporcionará o fluxo de calor no interior da chapa. Desta forma, uma vez que ela é alcançada dentro de um erro aceitável, que neste caso foi considerado menor que 5%,

esta configuração das fontes será mantida para que sejam simuladas as demais isotermas. Ou seja, a distribuição de potências é a mesma sempre, porém variam os valores das propriedades físicas em função da temperatura analisada. Para a simulação apresentada na Figura 5-16 foram utilizadas 19 fontes puntiformes reais, cada uma contendo 8 fontes imaginárias, embora a literatura recomende um mínimo de 5 fontes imaginárias [13,61].

Figura 5-16 – Macrografia e vista frontal da simulação do passe de raiz através do MFD, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.

Para avaliar a eficácia das duas metodologias estudadas, foi utilizado o mesmo critério anterior de definir as coordenadas das temperaturas de 1520 °C e 903 °C em posições a 1,5 mm, a 3,0 mm e a 4,5 mm acima da face inferior do corpo de prova, do lado direito da linha centro. O resultado da comparação entre os modelos estudados está apresentado na Tabela 5-12. Percebe-se claramente que o erro se reduz em relação aos dois casos anteriores, ao considerar as propriedades físicas dependentes da temperatura, para ambos os modelos. Contudo, o modelo das fontes distribuídas como proposto, apresentou, de modo geral, os melhores resultados

Tabela 5-12 - Erro relativo entre as isotermas dos MCI e MFD em relação a posições de referência dentro da ZAC, com as propriedades físicas dependentes da temperatura.

Posição	MCI		MFD	
	1520 °C	903 °C	1520 °C	903 °C
1	6,9%	3,4%	-1,1%	-1,9%
2	-24,9%	1,4%	-2,3%	-0,9%
3	-60,0%	-0,8%	-2,3%	1,6%

Para avaliar os ciclos térmicos, foram consideradas também as mesmas configurações dos casos anteriores. Para os casos em que as propriedades foram consideradas dependentes da temperatura, utilizou-se a discretização temporal proposta no Item 4.8, tanto para o modelo da chapa intermediária quanto para o modelo das fontes distribuídas. A Figura 5-17 apresenta o resultado dos ciclos térmicos simulados pelas quatro metodologias propostas anteriormente, onde a legenda $\lambda(T)$ representa os ciclos térmicos cujas propriedades físicas dependem da temperatura. Por outro lado, a legenda $\lambda(25\text{ °C})$ representa os ciclos térmicos cujas propriedades foram avaliadas a 25 °C e consideradas constantes.

Figura 5-17 – Ciclos térmicos experimental e simulados considerando todos os critérios.

A Tabela 5-13 apresenta uma avaliação dos ciclos térmicos simulados em relação ao ciclo térmicos experimental. A posição em que houve as simulações é a mesma onde foi instalado o termopar da junta J1 que atingiu temperatura acima de 800 °C, ou seja, a 7,15 mm à direita da linha de centro da solda, na face interna do tubo. Deve-se constatar que as simulações considerando as propriedades

dependentes da temperatura apresentaram os melhores resultados, como no critério das isotermas. A simulação através do MFD com $\lambda(T)$ apresentou melhor resultado em relação à temperatura máxima registrada pelo termopar em comparação aos demais critérios, cujo erro foi inferior a 1%. Em relação a Δt_{8-5} , o erro apresentado pelo MFD com $\lambda(T)$ foi de 8,47%, ligeiramente superior àquele apresentado pelo MCI com $\lambda(T)$.

Tabela 5-13 - Avaliação dos ciclos térmicos baseados nos critérios $T_{\max}$ e Δt_{8-5} .

Ciclo térmico experimental:		$T_{\max} = 1004,34\text{ }^{\circ}\text{C}$		$\Delta t_{8-5} = 47,98\text{ (s)}$				
		Simulação MCI		Simulação MFD				
Prop. físicas	$T_{\max}$ ($^{\circ}\text{C}$)	ΔT error (%)	Δt_{8-5} (s)	Δt_{8-5} error (%)	$T_{\max}$ ($^{\circ}\text{C}$)	ΔT error (%)	Δt_{8-5} (s)	Δt_{8-5} error (%)
$\lambda(T)$	1108,6	10,38	50,82	5,92	994,6	-0,97	52,04	8,47
$\lambda(25^{\circ}\text{C})$	1168,2	16,31	62,43	30,12	1103,5	9,88	63,18	31,68

Deve-se ressaltar a presença de oscilações da temperatura na etapa de aquecimento do ciclo térmico experimental. Este fenômeno também foi evidenciado na pesquisa de Santos [100], cujas curvas de tensão e corrente da transferência metálica estudada tinham períodos de 0,9 s. Ao tomar como referência o período de 0,01s da curva SST[®] da Figura 5-10 (a), conclui-se que um pulso de energia da transferência por ele avaliada equivale a 90 pulsos da transferência metálica ora estudada. Portanto, a causa mais provável daquelas oscilações do ciclo térmico experimental seja consequência do efeito de tecimento realizado pelo soldador durante a soldagem manual. O tecimento também pode ser uma das causas que justificam o formato da poça de fusão que é diferente daquele apresentado pelas soluções analíticas, cujo perfil, no plano y-z, é uma semicircunferência [11,12].

Deve-se lembrar que os modelos analíticos apresentados nesta pesquisa levam em consideração que a pistola de soldagem se movimenta em linha reta [11–13], enquanto que nesta pesquisa a soldagem foi realizada com tecimento. Por esta razão, o método das fontes distribuídas, entre as soluções analíticas, é o mais adequado para simular a convecção dentro da poça de fusão.

Como já declarado, o ciclo térmico simulado discretizado é obtido pela contribuição de vários de ciclos térmicos analíticos, onde cada um contribui com um valor de $\Delta t_{\text{médio}}$, na variação de 1 $^{\circ}\text{C}$ na temperatura. A Figura 5-18, deixa evidente que o ciclo térmico simulado discretizado é o que melhor simula o ciclo térmico experimental. Nesta figura são apresentados ciclos térmicos analíticos para quarenta

valores das propriedades físicas, que foram avaliadas entre 25 °C e 1004 °C. Ou seja, para cada valor das propriedades físicas foi gerado um ciclo térmico analítico.

Figura 5-18. Ciclos térmicos com propriedades constantes, ciclo térmico médio discretizado e ciclo térmico experimental.

Um terceiro critério de validação do MFD a ser considerado é a variação dos valores de Δt_{8-5} em função da temperatura ao longo da largura da ZAC. Sendo assim, os valores de Δt_{8-5} foram simulados ao longo de uma linha no interior da ZAC a uma altura z igual a 1,2 mm acima da face inferior, no lado direito do chanfro. Foram definidas posições ao longo da linha em questão e ciclos térmicos foram simulados, dos quais foram extraídos valores de temperatura máxima e de Δt_{8-5} . Na vizinhança da zona de fusão, na posição cuja temperatura máxima simulada foi de 1489 °C, o valor simulado de Δt_{8-5} foi de 49,5 s. No outro extremo da ZAC, no lado das temperaturas inferiores, na posição cuja temperatura máxima simulada foi de 814 °C, o valor simulado de Δt_{8-5} foi de 54,6 s. Isto é, uma variação de apenas 10,3% nos valores de Δt_{8-5} , comparado ao seu valor mínimo, enquanto nas temperaturas máximas simuladas a variação foi 83%, em relação à menor temperatura, em toda a largura da ZAC. Os resultados destas simulações estão apresentados na Figura 5-19, que plota a variação de Δt_{8-5} em função da temperatura.

Esta variação é típica de valores encontrados em soluções analíticas [12,13,48,56]. Na linha de centro, na superfície superior da chapa e atrás da poça de fusão, o valor de Δt_{8-5} é mínimo e constante, pois as coordenadas y e z são nulas [12,48,56,57], porém, quando estas coordenadas estão dentro da ZAC, a variação de

Δt_{8-5} é muito pequena, ou seja, entre 5% e 10% [12,48,56,57]. Poorhaydari *et al.*[57] até consideram Δt_{8-5} como uma constante. Portanto, um valor de Δt_{8-5} medido por um termopar pode ser usado como se fosse o mesmo em toda a extensão da ZAC, pois o erro oriundo desta suposição não é maior que 10% [56], desde que a temperatura atingida nele seja superior a 800 °C. Por fim, esta declaração também reforça que o erro encontrado de 8,47% entre os valores simulado e experimental de Δt_{8-5} é aceitável.

Figura 5-19. Variação de Δt_{8-5} em função das temperaturas máximas alcançadas ao longo da largura da ZAC.

Baseado nos critérios acima avaliados (isotermas e ciclos térmicos), o modelo das fontes distribuídas, como proposto, está validado para simular a soldagem do aço API 5L X80. Ainda mais, como é possível deslocar as fontes puntiformes para o interior da chapa por esta metodologia, então é possível não somente simular os gradientes térmicos em soldagens multipasses como também simular ciclos térmicos no interior da zona afetada pelo calor, sem a necessidade de se perfurarem os corpos de prova para instalação de termopares no interior da chapa. Isto é especialmente vantajoso, pois como os termopares fixos numa das faces da chapa medem temperaturas máximas cada vez menores, à medida que a fonte de calor se afasta, não se tem ideia de como os valores de Δt_{8-5} variam nas zonas afetadas pelo calor adjacentes ao passe de soldagem em execução. Outra vantagem da simulação de ciclos térmicos no interior da chapa é que não se altera o fluxo de calor na região de interesse pela retirada de massa para instalação de termopares.

5.5 Avaliação da junta soldada J1

5.5.1 Avaliação macrográfica da junta soldada J1

A Figura 5-20 apresenta as macrografias da junta J1 em que se observa ausência de descontinuidades, desde o passe de raiz até o passe de acabamento. A exceção encontra-se ao final do passe de raiz, na Figura 5-20 (d) em que houve um excesso de penetração. Isto ocorreu porque o soldador foi orientado a não interromper o cordão de solda nesta região, pois nela foram instalados os termopares. Um maior cuidado na soldagem desta região propiciou uma maior energia de soldagem, e, conseqüentemente, maior penetração. O excesso em questão também não foi extraído, a fim de evitar alteração nas propriedades mecânicas da zona fundida na porção inferior do cordão de solda, assim como para evitar o risco de arrancamento dos termopares.

Figura 5-20. Macrografias dos passes de soldagem da junta J1.

Os corpos de prova utilizados nas macrografias desta junta e das demais foram polidos com abrasivos de até 1 micrometro de granulometria. O reagente utilizado foi Nital 2%. Deve-se observar que a Figura 5-20 (a) apresenta todas as regiões da ZAC, ou seja, a ZAC de grão grosso (ZAC-GG), a ZAC de refino de grão (ZAC-RG) e a ZAC intercrítica (ZAC-IC). Esta última apresenta-se suavemente destacada externamente à ZAC-RG, porém, não aparece nas demais seções da junta J1.

A Figura 5-21 apresenta as diluições do metal de solda no metal de base, de modo a atestar a ausência de descontinuidades da junta J1 em todos os passes de soldagem. Ou seja, a reconstituição do chanfro evidenciou a penetração total do MS no MB e, portanto, não houve falta de fusão na junta em questão.

Figura 5-21. Diluição das seções da junta J1.

A ZAC do lado direito (sem bisel) do passe de raiz, Figura 5-21 (a), apresentou maior diluição em relação à ZAC do lado esquerdo, conforme Tabela 5-14, pois o fluxo de calor foi mais intenso naquele lado em função de maior quantidade de massa. Por outro lado, a ZAC do lado esquerdo apresentou maiores extensões, em função da

menor quantidade de massa, devido à presença do chanfro. Porém, em média os valores foram próximos para as quatro seções da junta.

Foi adotada uma mesma abertura de raiz (5,1 mm) para todas as seções apresentadas na Figura 5-21, pois este foi o valor medido na seção onde foram instalados os termopares, Figura 5-21 (d). Esta diferença, em relação àquela apresentada na Figura 4-2 se deve à usinagem manual do chanfro. Consequentemente, a face da raiz também variou sua altura. Sendo assim, a delimitação do chanfro nas seções da junta soldada J1, principalmente naquelas em que ele foi totalmente fundido, Figura 5-21 (c) e Figura 5-21 (d), tem por finalidade evidenciar a penetração total do passe e criar um sistema de referência para simular o fluxo de calor.

Tabela 5-14. Diluição acumulada nas seções da junta J1.

Seção	Diluição acumulada (%)		Média (%)
	Lado esquerdo	Lado direito	
J1.1	11,7	15,1	13,4
J1.2	17,0	8,5	12,8
J1.3	12,4	9,7	11,1
J1.4	11,4	8,7	10,1

5.5.2 Passe de raiz

5.5.2.1 Ciclos térmicos experimentais do passe de raiz

A Figura 5-22 apresenta os ciclos térmicos de cinco termopares instalados na junta J1. A legenda da figura identifica os termopares e suas respectivas posições em relação à face da raiz, pois esta era a referência que se tinha no momento da instalação. O termopar T4 fundiu-se ao atingir temperatura superior à sua temperatura de fusão. Por esta razão, seu ciclo térmico foi suprimido. Os termopares T1, T2 e T3 foram instalados em uma mesma linha transversal ao cordão de solda, enquanto os demais foram instalados em outra linha paralela, à distância de 7 mm da primeira fila.

O termopar T5 atingiu temperatura máxima de 1000,9 °C, cujo Δt_{8-5} foi igual a 48,0 s e taxa de resfriamento de 6,3 °C/s, no mesmo intervalo de temperatura. O termopar T1 atingiu 926,9 °C, e um Δt_{8-5} igual a 46,1 s, e, consequentemente, uma taxa de resfriamento de 6,5 °C/s, no mesmo intervalo de temperatura. Deve-se observar um comportamento cíclico da temperatura na etapa de aquecimento entre

os termopares T1, T2, T3 e T5. Possivelmente, isto ocorreu em função da oscilação da pistola de soldagem. O termopar T6, por ter sido instalado mais distante que os demais, não registrou este comportamento. É provável também que a segunda fileira tenha recebido uma intensidade maior de energia ou uma aproximação maior da fonte de calor, pois o termopar T4 fundiu-se e o termopar T5 atingiu uma temperatura máxima maior que a do termopar T1, embora estivesse mais afastado da face da raiz.

Figura 5-22 - Ciclo térmico da soldagem do passe de raiz da junta 1

Em função das temperaturas máximas registradas pelos termopares T1 e T5, conclui-se que ambos se situaram dentro da região da ZAC-RG do passe de raiz, pois suas temperaturas máximas foram superiores à temperatura da A_{c3} , segundo a Tabela 5-3.

A Figura 5-16, utilizada para validação do modelo de fontes distribuídas, nos moldes deste trabalho, também representa o plano em que foi instalada a fileira em que se encontra o termopar T5.

5.5.2.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz

A Figura 5-23 apresenta micrografia ZAC-GG em que se observa estrutura tipicamente de ferrita com segunda fase bainítica (FSB). Esta microestrutura é compatível com os resultados apresentados pelo diagrama TRC, conforme a Figura 5-8 e a Figura 5-9, pois esta região atingiu taxas de resfriamento em torno de $6,3\text{ °C/s}$, entre 800 °C e 500 °C . O tamanho de grão da austenita anterior foi de $72,8 \pm 34,5\text{ }\mu\text{m}$.

Figura 5-23. Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita com segunda fase bainítica (FSB) e ferrita de contorno de grão (FG); ataque Nital 2%.

A ZAC-GG apresentou ainda presença de M-A em uma fração volumétrica de $0,09 \pm 0,04\%$, com partículas muito pequenas e bem distribuídas na matriz ferrítica. O microconstituente M-A pode ser observado na Figura 5-24, cujo corpo de prova foi atacado pelo reagente Klemm 1, e está caracterizado pontos na cor branca.

Figura 5-24 - Microconstituente M-A na ZAC-GG, passe de raiz da junta J1; ataque Klemm 1.

A Figura 5-25 apresenta micrografia da ZAC-RG da raiz da junta J1, em que se

pode observar uma microestrutura bem refinada cujo tamanho de grão foi igual $2,9 \pm 0,9 \mu\text{m}$, composta de ferrita, carbonetos e agregados de ferrita carbonetos (FC). Na figura, os agregados de ferrita e carbonetos são as regiões mais escuras.

Figura 5-25. Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita e agregados de ferrita carbonetos (FC); ataque Nital 2.

O ataque com reagente Klemm na ZAC-RG revelou o microconstituente M-A, conforme a figura 5-26, em que as partículas são bem pequenas e bem distribuídas como na ZAC-GG, porém, com fração volumétrica superior e igual a $2,28 \pm 0,30\%$.

Figura 5-26 - Microconstituente M-A, ZAC-RG do passe de raiz, junta J1; Klemm 1.

A Figura 5-27 apresenta micrografia da ZAC-IC, em que se pode observar a presença de ferrita e agregados ferrita carbonetos (FC) entre os de grãos de ferrita. O tamanho de grão ferrítico foi igual a $3,5\pm0,9\ \mu\text{m}$.

Figura 5-27. Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J1 contendo ferrita poligonal (FP) e agregados de ferrita carbonetos (FC); ataque Nital 2%.

Nesta região da zona afetada pelo calor, a transformação parcial da ferrita em austenita permite ainda observar certo alongamento dos grãos ferríticos em função da laminação sofrida pela chapa durante seu processamento. Por esta razão, a microestrutura desta região é a que mais se assemelha à do metal de base, entretanto, seu tamanho de grão ferrítico é menor. Esta transformação parcial de γ favorece também a formação de M-A durante o resfriamento, cuja distribuição está apresentada na Figura 5-28. A Tabela 5-15 apresenta a variação da fração volumétrica de M-A na ZAC do passe de raiz da junta J1. A fração de M-A não será avaliada na ZAC-IC das demais seções desta junta, nem nas próximas juntas soldadas. A intenção desta avaliação foi de apresentar a formação do M-A quando ocorre aquecimento intercrítico da ZAC, como será visto no próximo tópico.

Tabela 5-15. Fração volumétrica de M-A na ZAC do passe de raiz da junta J1.

	ZAC-GG	ZAC-RG	ZAC-IC
Fração volumétrica (%)	$0,09\pm0,04$	$2,28\pm0,30$	$2,49\pm0,55$

Figura 5-28 - Microconstituente M-A na ZAC-IC do passe de raiz da junta J1; ataque Klemm 1.

5.5.2.3 Mapeamento de microdureza do primeiro passe de raiz

A Figura 5-29 apresenta o mapeamento de microdureza Vickers com carga de 500 g ($HV^{0,5}$) e espaçamento de 0,3 mm entre impressões do passe de raiz. Nesta figura é possível observar uma redução da microdureza desde o metal de solda até o metal de base. Entretanto, entre as regiões da ZAC-RG e da ZAC-IC, a microdureza torna-se menor que a do metal de base. Este comportamento pode ser explicado pela perda dos efeitos da laminação termomecânica, como por exemplo, a perda do efeito de endurecimento por encruamento, embora se tenha constatado uma maior concentração de M-A nestas regiões, que é um microconstituente muito duro. A ZAC-IC ainda mantém um pouco deste efeito, pois a transformação α/γ foi parcial. Outro fenômeno que pode auxiliar na queda de dureza é o coalescimento de carbonetos durante o reaquecimento, dependendo da temperatura atingida e o tempo na temperatura.

A microdureza é maior no metal de solda, pois ele sofreu as maiores taxas de resfriamento, além de possuir composição química diferente do metal base, conforme apresentado na Tabela 5-5, inclusive apresentando CE_{iiv} e CE_{Pcm} maiores que do metal base. Particularmente, há duas regiões no MS que se destacam pela sua maior microdureza: as porções inferior e superior do cordão. Ambas trocam energia na forma

de calor tanto por condução com a ZAC quanto por convecção e radiação com o meio ambiente.

Figura 5-29. Mapeamento de microdureza do passe de raiz, HV^{0,5} da junta J1.

A transição dos valores de microdureza de uma região da ZAC para outra é gradual e, portanto, difícil de delimitar pelo mapeamento da Figura 5-29. Desta forma, a simulação das isotermas com as propriedades físicas dependentes da temperatura, utilizando 19 fontes puntiformes, permitiu delimitar estas regiões, como se pode notar na Figura 5-30.

Figura 5-30. Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz da junta J1.

Para a simulação do passe de raiz, 19 fontes foram utilizadas e totalizaram uma potência de 2214 W, para uma velocidade de soldagem de 1,12 mm/s. A energia de

soldagem foi 1,98 kJ/mm, superior 6,4% em relação ao valor médio apresentado na Tabela 5-7, pois os dados foram tomados do primeiro trecho de cordão de solda do passe de raiz.

Ao projetar os campos de temperatura simulados da Figura 5-30 sobre o mapa de impressões de microdureza, como se pode observar na Figura 5-31, é possível definir as coordenadas dos pontos de impressão que se situaram em cada região da ZAC. Estes pontos estão destacados no formato de pequenos losangos brancos.

Figura 5-31. Campo de temperaturas sobre o mapa de impressões do passe de raiz.

Desta forma, os valores de microdureza por região da ZAC estão apresentados na Tabela 5-16. O maior resultado, que é apresentado na ZAC-GG, é estatisticamente igual à dureza do metal de base (MB) que é de 220 ± 5 HV^{0,5}.

Tabela 5-16. Microdureza média por região da ZAC do passe de raiz.

Região da ZAC	Microdureza (HV ^{0,5})	Tamanho de grão (μm)
MB	220 ± 5	$4,7 \pm 0,1$
ZAC-IC	212 ± 7	$3,5 \pm 0,9$
ZAC-RG	205 ± 10	$2,9 \pm 0,9$
ZAC-GG	210 ± 5	$72,8 \pm 34,5$

Ao se comparar os valores de dureza da ZAC-IC, ZAC-RG e MB com os tamanhos de grão, nota-se que, nas duas regiões que foram aquecidas durante a soldagem, deve ter sido reduzido o efeito de algum mecanismo de endurecimento do metal de base, como o endurecimento por encruamento, por exemplo.

Da mesma maneira, ao se comparar as durezas do MB e da ZAC-GG, com os

respectivos tamanhos de grão, percebe-se que existem mecanismos de endurecimento diferentes preponderando em ambas as regiões. Na ZAC-GG o endurecimento por transformação de fase predomina sobre o endurecimento por refino de grão.

5.5.3 Primeiro passe de enchimento

5.5.3.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do primeiro passe de enchimento

Os ciclos térmicos apresentados pelos termopares T1 e T5 no primeiro passe de enchimento ficaram muito parecidos, como se pode constatar na Figura 5-32, embora ambos estejam em diferentes posições em relação à face da raiz. Como a fonte de calor está mais deslocada da face inferior do tubo, os valores das distâncias entre ela e os termopares são próximos. Por esta razão, a semelhança entre os ciclos térmicos apresentados pelos termopares T1 e T5. Este comportamento ficará mais evidentes nos ciclos térmicos dos passes de soldagem subsequentes. Os termopares T1 e T5 registraram temperaturas máximas de 658 °C e 670 °C, respectivamente. Diante disto, pode-se supor que a região da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz tenha sido aquecida a uma faixa de temperatura acima da Ac_1 . Somente uma análise mais detalhada do campo de temperaturas demonstrará como esta região foi afetada pela execução do primeiro passe de enchimento.

Figura 5-32 - Ciclo térmico de soldagem do primeiro passe de enchimento da junta 1.

Para este fim, foi simulado o primeiro passe de enchimento, em que as fontes puntiformes foram distribuídas conforme apresentado na Figura 5-33. O somatório das potências das 27 fontes utilizadas foi de 3983 W. A velocidade de soldagem foi de 1,7 mm/s, cuja, a energia de soldagem foi de 2,34 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-34, em que se pode confirmar a declaração anterior, a respeito do aquecimento da ZAC-GG acima da temperatura A_{c1} .

Figura 5-33. Fontes distribuídas para simular primeiro passe de enchimento.

Figura 5-34. Isotermas da ZAC do primeiro passe de enchimento com indicação da IC-ZAC-GG.

Uma extensão da ZAC-GG do passe de raiz em forma aproximada de triângulo com uma base de 1,3 mm para uma altura de 3,7 mm foi aquecida intercriticamente, sendo então denominada como IC-ZAC-GG. Esta é uma das condições impostas para

formação da zona frágil localizada (ZFL), como já exposto no item 2.3.2 da revisão bibliográfica. Contudo, é preciso averiguar a microestrutura resultante deste aquecimento intercrítico, sua fração de M-A, ensaio de microdureza e tenacidade ao impacto para averiguar, se de fato, esta região foi fragilizada.

5.5.3.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o primeiro passe de enchimento.

O reaquecimento da ZAC pode alterar significativamente sua microestrutura, dependendo das temperaturas máximas, taxas de resfriamento e gradientes térmicos atingidos. Este foi o caso da então IC-ZAC-GG adjacente ao passe de raiz: a microestrutura desta região que era composta de FSB e M-A, transformou-se para ferrítica com FC e M-A, conforme Figura 5-35. Houve refino de grão com esta transformação de fase, cujo tamanho de grão passou para $6,17 \pm 1,53 \mu\text{m}$.

Figura 5-35. Microestrutura transformada da ZAC-GG em IC-ZAC-GG, adjacente ao passe de raiz, em função do passe de enchimento 1; ataque Nital 2%.

A fração volumétrica de M-A aumentou de $0,09\% \pm 0,04\%$ para $0,35\% \pm 0,10\%$. A ferrita apresentou um tamanho de grão bem menor, se comparado ao tamanho de grão da austenita anterior nesta mesma região, quando do passe de raiz. Neste e nos próximos tópicos, não serão apresentadas micrografias relativas ao ataque Klemm que revela o microconstituente M-A, porque o que mais interessa é a sua variação de

fração volumétrica, dado que a morfologia deste microconstituente não se altera significativamente. Também não serão calculadas as frações de M-A nas ZACs intercríticas das demais seções desta junta soldada, nem das outras juntas, em vista da dificuldade em localizar esta região da ZAC através do ataque Klemm 1.

A Figura 5-36 apresenta a microestrutura presente na ZAC-RG adjacente ao passe de raiz aquecida subcriticamente. Portanto, ela será denominada SC-ZAC-RG. Seu tamanho de grão apresentou similaridade com o tamanho de grão da ZAC-RG, do passe de raiz. Sua microestrutura também foi mantida a mesma, composta de ferrita, carbonetos e agregados de ferrita carbonetos (FC), conforme Figura 5-25. A fração volumétrica de M-A desta região reduziu-se para $0,90 \pm 0,27\%$.

Figura 5-36. Microestrutura da ZAC-RG transformada em SC-ZAC-RG, após passe de enchimento 1, adjacente ao passe de raiz; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

A Figura 5-37 apresenta microestrutura da ZAC-IC também aquecida subcriticamente pela execução do primeiro passe de enchimento, tornando-se então SC-ZAC-IC. A configuração desta microestrutura é bem semelhante à da ZAC-IC do passe de raiz, pois apresenta ferrita e agregados ferrita-carbonetos e similaridade no tamanho de grão.

Figura 5-37. Microestrutura transformada da ZAC-IC adjacente ao passe de raiz, em função do passe de enchimento 1; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

5.5.3.3 Mapeamento de microdureza do primeiro passe de enchimento

A Figura 5-38 apresenta o mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do primeiro passe de enchimento. O metal de solda do passe de raiz teve sua microdureza reduzida com o reaquecimento, enquanto o metal de solda do passe atual, por sofrer as maiores taxas de resfriamento e por possuir composição química diferente, apresentou as maiores microdurezas. Quanto à ZAC, era de se esperar que o gradiente de cores deste mapeamento lembrasse a macrografia apresentada na Figura 5-20 (b). Entretanto, surgiu uma região com dureza superior entre o metal de solda e a SC-ZAC-RG, na altura do passe de raiz. Esta região apresenta-se em destaque (seta branca) como a provável IC-ZAC-GG, apresentada anteriormente na Figura 5-34, da simulação dos campos de temperatura do primeiro passe de enchimento.

A sobreposição das isotermas simuladas no mapa de impressões de microdureza permitirá delimitar melhor a região em questão. O resultado desta sobreposição está apresentado na Figura 5-39, e os pontos destacados na cor verde delimitam a IC-ZAC-GG, de modo a confirmar tal suposição. Sua microdureza foi igual $205 \pm 9 HV^{0,5}$, enquanto que as regiões adjacentes a ela tiveram microdureza inferiores e iguais a $195 \pm 5 HV^{0,5}$.

Figura 5-38. Mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do primeiro passe de enchimento da junta J1.

Este comportamento do mapeamento de microdureza dificilmente seria percebido por um ensaio de dureza convencional, pois as cargas são muito elevadas e as quantidades de impressões seriam bem menores. Além do mais, este resultado, em conjunto com a variação da fração de M-A, também seriam difíceis de ser interpretados sem uma simulação dos campos de temperatura através das fontes distribuídas, como proposto neste trabalho.

Figura 5-39. Delimitação da IC-ZAC-GG através do mapa de impressões de microdureza $HV^{0,5}$.

5.5.3.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do primeiro passe de enchimento

Os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy-V foram realizados no MS e na ZAC. Para o ensaio no MS foi utilizada a extensão do cordão de solda do passe de raiz. Quanto aos ensaios realizados na ZAC, os entalhes foram usinados na região de grão grosseiro, a partir do primeiro passe de enchimento. Não foi possível realizar este ensaio na ZAC-GG a partir do passe de raiz, por questão de limitação de quantidade de material disponível.

A IC-ZAC-GG foi avaliada pela tenacidade ao impacto Charpy-V em corpos de prova reduzidos na espessura de 2,5 mm, nas temperaturas de -40°C e -90 °C, cujas energias absorvidas foram $33,75 \pm 0,94$ J e $31,73 \pm 1,96$ J, respectivamente. Nenhum corpo de prova rompeu-se com baixa energia absorvida. A análise estatística apontou que estes resultados são iguais (ver Apêndice B.I). As Figura 5-40 e a Figura 5-41 apresentam as fractografias dos ensaios realizados respectivamente a -40 °C e a -90 °C, que foram obtidas via MEV, nas regiões de início, meio e fim das superfícies de fratura dos corpos de prova que absorveram energias próximas aos valores médios de cada conjunto de amostras.

Figura 5-40. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.2 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-41. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.2 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

A espessura de 2,5 mm adotada na usinagem dos CPs de Charpy-V foi condizente com a altura da IC-ZAC-GG, que foi de 3,7 mm. Além do mais, os corpos de prova localizaram-se na base da ZAC do passe de raiz. O entalhe foi executado no centro da IC-ZAC-GG com base em ataques realizados com Nital 5% antes da marcação para realização do entalhe.

As médias das energias absorvidas em função das temperaturas testadas apresentaram pouca variação e foram bastante satisfatórias, pois foram superiores à referência adotada de 17 J à temperatura de -45,3 °C, uma vez que à temperatura de -90 °C a energia média absorvida foi de $31,73 \pm 1,96$ J.

Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura predominantemente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova, sem grande diferença no aspecto das fractografias.

5.5.4 Segundo passe de enchimento

5.5.4.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do segundo passe de enchimento

A Figura 5-42 exibe os ciclos térmicos do segundo passe de enchimento. Deve-se observar que os valores de gradientes e transientes térmicos registrados pelos termopares estão menos dispersos, pois a variação das distâncias entre a fonte de calor e os termopares reduziu-se, em termos percentuais. A temperatura máxima registrada pelo termopar T1 foi de 484,9 °C, enquanto que para o termopar T5 atingiu foi de 511,4 °C. É muito provável, portanto, que a IC-ZAC-CC tenha sido aquecida a uma faixa de temperaturas subcríticas.

Figura 5-42 - Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento da junta J1.

A simulação do campo de temperaturas na ZAC do segundo passe de enchimento utilizou 26 fontes puntiformes, cujas potências totalizaram 3753 W. Com uma velocidade de soldagem de 1,85 mm/s, a energia de soldagem para executar o passe foi de 2,02 kJ/mm. Para reduzir a quantidade de simulações, esta simulação foi executada diretamente na seção J1.4, cujos resultados estão apresentados na Figura 5-43. Nesta figura está evidenciada a região definida como IC-ZAC-GG na cor verde, a temperatura máxima que ela atingiu no valor de 630 °C, as isotermais de interesse e a distribuição das fontes no interior da zona fundida.

Figura 5-43. Aquecimento subcrítico da IC-ZAC-GG, segundo passe de enchimento.

A isoterma simulada de 630 °C apresentada na Figura 5-43 representa a temperatura máxima atingida na porção superior da região da IC-ZAC-GG. Portanto, está em torno de 23% acima do real, pois os termopares que estão na face inferior registraram temperatura máxima de 511,4 °C. Nesta faixa de temperaturas, a transferência de calor por convecção nas faces da chapa é predominante, em relação à radiação. Como o modelo não contempla estes mecanismos de transferência de calor, os resultados tornam-se maiores, em torno de 20% a 25%, quanto menor for a temperatura máxima registrada na região. Diante do exposto, a IC-ZAC-GG foi aquecida subcriticamente.

5.5.4.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o segundo passe de enchimento

A Figura 5-35 apresenta a microestrutura IC-ZAC-GG aquecida subcriticamente, cujo tamanho de grão ficou em $6,72 \pm 1,84 \mu\text{m}$. Estatisticamente, não houve alteração do tamanho de grão da IC-ZAC-GG em relação à condição atual (ver Apêndice C.I). A microestrutura resultante é composta de ferrita e agregados ferrita-carbonetos bastante dispersos na matriz. A fração volumétrica de M-A da IC-ZAC-GG reduziu-se para $0,28 \pm 0,13\%$.

Figura 5-44. IC-ZAC-GG transformada pelo aquecimento intercrítico do segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.

Registre-se neste momento que todas as análises estatísticas realizadas pela ANOVA consideraram um intervalo de confiança de 95%.

Do mesmo modo, o aquecimento subcrítico da SC-ZAC-RG não afetou a morfologia de sua microestrutura, ao comparar os tamanhos dos grãos ferríticos da Figura 5-36 com o da Figura 5-45. A microestrutura da desta região ainda é de ferrita com agregados de ferrita-carbonetos nos contornos de grão.

A Figura 5-45 apresenta a microestrutura presente na SC-ZAC-RG adjacente ao passe de raiz reaquecida subcriticamente. Seu tamanho de grão apresentou similaridade com o tamanho de grão da ZAC-RG, do passe de raiz. Sua microestrutura também foi mantida a mesma, composta de ferrita, carbonetos e agregados de ferrita carbonetos (FC), conforme apresentado na Figura 5-25. A fração volumétrica de M-A desta região reduziu-se para $0,14 \pm 0,08\%$.

Figura 5-45. Microestrutura da ZAC-RG aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.

A Figura 5-46 apresenta microestrutura da SC-ZAC-IC também aquecida subcriticamente pela execução do segundo passe de enchimento. A configuração desta microestrutura é bem semelhante à da ZAC-IC do passe de raiz, pois apresenta ferrita e agregados ferrita-carbonetos e similaridade no tamanho de grão.

Figura 5-46. Microestrutura da ZAC-IC aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento; ataque com Nital 2%, ampliação 500x.

5.5.4.3 Mapeamento de microdureza do segundo passe de enchimento

A Figura 5-47 exibe o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento, em que se pode observar, qualitativamente, uma segunda redução de microdureza no metal de solda do passe de raiz, uma vez que esta região também foi reaquescida subcriticamente. Por outro lado, formam-se algumas regiões com dureza maiores, na altura do metal de solda do primeiro passe de enchimento. A porção superior de maior microdureza representa a ZAC-GG do segundo passe de enchimento, na região da zona fundida. A porção inferior de maior microdureza, representa a microdureza original da zona fundida do passe anterior, que foi aquecida subcriticamente pelo passe atual.

O mapeamento de microdureza da Figura 5-47 apresenta ainda a presença da IC-ZAC-GG, que neste caso foi aquecida subcriticamente. Pela escala de microdureza adotada, considerando uma faixa que vai de $165 HV^{0,5}$ a $300 HV^{0,5}$, não é possível afirmar de houve alteração dos valores de microdureza desta região. Mas uma análise quantitativa apontou que o valor aumentou para $218 \pm 6 HV^{0,5}$. Este comportamento pode ter relação com a redistribuição de carbonetos na matriz ferrítica, pois a fração de M-A reduziu-se ligeiramente para $0,28 \pm 0,13\%$.

Figura 5-47. Mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento, com evidência da IC-ZAC-GG após aquecimento subcrítico.

5.5.4.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do segundo passe de enchimento

Como no passe anterior, a IC-ZAC-GG foi avaliada pela tenacidade ao impacto Charpy-V em corpos de prova reduzidos na espessura de 2,5mm, nas temperaturas de -40°C e -90°C . Nenhum corpo de prova rompeu-se com baixa energia absorvida. Os resultados foram $34,07 \pm 1,49$ J e $31,95 \pm 2,79$ J, respectivamente. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice B.I), como no caso anterior.

As médias das energias absorvidas em função das temperaturas testadas apresentaram pouca variação. Os resultados foram bastante satisfatórios, baseando-se no critério imposto pelas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], pois foram superiores à referência adotada de 17 J à temperatura de $-45,3^{\circ}\text{C}$, uma vez que à temperatura de -90°C a energia média absorvida foi de $31,95 \pm 2,79$ J.

A avaliação da superfície de fratura segue os mesmos critérios empregados no primeiro passe de enchimento. A Figura 5-48 mostra as fractografias obtidas via MEV, considerando a temperatura de ensaio de -40°C , enquanto a Figura 5-49 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90°C . Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão do corpo de prova.

Figura 5-48. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.3 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-49. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.3 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.5.5 Passe de acabamento

5.5.5.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do passe de acabamento

A Figura 5-50 exibe os ciclos térmicos do passe de acabamento. As temperaturas registradas pelos termopares foram praticamente iguais às registradas no passe anterior embora a fonte de calor esteja mais afastada. Entretanto, deve-se considerar a temperatura de interpasse que foi de aproximadamente 200°C e a energia de soldagem, que, segundo a Tabela 5-9, foi superior à energia de soldagem do passe anterior.

A temperatura máxima registrada pelo termopar T1 foi de 480,2 °C, enquanto que a do termopar T5 foi de 512,5 °C. Novamente, é muito provável que a IC-ZAC-CC tenha sido reaquecida a uma faixa de temperaturas subcríticas.

Figura 5-50. Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da junta 1.

Para se determinar a faixa de temperaturas em que foi reaquecida a IC-ZAC-GG em função do passe de acabamento, a simulação foi executada utilizando 37 fontes puntiformes, com uma potência total de 3460 W. Com a velocidade de soldagem igual a 1,69 mm/s, a energia de soldagem de 2,05 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-51 em que se confirma um reaquecimento subcrítico da IC-ZAC-GG a uma temperatura máxima de 615 °C. Este valor deve ser aproximadamente 20% superior ao valor real, pelas mesmas razões apresentadas anteriormente.

Figura 5-51. Reaquecimento da IC-ZAC-GG em função do passe de acabamento.

5.5.5.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o passe de acabamento

A IC-ZAC-GG aquecida subcriticamente apresentou tamanho de grão igual $5,89 \pm 2,66 \mu\text{m}$, estatisticamente igual à sua condição inicial (ver Apêndice C.I). Sua microestrutura composta de ferrita e FC manteve sua morfologia, embora sugere uma redistribuição dos carbonetos na matriz, como se pode observar na Figura 5-52. A fração volumétrica de M-A reduziu-se para $0,17 \pm 0,09\%$.

As microestruturas da SC-ZAC-RG e da SC-ZAC-IC reaquecidas subcriticamente pela segunda vez, mostradas na Figura 5-53 e na Figura 5-54, apresentaram tamanhos de grão similares às suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. A fração volumétrica de M-A da SC-ZAC-RG reduziu-se para $0,04 \pm 0,03\%$.

Figura 5-52. Microestrutura da IC-ZAC-GG reaquecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.

Figura 5-53. Microestrutura da ZAC-RG reaquecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.

Figura 5-54. Microestrutura da ZAC-IC reauecida subcriticamente; ataque NITAL 2%; ampliação 500x.

5.5.5.3 Mapeamento de microdureza do passe de acabamento

A Figura 5-55 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ na seção J1.4, onde estão presentes todos os passes de soldagem. Novamente, observa-se aumentos de microdureza na zona fundida dos passes anteriores. Desta vez, três regiões destacam-se: a porção mais superior, representa a ZAC-GG do passe de acabamento na zona fundida, a porção intermediária é a ZAC-GG do passe anterior que foi aquecida intercriticamente (IC-ZAC-GG) pelo passe atual e, por fim, a porção mais inferior com microdureza original do primeiro passe de enchimento que foi aquecida subcriticamente.

A observação da ZAC no mapa de microdureza da Figura 5-55, permite perceber que a dureza na IC-ZAC-GG aumentou novamente, pois a região progrediu do tom esverdeado do passe anterior para um tom de cor amarelo no passe atual.

A sobreposição das isoterma simuladas da Figura 5-51 no mapa de impressões de microdureza permite delimitar com precisão as coordenadas dos pontos de impressão que se situaram dentro IC-ZAC-GG. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-56. Diante desta simulação, ficou determinado que a IC-ZAC-GG reauecida subcriticamente aumentou de 218 ± 6 para 228 ± 13 $HV^{0,5}$.

Figura 5-55. Microdureza na seção da junta J1 contendo todos os passes de soldagem.

Figura 5-56 - Delimitação da IC-ZAC-GG através do mapa de impressões de microdureza HV^{0,5} na seção J1.4.

5.5.5.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do passe de acabamento

Os CPs de Charpy-V com 2,5 mm de espessura e entalhe na IC-ZAC-GG, absorveram $34,96 \pm 1,89$ J e $32,81 \pm 0,43$ J, nas temperaturas de -40°C e -90°C , respectivamente. Estes resultados são também estatisticamente iguais (Ver Apêndice B.I) e são superiores aos 17 J que deveriam ser absorvidos à temperatura de $-45,3^{\circ}\text{C}$, conforme critérios baseados nas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94].

Dos corpos de prova ensaiados nas temperaturas mencionadas, nenhum deles rompeu-se com baixa energia absorvida. A Figura 5-57 e a Figura 5-58 certificam que os corpos de prova tiveram fraturas dúcteis em ambas as temperaturas de ensaio, em função da presença maciça de microalvéolos em toda a extensão das superfícies de fratura.

Figura 5-57. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J1.4 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-58. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J1.4 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.5.6 Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J1

A Figura 5-59 apresenta a variação da fração de M-A na ZAC-GG e na ZAC-RG adjacentes ao passe de raiz, em função dos sucessivos reaquescimentos. A seção J1.1 representa o passe de raiz, a seção J1.2 representa o primeiro passe de enchimento, a J1.3 o segundo passe de enchimento e, por fim, a seção J1.4 representa o passe de acabamento.

Figura 5-59 – Variação da fração de M-A nas ZAC-GG e ZAC-RG nas seções da junta J1.

A ZAC-RG apresentou inicialmente uma fração volumétrica bem superior ao que apresentou a ZAC-GG. Este resultado é consistente com a cinética de formação desta fase, pois há muito mais sítios para nucleação da ferrita nesta região do que na ZAC-GG. Consequentemente, também há muitos mais sítios para enriquecimento da austenita com carbono e menor tempo para que a transformação γ/α ocorra. Como a partir da J1.2 a ZAC-RG passa a sofrer sucessivos aquecimentos subcríticos, a fase M-A vai se decompondo, pois tanto a austenita quanto a martensita são metaestáveis na faixa de temperatura de predominância da ferrita.

Por outro lado, o aquecimento intercrítico da ZAC-GG na seção J1.2 proporcionou um aumento da fração de M-A. Entretanto, os sucessivos aquecimentos subcríticos nas seções J1.3 e J1.4 proporcionaram a redução gradual da fração de M-A.

A Figura 5-60 apresenta a variação da microdureza $HV^{0.5}$ e do tamanho de grão na ZAC-GG em função dos sucessivos reaquescimentos. O aquecimento intercrítico da ZAC-GG, representado pela seção J1.2, promoveu uma grande redução no tamanho de grão da ZAC em questão, e uma ligeira redução em sua microdureza, que passou

de 210 ± 5 para 205 ± 9 HV^{0,5}. Nesta etapa da soldagem, a fração de M-A nesta seção aumentou de $0,09 \pm 0,04$ para $0,35 \pm 0,10$. Era de se esperar um aumento da microdureza em função da redução no tamanho de grão. Contudo, provavelmente, a concentração de carbonetos provenientes do aumento da fração volumétrica de M-A agiu no sentido de reduzir a microdureza.

Por outro lado, os aquecimentos subcríticos nas seções J1.3 e J1.4 não afetaram mais o tamanho de grão ferrítico, mas reduziram gradualmente a fração volumétrica de M-A. A microdureza aumentou em cada etapa de aquecimento, cuja causa mais provável deve ser a difusão do carbono na matriz ferrítica em função da decomposição da austenita retida e da martensita.

Figura 5-60 – Variação da microdureza HV_{0,5} e do tamanho de grão na ZAC-GG nas seções da junta J1.

5.5.7 Avaliação do metal de solda da Junta J1

5.5.7.1 Caracterização microestrutural

A Figura 5-61 apresenta microestrutura do metal de solda do passe de raiz da junta J1 em que se observa a presença maciça de ferrita acicular e em menor quantidade, ferrita de contorno de grão (FG) e ferrita de Widmanstätten (FW).

Figura 5-61. Microestrutura do MS do passe de raiz contendo FA, FG e FW; ataque Nital 2%.

Figura 5-62. Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J1; ampliação 500x.

A Figura 5-62 mostra a presença do microconstituente MA no metal de solda do passe de raiz da junta J1, em que se pode notar partículas muito pequenas e bem distribuídas, cuja fração volumétrica foi de $0,72 \pm 0,13\%$.

5.5.7.2 Temperatura de transição dúctil frágil

Enquanto na ZAC o ensaio Charpy-V tinha como objetivo avaliar a tenacidade ao impacto nas temperaturas de -40 e -90 °C, no metal de solda, este ensaio teve por objetivo determinar a temperatura de transição dúctil-frágil. Por esta razão, os corpos de prova foram ensaiados nas temperaturas de 23 °C, -20 °C, -40 °C, -90 °C, -110 °C e -196 °C.

De modo semelhante ao que ocorreu nos ensaios realizados na ZAC, as energias absorvidas no MS também foram muito parecidas. Por esta razão, realizou-se uma análise estatística através da ANOVA, cujos dados de entrada estão no Apêndice B.I. Os resultados indicaram que o patamar superior deste gráfico compreendeu as energias absorvidas nas temperaturas de 23 °C, -20 °C, -40 °C, -90 °C e -110 °C, cujo valor foi de $22,47 \pm 3,09$ J. A energia absorvida no patamar inferior foi de $1,12 \pm 0,14$ J a -196 °C.

Como se pode constatar, nesta análise não houve dados que incidiram dentro da região de transição dúctil-frágil, pois todos os valores de energia absorvida estão no patamar superior, com exceção daqueles medidos a -196 °C, que estão no patamar inferior. Portanto, não foi possível utilizar o procedimento adotado por Ericksonkirk [101] para determinar os coeficientes da reta incidente sobre esta região. Sendo assim, a interpolação por meio da tangente hiperbólica foi mantida, e os dados interpolados no software Origin 8®. A Figura 5-63 apresenta o gráfico da temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da Junta J1.

Figura 5-63 – Temperatura de transição dúctil-frágil no MS da raiz da junta 1.

Adotando como critério da temperatura de transição dúctil-frágil a energia média dos patamares, então a energia média da transição será $11,80 \pm 2,88$ J, cuja temperatura foi igual a -127 °C. Ou ainda, adotando-se o critério apontado pelas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a temperatura prevista pelo gráfico da tangente hiperbólica para absorver 17 J, seria igual $-114,4$ °C, inferior aos $-45,3$ °C.

Tendo em vista a alta tenacidade do MS da junta J1 apresentada na análise estatística, uma análise micrográfica foi realizada para certificar se de fato este comportamento é ratificado pelos mecanismos de fratura nas temperaturas estudadas. Para tal, foram realizadas fractografias dos cp's em todas as temperaturas citadas anteriormente, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de elétrons secundários da superfície. Como houve fratura dúctil em todas elas, o resultado desta análise está apresentado na Figura 5-64 e na Figura 5-65 respectivamente, para as duas temperaturas extremas do patamar superior, ou seja, 23 °C e -110 °C.

As fractografias apresentaram comportamento dúctil pela presença maciça de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado a 23 °C. Contudo, a -110 °C, inicia-se uma transição de dúctil para frágil após a primeira metade da extensão da superfície de fratura.

Figura 5-64. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do Metal de solda ensaiado à temperatura de 23°C: (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-65. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do Metal de solda ensaiado à temperatura de -110°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.6 Avaliação da junta soldada J2

5.6.1 Avaliação macrográfica da junta soldada J2

A Figura 5-66 apresenta as macrografias da junta J2 em que se observa ausência de descontinuidades, desde o passe de raiz (a) até o passe de acabamento (d). De modo semelhante ao que ocorreu na junta J1, houve excesso de deposição no passe de raiz da seção J2.4, como se pode observar na Figura 5-66 (d), cujas causas são as mesmas da junta anterior.

Figura 5-66. Macrografias dos passes de soldagem da junta J2.

A Figura 5-67 apresenta a penetração total do metal de adição no metal de base, cuja diluição foi maior no lado esquerdo (biselado), como apresentado em termos percentuais pela Tabela 5-17. Percebe-se ainda uma maior extensão da ZAC neste lado da junta, na altura do passe de raiz, pois a assimetria do chanfro altera as

condições de fluxo de calor em ambos os lados do chanfro. As geometrias refeitas dos chanfros foram utilizadas como um sistema de referência para as simulações dos passes de soldagem da junta J2.

Figura 5-67. Diluição das seções da junta J2.

Tabela 5-17. Diluição acumulada nas seções da junta J2.

Diluição acumulada (%)			
Seção	Lado esquerdo	Lado direito	Média
J1.1	17,2	8,5	12,9
J1.2	11,2	8,1	9,7
J1.3	10,2	12,9	11,6
J1.4	15,5	6,3	10,9
Média total			11,2

5.6.2 Passe de raiz

5.6.2.1 Ciclos térmicos experimentais do passe de raiz

Durante a soldagem do passe de raiz da Junta 2, os termopares mais próximos da face da raiz, T1 e T4, atingiram temperaturas superiores ao ponto de fusão de sua liga, por esta razão seus ciclos térmicos não serão apresentados na Figura 5-68. Os termopares restantes mais próximos da face de raiz foram T2 e T5, que registraram temperaturas máximas de 773,8 °C e 906,2 °C, respectivamente. Portanto, a posição de T5 ficou muito próxima da isoterma que representa a temperatura A_{c3} . Seu valor de Δt_{8-5} foi de 58,92 s, sua taxa de resfriamento foi de 5,09 °C/s, no intervalo de 800 a 500 °C

Figura 5-68. Ciclo térmico de soldagem do passe de raiz da junta J2.

A simulação da ZAC do passe de raiz foi executada com 26 fontes puntiforme que totalizaram uma potência de 2482 W. Com uma velocidade de soldagem de 0,77 mm/s, a energia de soldagem simulada neste passe foi de 3,22 kJ/mm. A Figura 5-69 apresenta o resultado da simulação, em que se observa um bom ajuste de todas as isotermas simuladas com os contornos revelados na macrografia. Entretanto, ao se fazer uma análise mais detalhada, constata-se que o termopar T5 registrou uma temperatura máxima que não condiz com a posição da isoterma da A_{c3} . Ou seja, como ele foi instalado a 2,47 mm da face da raiz e a isoterma situou-se a 5,38 mm, ele deveria ter registrado uma temperatura máxima maior. Ao se observar a disposição dos termopares apresentada pela Figura 5-70, percebe-se uma falha na instalação do

termopar em questão, que está situado na segunda posição da fileira superior. Percebe-se que suas extremidades ficaram enroladas, de modo que o curto circuito de suas fases se localizou acima da face da chapa. Portanto, as temperaturas registradas por ele não representam a temperatura na face da chapa. Por outro lado, caso seja necessária alguma análise de ciclos térmicos, podem ser utilizados os valores simulados.

Figura 5-69 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J2.1.

Figura 5-70 – Disposição dos termopares instalados para registrar ciclos térmicos da junta J2.

5.6.2.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz

A Figura 5-71 apresenta a microestrutura da ZAC-GG do passe de raiz da junta 2, em que se observa um tamanho de grão da austenita anterior de $94,2 \pm 25,4 \mu\text{m}$. A microestrutura desta região é caracterizada pela presença de ferrita com segunda fase de bainita (FSB) e M-A, cuja fração volumétrica foi de $1,08 \pm 0,48\%$.

Figura 5-71 - Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J2 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

A Figura 5-72 apresenta a ZAC-RG da junta J2, caracterizada por um tamanho de grão igual $6,34 \pm 1,00 \mu\text{m}$ e microestrutura composta de ferrita e agregados ferrita-carboneto e microconstituente M-A (reveladas pelo reagente Klemm 1) cuja fração volumétrica foi de $1,43 \pm 0,39\%$.

A Figura 5-73 apresenta a ZAC-IC da mesma junta, caracterizada por um tamanho de grão igual $8,00 \pm 2,11 \mu\text{m}$ e microestrutura composta de ferrita e agregados ferrita-carboneto.

Figura 5-72 - Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J2 contendo ferrita e FC ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-73 - Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J2 contendo ferrita e FC ataque Nital 2%; ampliação 500x.

5.6.2.3 Mapeamento de microdureza do passe de raiz

A Figura 5-74 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ da seção J2.1.

Figura 5-74 - Mapeamento de microdureza HV^{0,5} do passe de raiz da junta J2.

Uma comparação visual do perfil da ZAC do mapeamento com a ZAC da macrografia do passe de raiz (Figura 5-66 (a)) permite concluir que a ZAC-RG e a ZAC-IC apresentaram uma microdureza inferior à do metal de base. Além do mais, estas ficaram mais destacadas que aquelas do passe de raiz da junta J1, Figura 5-29.

A energia de soldagem do passe de raiz da junta J2, superior à do passe de raiz da junta J1, fez com que a redução de microdureza na ZAC ficasse mais evidente. Este efeito da suavização da ZAC, cuja dureza torna-se inferior àquela do metal de base, tem sido relatado na literatura [13,50,102,103], para aços ARBL endurecidos pelo mecanismo de refino de grão. Bang e Kim [50] relatam que aços soldados com energia de soldagem superior a 1 kJ/mm sofrem deste efeito, que também é seguido da redução na resistência e na tenacidade. Este efeito é mais intenso até a energia de soldagem de 6 kJ/mm. Eles relataram que juntas soldadas com uma energia em torno de 2 kJ/mm promovem uma redução de microdureza na ZAC para até 165 HV^{1,0} contra uma dureza de 205 HV^{1,0} do metal de base. Reportaram ainda que a microdureza cai na região da ZAC onde o tamanho de grão ferrítico torna-se superior àquele do metal de base. Este resultado é coerente com a redução apresentada na junta J2, em relação à junta J1, ou seja, na junta atual, os tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-RG e ZAC-IC foram iguais a $6,34 \pm 1,00 \mu\text{m}$ e $8,00 \pm 2,11 \mu\text{m}$, respectivamente. Já na junta J1, os valores foram $3,50 \pm 0,94 \mu\text{m}$ e $2,85 \pm 0,94 \mu\text{m}$ para a ZAC-RG e ZAC-IC, respectivamente. Por outro lado, o tamanho de grão do

metal de base foi de $4,6 \pm 0,9 \mu\text{m}$. Estes resultados comprovam os resultados de Bang e Kim [50].

5.6.3 Primeiro passe de enchimento

5.6.3.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do primeiro passe de enchimento

Em virtude de limpeza do cordão de solda após a soldagem e manuseio do tubo, o termopar T6 soltou-se da face interna do tubo e não registrou ciclo térmico algum. Isto não se configurou em um problema, pois o termopar T2 foi instalado tão próximo da face da raiz quanto o termopar T6. Além do mais, todos os termopares restantes registraram temperaturas próximas umas das outras. O termopar T2 atingiu temperatura máxima de $486,1^\circ\text{C}$, conforme Figura 5-75, enquanto o termopar T5 atingiu a temperatura máxima de $435,0^\circ\text{C}$. Pode-se supor que boa parte da ZAC do passe de raiz foi aquecida subcriticamente.

Figura 5-75. Ciclo térmico de soldagem do primeiro passe de enchimento da Junta 2.

Para confirmar esta suposição, foi simulada a soldagem do primeiro passe de enchimento, com um total de 26 fontes distribuídas, que totalizaram uma potência de 3990 W, com uma velocidade de soldagem de 2,44 mm/s. A energia de soldagem foi de 1,65 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-76, que confirma o aquecimento subcrítico da ZAC do passe de raiz. Ou seja, a ZAC adjacente

ao passe de raiz foi toda aquecida entre 703 °C e 483 °C, acima da temperatura de início da transformação martensítica.

Figura 5-76 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo primeiro passe de enchimento na junta J2.

5.6.3.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o primeiro passe de enchimento.

A Figura 5-77 exibe a microestrutura da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz que foi aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento. Deve-se observar que os contornos de grão da austenita anterior ainda persistem, cujo tamanho de grão, igual a $105,35 \pm 26,0 \mu\text{m}$ aponta, estatisticamente (ver Apêndice C.II), que não houve alteração em relação à ZAC-GG sem aquecimento. Sua microestrutura é composta de FSB.

A Figura 5-78 apresenta o microconstituente MA na ZAC-GG adjacente ao passe de raiz, cuja fração reduziu-se de $1,08 \pm 0,48$ para $0,11 \pm 0,07$. Esta redução da fração de MA é esperada, pois toda a ZAC foi aquecida acima da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ou seja, acima de 451 °C.

A Figura 5-79 e a Figura 5-80 exibem as microestruturas da ZAC-RG e da ZAC-IC, respectivamente, que foram aquecidas subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento. Ambas apresentam as mesmas microestruturas originais do passe de raiz, respectivamente. Este comportamento foi observado também nas ZAC-RG e ZAC-IC adjacentes ao passe de raiz da junta J1. Ou seja, elas foram três vezes aquecidas a temperaturas subcríticas e as morfologias de suas microestruturas não

foram significativamente afetadas, considerando os ensaios de microscopia óptica e de microdureza. Ambas as ZACs apresentaram tamanhos de grãos similares às suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. A ZAC-RG apresentou fração volumétrica de M-A inferior, em relação ao aquecimento anterior, igual a $0,27 \pm 0,11\%$

Figura 5-77 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.

Figura 5-78 - Microconstituente MA da ZAC-GG do primeiro passe de enchimento, ampliação de 500x.

Figura 5-79 - Microestrutura da ZAC-RG aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.

Figura 5-80 - Microestrutura da ZAC-IC aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento.

5.6.3.3 Mapeamento de microdureza do primeiro passe de enchimento

A Figura 5-81 apresenta o mapeamento de microdureza do primeiro passe de enchimento da junta J2. Observa-se um aumento de microdureza do metal de solda

do passe de raiz, pois sua porção superior comportou-se como ZAC do passe atual. Observa-se também uma elevação na microdureza na região da ZAC adjacente ao passe de raiz.

Figura 5-81 - Mapeamento de microdureza HV^{0,5} do primeiro passe de enchimento da junta J2.

5.6.3.4 Tenacidade ao impacto da SC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do primeiro passe de enchimento

A tenacidade ao impacto da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da junta 2 foi avaliada da mesma forma que na ZAC-GG da junta 1. Ou seja, eles estão reduzidos com espessura de 2,5mm. As energias absorvidas foram $33,96 \pm 2,32$ J e $28,45 \pm 3,70$ J, nas temperaturas de ensaio de -40°C e -90 °C, respectivamente. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice B.II), como no caso anterior.

Baseando-se no critério imposto pelas normas API 5L [45] e ASTM A370 [90], a energia absorvida foi superior aos 17 J de referência, mesmo em temperatura inferior a -45,3°C, como foi o resultado apresentado na temperatura de -90 °C.

A Figura 5-82 mostra as fractografias obtidas, via MEV, considerando-se a temperatura de ensaio de -40°C, enquanto a Figura 5-83 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90 °C. Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova, para ambas temperaturas.

Figura 5-82. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J2.2 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-83. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J2.2 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.6.4 Segundo passe de enchimento

5.6.4.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do segundo passe de enchimento

No segundo passe de enchimento da Junta 2, o termopar T2 atingiu temperatura máxima de 477,9 °C, enquanto o termopar T5 atingiu a temperatura máxima de 422,7 °C, conforme Figura 5-84. Estas temperaturas máximas registradas diferem pouco daquelas registradas no passe de soldagem anterior.

Figura 5-84. Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento, Junta J2.

A simulação das isotermas deste passe de enchimento foi realizada com 35 fontes distribuídas, cuja potência total foi 3655 W, com uma velocidade de soldagem de 2,44 mm/s e uma energia de soldagem de 1,50 kJ/mm. As isotermas simuladas deste passe de enchimento estão representadas na Figura 5-85, em que se percebe novamente um reaquecimento subcrítico de toda a ZAC adjacente ao passo de raiz.

Figura 5-85 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo segundo passe de enchimento na junta J2.

5.6.4.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o segundo passe de enchimento

A ZAC-GG representada pela Figura 5-86, não alterou sua morfologia nem os microconstituintes em função do reaquecimento subcrítico. Ela apresentou tamanho de grão igual a $95,1 \pm 24,8 \mu\text{m}$, estatisticamente igual ao da ZAC-GG dos passes anteriores (ver Apêndice C.II). Já a ZAC-RG representada pela Figura 5-87 e a ZAC-IC representada pela Figura 5-88 aquecidas subcriticamente, apresentaram similaridades quanto aos tamanhos de grão em relação às suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. As microestruturas de ZAC-RG e da ZAC-IC também foram as mesmas: ferrita e agregados ferrita-carboneto.

A Fração de MA: ZAC-GG foi igual a $0,036 \pm 0,036\%$, enquanto a fração volumétrica de M-A na ZAC-RG foi igual a $0,17 \pm 0,10\%$. Como a ZAC adjacente ao passe de raiz foi aquecida quase que totalmente acima da temperatura M_s , o M-A decompôs-se.

Figura 5-86 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento, junta J2.

Figura 5-87 - ZAC-RG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento.

Figura 5-88 - ZAC-IC do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento

5.6.4.3 Mapeamento de microdureza do segundo passe de enchimento

A Figura 5-89 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento da junta J2, em que se observa uma elevação da microdureza tanto na zona fundida do passe de raiz, quanto de sua respectiva ZAC adjacente.

Figura 5-89 - Mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento da junta J2.

Na porção inferior, à esquerda da zona fundida do passe de raiz, observa-se um aumento da dureza na região da zona de ligação.

O aumento de dureza é mais evidente na própria zona fundida, que se destaca do resto da seção. Este aumento contrasta também com aquele do primeiro passe de enchimento da junta J1, como mostrado na Figura 5-47. Deve-se ressaltar que a energia de soldagem simulada no primeiro passe de enchimento da primeira junta foi de 2,02 kJ/mm, enquanto na junta atual foi de 1,50 kJ/mm.

5.6.4.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do segundo passe de enchimento

A tenacidade ao impacto Charpy-V da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da junta 2, a -40 °C foi de $31,84 \pm 1,47$ J, enquanto a -90 °C a foi de $31,21 \pm 0,88$ J. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice B.V).

Baseando-se no critério imposto pelas norma normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a energia absorvida foi superior aos 17 J de referência, mesmo em temperatura inferior a -45,3°C, como foi o resultado apresentado no ensaio realizado na temperatura de -90 °C.

A Figura 5-89 mostra as fractografias obtidas via MEV, considerando a temperatura de ensaio de -40°C, enquanto a Figura 5-90 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90 °C. Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova.

Figura 5-90. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da IC-ZAC-GG, seção J2.3 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-91. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, IC-ZAC-GG, seção J2.3 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.6.5 Passe de acabamento

5.6.5.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do passe de acabamento

Por fim, durante a soldagem do passe de acabamento da Junta 2, o termopar T2 atingiu temperatura máxima de 504,6 °C, conforme Figura 5-92, enquanto o termopar T5 atingiu a temperatura máxima de 429,4 °C.

Figura 5-92. Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da Junta 2

Figura 5-93 - Aquecimento subcrítico de toda a ZAC do passe de raiz pelo passe de acabamento na junta J2.

5.6.5.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o passe de acabamento

A ZAC-GG representada pela Figura 5-94 não alterou sua morfologia nem os microconstituintes em função do reaquecimento subcrítico. Ela apresentou tamanho de grão igual a $66,1 \pm 26,0 \mu\text{m}$, estatisticamente igual ao da ZAC-GG dos passes anteriores.

Já a ZAC-RG representada pela Figura 5-95 e a ZAC-IC representada pela Figura 5-96 aquecidas subcriticamente, apresentaram similaridades quanto aos tamanhos de grão em relação às suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. As microestruturas de ZAC-RG e da ZAC-IC também foram as mesmas: ferrita e agregados ferrita-carboneto.

A Fração de MA: ZAC-GG foi igual a $0,32 \pm 0,22\%$, enquanto a fração volumétrica de M-A na ZAC-RG foi igual a $0,17 \pm 0,13\%$. Ou seja, como a ZAC adjacente ao passe de raiz foi aquecida quase que totalmente acima da temperatura M_s , o M-A decompôs-se.

Figura 5-94 - ZAC-GG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.

Figura 5-95 - ZAC-RG do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.

Figura 5-96 - ZAC-IC do passe de raiz aquecida subcriticamente pelo passe de acabamento.

5.6.5.3 Mapeamento de microdureza do passe de acabamento

A Figura 5-97 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do passe de acabamento da junta J2, em que se observa uma elevação da microdureza na ZAC

do próprio passe, na região da zona fundida, em que se localizou o passe anterior.

Figura 5-97 - Mapeamento de microdureza HV^{0,5} do passe de acabamento da junta J2.

A Figura 5-97 apresenta ainda, um pouco mais abaixo na região da zona fundida, uma região de microdureza mais elevada que foi aquecida intercriticamente e já possuía uma microdureza um pouco mais elevada do passe anterior.

A região da zona fundida correspondente ao passe de raiz, qualitativamente, não apresentou elevação de microdureza. Contudo, ela apresentou-se mais homogênea que no passe anterior. Já a ZAC adjacente ao passe de raiz apresentou uma maior extensão em que o valor da microdureza reduziu-se em relação ao passe anterior.

5.6.5.4 Tenacidade ao impacto da ZAC-GG adjacente à raiz em função do passe de acabamento

A tenacidade ao impacto Charpy-V da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da junta 2, a -40 °C foi de $34,25 \pm 0,33$ J, enquanto que a -90 °C a energia média absorvida foi de $31,58 \pm 1,83$ J. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice A.II).

Baseando-se no critério imposto pelas norma normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a energia absorvida foi superior aos 17 J de referência, mesmo

em temperatura inferior a $-45,3^{\circ}\text{C}$, como foi o resultado apresentado no ensaio realizado na temperatura de -90°C .

A Figura 5-98 mostra as fractografias obtidas via MEV, considerando a temperatura de ensaio de -40°C , enquanto a Figura 5-99 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90°C . Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova.

Figura 5-98. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, seção J2.4 SC-ZAC-GG, ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-99. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, SC-ZAC-GG, seção J2.4 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.6.6 Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J2

A altura da zona fundida do passe de raiz da junta J1, tomando como referência a face inferior da chapa, foi igual a 7,14 mm, enquanto na junta J2 este valor foi de 9,48 mm. Esta pequena variação na alteração da altura do cordão de solda foi suficiente para mudar todo o fluxo de calor na junta soldada, considerando o lado direito do chanfro. Na junta J1, a ZAC-GG do passe de raiz foi aquecida intercriticamente pelo primeiro passe de enchimento e subcriticamente pelos demais passes. Já na junta J2, como a fonte de calor ficou um pouco mais distante da face inferior da chapa, no primeiro passe de enchimento, toda a ZAC adjacente ao passe de raiz foi aquecida subcriticamente, assim como nos demais passes restantes.

Uma consequência destes sucessivos aquecimentos subcríticos foi a manutenção das morfologias das microestruturas nas três regiões da ZAC das quatro seções da junta J2, confirmada pela manutenção dos tamanhos de grãos ferríticos e pela microestrutura observada pela microscopia óptica. Por outro lado, as frações volumétricas estudadas de M-A reduziram-se, pois a ZAC adjacente ao passe de raiz foi totalmente aquecida acima da temperatura M_s . Percebe-se que nas regiões em que isto ocorreu a microdureza $HV^{0,5}$ experimentou um pequeno aumento. Embora não se tenha realizado uma avaliação da fração volumétrica de M-A nas ZACs da zona fundida aquecidas intercriticamente, constatou-se, qualitativamente, um aumento da microdureza nestas regiões.

Por fim, estes efeitos de alteração de microdureza na ZAC-GG não foram evidenciados através do ensaio Charpy-V dos corpos de prova reduzidos de 2,5 mm de espessura, como se pode constatar através das energias absorvidas apresentadas pela Figura 5-100. Estatisticamente (ver Apêndice B.III), os valores de energia absorvidos a -40 °C foram iguais para todas as seções da junta J2. O mesmo ocorreu para os corpos de prova ensaiados a -90 °C (ver Apêndice B.IV). Quando são comparadas as energias absorvidas em todas as seções para ambas as temperaturas de ensaio, estatisticamente, pelo menos em uma das seções, a energia absorvida foi diferente, conforme resultados apontados no Apêndice B.V.

Figura 5-100 - Tenacidade ao impacto na SC-ZAC-GG da raiz reaquecida pelos passes de soldagem subsequentes, junta J2.

5.6.7 Avaliação do metal de solda da Junta J2

5.6.7.1 Caracterização microestrutural: Nital e Klemm

A Figura 5-101 apresenta microestrutura do metal de solda do passe de raiz da junta J2 em que se observa a presença maciça de ferrita acicular.

Figura 5-101 - Microestrutura do MS do passe de raiz; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

A Figura 5-102 mostra a presença de M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J2, em que se pode notar M-A muito pequenas e bem distribuídas, cuja fração volumétrica foi de $0,41 \pm 0,25\%$.

Figura 5-102 - Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J2.

5.6.7.2 Temperatura de transição dúctil frágil

De modo semelhante ao que ocorreu nos ensaios do metal de solda da junta J1, as energias absorvidas nos ensaios de tenacidade ao impacto da junta J2 também variaram pouco em relação à temperatura. Estatisticamente (Apêndice B.II), os valores de energia absorvidos foram iguais desde a temperatura de 23°C até -110 °C.

Como se pode constatar, nesta análise não houve dados que incidiram dentro da região de transição dúctil-frágil, pois todos os valores de energia absorvida estão no patamar superior, com exceção daqueles medidos a -196 °C, que estão no patamar inferior. Portanto, não foi possível utilizar o procedimento adotado por Ericksonkirk [101] para determinar os coeficientes da reta incidente sobre esta região. Então, a curva da tangente hiperbólica foi utilizada, e o ajuste da transição ficou a critério do software Origin 8®, de modo que a derivada da função é nula a -110°C e a -196°C. A Figura 5-103 apresenta o gráfico da temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da Junta 2. A energia absorvida no patamar superior foi de $21,9 \pm 1,7$ J, enquanto

a energia absorvida no patamar inferior foi de $0,9 \pm 0,2$ J

Figura 5-103. Temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da Junta 2.

Adotando como critério da temperatura de transição dúctil-frágil a energia média dos patamares, então a energia média da transição será $11,4 \pm 0,95$ J, cuja temperatura é igual a $-134,7$ °C. Ou ainda, adotando-se o critério apontado pelas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a temperatura prevista pelo gráfico da tangente hiperbólica para absorver 17 J, seria igual $-123,3$ °C, inferior aos $-45,3$ °C.

Tendo em vista a alta tenacidade do MS da junta J2 apresentada na análise estatística, uma análise micrográfica foi realizada para certificar se de fato este comportamento é ratificado pelos mecanismos de fratura nas temperaturas estudadas. Para tal, foram realizadas fractografias dos cp's em todas as temperaturas citadas anteriormente, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de elétrons secundários da superfície de fratura. Como houve fratura dúctil em todas elas, o resultado desta análise está apresentado na Figura 5-104 e na Figura 5-105 respectivamente, para as duas temperaturas extremas do patamar superior, ou seja, 23 °C e -110 °C.

Figura 5-104. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de 23 °C: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).

A superfície de fratura analisada à temperatura de 23 °C revela um comportamento de fratura dúctil em toda extensão fratura do corpo de prova, como se pode observar pela presença de microalvéolos na Figura 5-104. Este comportamento da fratura repete-se também na temperatura de -110 °C, representado pela Figura 5-105. Algumas fraturas transversais aparecem nesta temperatura de ensaio, mas ainda assim, o seu entorno é caracterizado pela presença dos microalvéolos.

Figura 5-105. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).

Por fim, a superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados à temperatura de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentou um comportamento totalmente frágil, pois apresentou somente o mecanismo de clivagem desde o início da fratura, até o seu fim, como se pode constatar pela análise da Figura 5-106.

Figura 5-106. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V do MS da junta J2 ensaiada à temperatura de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) e (b), região inicial e (c) e (d), região final fratura. Ampliações: 500x (a, c) e 1000x (b, d).

5.7 Avaliação da junta soldada J3

5.7.1 Avaliação macrográfica da junta soldada J3

A Figura 5-107 apresenta as macrografias da junta J3 em que se pode observar ausência de descontinuidades, desde o passe de raiz (a) até o passe de acabamento (d). Contudo, deve-se observar que houve pouca diluição do metal de solda no metal de base na soldagem da raiz. A Figura 5-108 apresenta a reconstituição dos chanfros para efeito de simulação das isoterma e ciclos térmicos, em que se verifica com

maiores detalhes a diluição. Esta, por sua vez, é apresentada em termos percentuais na Tabela 5-18

Figura 5-107. Macrografias dos passes de soldagem da junta J3.

Tabela 5-18. Diluição acumulada nas seções da junta J3.

Diluição acumulada (%)			
Seção	Lado esquerdo	Lado direito	Média
J1.1	11,7	5,4	8,6
J1.2	15,4	8,4	11,9
J1.3	7,8	8,6	8,2
J1.4	13,0	7,9	10,5
Média total			9,8

Figura 5-108. Diluição das seções da junta J3.

5.7.2 Passe de raiz

5.7.2.1 Ciclos térmicos experimentais do passe de raiz

A Figura 5-109 apresenta os ciclos térmicos da soldagem do passe de raiz da junta J3. Os termopares T1 e T4, mais próximos da face de raiz atingiram temperaturas superiores à da fusão de sua liga. Portanto, não foram exibidos. Dos termopares restantes, pelo menos um registrou temperatura superior a 800 °C, ou seja, o termopar T5 registrou temperatura máxima de 812,6 °C, cujo de Δt_{8-5} foi de 55,52 s e taxa de resfriamento de 5,40 °C/s, no intervalo de 800 a 500 °C. O termopar T2 atingiu a temperatura de 770,7 °C, como se pode observar da Figura 5-109.

Figura 5-109. Ciclo térmico de soldagem do passe de raiz da junta J3.

A simulação da ZAC do passe de raiz, na seção em que foram instalados os termopares, foi executada com 23 fontes puntiforme que totalizaram uma potência de 2061 W. Com uma velocidade de soldagem de 0,58 mm/s, a energia de soldagem simulada neste passe foi de 3,55 kJ/mm. A Figura 5-110 apresenta o resultado da simulação, em que se observa um bom ajuste de todas as isotermas simuladas com os contornos revelados na macrografia. Deve-se observar que a parte superior da isoterma de 903 °C deslocou-se um pouco do contorno revelado na macrografia. Provavelmente isto ocorreu em função da dificuldade de se estabelecer um contorno mais exato da porção superior da zona fundida do passe de raiz. Esta foi uma dificuldade encontrada na simulação desta soldagem multipasse, pois na posição em que se encontraram os termopares, o metal de adição do passe em execução diluiu-se também em parte das zonas fundidas anteriores. A simulação apresentada na Figura 5-110 já é resultado de tentativas de delimitar melhor a porção superior da zona fundida do passe de raiz. Entretanto, ela foi mantida para fins de esclarecimento desta dificuldade, uma vez que a ZAC do passe de raiz ficou bem delimitada.

Figura 5-110 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J3.4.

5.7.2.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz

A Figura 5-111 apresenta a microestrutura da ZAC-GG do passe de raiz da junta 3, em que se observa um tamanho de grão da austenita anterior de $54,41 \pm 7,96 \mu\text{m}$. A microestrutura desta região é caracterizada pela presença de ferrita com segunda fase de bainita (FSB) e M-A, cuja fração volumétrica foi de $1,13 \pm 0,52\%$.

A Figura 5-112 apresenta a ZAC-RG da junta J3, caracterizada por um tamanho de grão igual $3,87 \pm 0,49 \mu\text{m}$ e microestrutura composta de ferrita e agregados ferrita-carboneto e MA (reveladas pelo reagente Klemm 1) cuja fração volumétrica foi de $1,30 \pm 0,31\%$.

A Figura 5-113 apresenta a ZAC-IC da mesma junta, caracterizada por um tamanho de grão igual $4,83 \pm 0,77 \mu\text{m}$ e microestrutura composta de ferrita e agregados ferrita-carboneto.

Figura 5-111 – Micrografia da ZAC-GG do passe de raiz da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-112 - Micrografia da ZAC-RG do passe de raiz da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-113 - Micrografia da ZAC-IC do passe de raiz da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

5.7.2.3 Mapeamento de microdureza do passe de raiz

A Figura 5-114 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do passe de raiz da junta J3. O Metal de solda apresentou um microdureza maior que a do metal de base, enquanto que a ZAC-IC apresentou uma microdureza inferior. Esta afirmação é ratificada pela simulação das isotermas da ZAC apresentadas na Figura 5-115, pois a ZAC-IC apresenta-se em uma faixa bem estreita, assim como a região de redução de microdureza no mapeamento apresentado na Figura 5-114.

A redução de microdureza nesta junta, apresenta-se tão sutilmente quanto o foi na junta J1, pois as energias de soldagens de ambas as raízes foram parecidas: 2,26 kJ/mm para J1 e 1,90 kJ/mm para J3. Os tamanhos de grão ferríticos foram $6,61 \pm 1,36 \mu\text{m}$ e $6,81 \pm 0,98 \mu\text{m}$ para a ZAC-RG e para a ZAC-IC, respectivamente. Ou seja, os tamanhos de grão nestas regiões da ZAC foram superiores ao do metal de base, que foi de $4,6 \pm 0,9 \mu\text{m}$.

Figura 5-114 – Mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do passe de raiz da junta J3.

Na apresentação dos ciclos térmicos experimentais, a ZAC do passe de raiz foi simulada na seção J3.4, pois foi o local em que os termopares foram instalados. Para efeito de comparação da ZAC apresentada pelo perfil de microdureza do passe de raiz da Figura 5-114, a simulação da ZAC do passe em questão foi executada na seção J3.1, com 27 fontes puntiforme que totalizaram uma potência de 1807 W. Com uma velocidade de soldagem de 0,95 mm/s, a energia de soldagem simulada neste passe foi de 1,90 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-115

Figura 5-115 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de passe de raiz, seção J3.1.

5.7.3 Primeiro passe de enchimento

5.7.3.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do primeiro passe de enchimento

As temperaturas máximas registradas pelos termopares no primeiro passe de enchimento foram 551,0 °C e 557,6 °C pelos termopares T2 e T5, respectivamente, conforme se pode observar na Figura 5-116. Isto quer dizer que, provavelmente, toda a ZAC do passe de raiz tenha sido aquecida acima da temperatura de início de transformação martensítica e abaixo da temperatura A_{c1} . Caso isto se confirme, a fração de M-A na ZAC reduzir-se-á.

Figura 5-116 - Ciclo térmico de soldagem do passe de enchimento 1 da junta 3.

Para simular as isotermas da ZAC do primeiro passe de enchimento foram utilizadas 32 fontes puntiformes totalizando uma potência de 4310 W. Com uma velocidade de soldagem de 1,64 mm/s, a energia de soldagem foi de 2,63 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-117. Um fato interessante deve ser noticiado nesta simulação: as isotermas que compõem a ZAC-IC do passe de enchimento tocaram a face inferior da chapa, de modo semelhante ao que aconteceu no primeiro passe de enchimento da junta J1. Entretanto, apenas uma pequena porção da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz foi aquecida intercriticamente. Boa parte desta ZAC foi aquecida na faixa de temperaturas subcríticas. Já na simulação apresentada do primeiro passe de enchimento da junta

J2, toda a ZAC adjacente ao passe de raiz, foi aquecida subcriticamente. Ou seja, a isoterma da temperatura Ac_1 não tocou a face inferior da chapa, como se pode observar na Figura 5-76.

Figura 5-117 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de primeiro passe de enchimento, seção J3.2.

5.7.3.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o primeiro passe de enchimento.

A Figura 5-118 exibe a microestrutura da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da região que foi aquecida subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento. Deve-se observar que os contornos de grão da austenita anterior ainda persistem, cujo tamanho de grão igual $63,29 \pm 18,21 \mu\text{m}$ aponta, estatisticamente (ver Apêndice C.III), que não houve alteração em relação à ZAC-GG sem aquecimento. Sua microestrutura é composta de FSB. A fração de MA na ZAC-GG adjacente ao passe de raiz reduziu-se de $1,13 \pm 0,52\%$ para $0,26 \pm 0,24\%$. Esta redução da fração de MA é esperada, pois ela contempla a região da ZAC que foi aquecida acima da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ou seja, acima de 451°C e abaixo da Ac_1 .

A Figura 5-119 e a Figura 5-120 exibem as microestruturas da ZAC-RG e da ZAC-IC, respectivamente, que foram aquecidas subcriticamente pelo primeiro passe de enchimento. Ambas apresentam as mesmas microestruturas originais do passe de raiz que foram ferrita e agregados ferrita-carbonetos (FC). Este comportamento foi observado também nas ZAC-RG e ZAC-IC adjacentes ao passe de raiz das juntas J1

e J2. Ambas as ZACs apresentaram tamanhos de grãos similares àqueles de suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. A ZAC-RG apresentou fração volumétrica de M-A igual a $0,26 \pm 0,24\%$, inferior em relação ao passe de raiz.

Figura 5-118 – Micrografia da ZAC-GG do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%.

Figura 5-119 - Micrografia da ZAC-RG do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%.

Figura 5-120 - Micrografia da ZAC-IC do primeiro passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%.

5.7.3.3 Mapeamento de microdureza do primeiro passe de enchimento

A Figura 5-121 apresenta o mapeamento de microdureza HV_{0,5} do primeiro passe de enchimento, em que se percebe um aumento de microdureza na porção inferior da zona fundida do passe de raiz. Esta região sofreu aquecimento intercrítico, como se pode constatar ao observar a ZAC simulada apresentada na Figura 5-117.

Figura 5-121 – Mapeamento de microdureza HV_{0,5} do primeiro passe de enchimento da junta J3.

5.7.3.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do primeiro passe de enchimento

Os corpos de prova reduzidos de 2,5 mm entalhados na região da ZAC-GG apresentaram tenacidade ao impacto iguais $33,38 \pm 0,97$ J e $34,96 \pm 1,57$ J, nas temperaturas de ensaio de -40°C e -90°C , respectivamente. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice B.VI).

Baseando-se no critério imposto pelas norma normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a energia absorvida foi superior aos 17 J de referência, mesmo em temperatura inferior a $-45,3^{\circ}\text{C}$, como foi o resultado apresentado no ensaio realizado na temperatura de -90°C .

A Figura 5-122 mostra as fractografias obtidas via MEV, considerando a temperatura de ensaio de -40°C , enquanto a Figura 5-123 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90°C . Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova.

Figura 5-122. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da ZAC-GG, seção J3.2 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-123. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, ZAC-GG, seção J3.2 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.7.4 Segundo passe de enchimento

5.7.4.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do segundo passe de enchimento

A Figura 5-124 apresenta os ciclos térmicos da soldagem do passe de enchimento 2, cujas temperaturas máximas atingidas foram de 490,2 °C e 495,0 °C, pelos termopares T3 e T5, respectivamente. Como a fonte de calor encontra-se mais distante da face inferior da chapa, pode-se deduzir que toda a ZAC do passe de raiz tenha sido aquecida acima da temperatura de início de transformação martensítica e abaixo da temperatura A_{c1} . A simulação das isothermas da ZAC do segundo passe de enchimento poderá confirmar tal declaração.

Figura 5-124 - Ciclo térmico de soldagem do segundo passe de enchimento da junta J3.

A simulação das isothermas da ZAC do segundo passe de enchimento foi realizada sobre a macrografia da seção J3.4 para reduzir a quantidade de simulações. Ou seja, esta simulação poderia ter sido realizada na seção J3.3 que contém o passe de raiz e os dois passes de enchimento. Como o passe de raiz é simulado em todas as seções, então ela pode ser aproveitada tanto na simulação do segundo passe de enchimento quanto do passe de acabamento.

Para a simulação do segundo passe de enchimento foram utilizadas 39 fontes puntiformes totalizando uma potência de 3945 W. Com uma velocidade de soldagem

de 1,89 mm/s, a energia de soldagem foi de 2,09 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-125 e confirma que a ZAC do passe de raiz que fora aquecida subcriticamente no primeiro passe de enchimento, também o foi no passe atual.

Figura 5-125 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem de segundo passe de enchimento, seção J3.4.

5.7.4.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o segundo passe de enchimento

A Figura 5-126 exibe a microestrutura da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da região que foi rea aquecida subcriticamente pelo segundo passe de enchimento. Os contornos de grão da austenita anterior ainda persistem, cujo tamanho de grão igual $76,85 \pm 11,04 \mu\text{m}$ indica, estatisticamente (ver Apêndice C.III), que não houve alteração em relação à ZAC-GG do passe de raiz. Sua microestrutura é composta de FSB. A fração de MA na ZAC-GG adjacente ao passe de raiz reduziu-se de $0,26 \pm 0,24\%$ no passe anterior para $0,06 \pm 0,04\%$. Esta redução da fração de MA é esperada, pois ela contempla a região da ZAC que foi aquecida acima da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ou seja, acima de 451°C e abaixo da A_{c1} .

Figura 5-126 – Micrografia da ZAC-GG do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-127 - Micrografia da ZAC-RG do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

A Figura 5-127 e a Figura 5-128 exibem as microestruturas da ZAC-RG e da ZAC-IC, respectivamente, que foram reaqueladas subcriticamente pelo segundo passe de enchimento. Ambas apresentam as mesmas microestruturas originais do passe de raiz que foram ferrita e FC. Os tamanhos de grãos ferríticos de ambas as

regiões também apresentaram similaridades em tamanho, em relação às suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz.

A fração volumétrica de M-A na ZAC-RG reduziu-se de $0,26 \pm 0,24\%$, no passe anterior, para $0,07 \pm 0,04\%$ no passe atual.

Figura 5-128 - Micrografia da ZAC-IC do segundo passe de enchimento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

5.7.4.3 Mapeamento de microdureza do segundo passe de enchimento

A Figura 5-129 apresenta o mapeamento de microdureza $HV^{0,5}$ do segundo passe de enchimento, em que se observa uma redução na microdureza, na região da zona fundida do passe de raiz que havia sido aquecida intercriticamente no passe anterior. Esta região, muito provavelmente foi aquecida a temperaturas inferiores ao M_s , assim como a ZAC adjacente ao passe de raiz, pois o tom de cor azul tornou-se mais intenso.

Figura 5-129 – Mapeamento de microdureza (HV^{0,5}) do segundo passe de enchimento da junta J3.

5.7.4.4 Tenacidade ao impacto da IC-ZAC-GG adjacente à raiz em função do segundo passe de enchimento

Os corpos de prova reduzidos de 2,5 mm entalhados na região da ZAC-GG apresentaram tenacidade ao impacto iguais $33,44 \pm 2,63$ J e $32,07 \pm 1,074$ J, nas temperaturas de ensaio de -40°C e -90°C , respectivamente. Estes resultados são também estatisticamente iguais (ver Apêndice B.VI).

Baseando-se no critério imposto pelas norma normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a energia absorvida foi superior aos 17 J de referência, mesmo em temperatura inferior a $-45,3^{\circ}\text{C}$, como foi o resultado apresentado no ensaio realizado na temperatura de -90°C .

A Figura 5-130 mostra as fractografias obtidas via MEV, considerando a temperatura de ensaio de -40°C , enquanto a Figura 5-131 apresenta as fractografias de um corpo de prova ensaiado a -90°C . Deve-se observar que houve predominância de microalvéolos em toda a extensão da superfície de fratura, caracterizando fratura totalmente dúctil em toda a extensão dos corpos de prova.

Figura 5-130. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V da ZAC-GG, seção J3.3 ensaiada à temperatura de -40°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

Figura 5-131. Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy-V, ZAC-GG, seção J3.3 ensaiada à temperatura de -90°C : (a) e (b), região inicial; (c) e (d), região central e (d) e (f), região final da fratura. Ampliações: 1000x (a, c, e) e 4000x (b, d, f).

5.7.5 Passe de acabamento

5.7.5.1 Ciclos térmicos experimentais e simulados do passe de acabamento

Por fim, a Figura 5-132 apresenta os ciclos térmicos da soldagem do passe de acabamento, onde os termopares T3 e T5 apresentaram as temperaturas máximas de 468,3 °C e 474,3 °C, respectivamente. Como no passe anterior a ZAC do passe de raiz foi totalmente aquecida abaixo da temperatura Ac_1 , é de se supor que o mesmo ocorra no passe de soldagem atual.

Figura 5-132 - Ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento da junta 3

A simulação das isotermas da ZAC do passe de acabamento foi realizada utilizando 21 fontes puntiformes totalizando uma potência de 4140 W. Com uma velocidade de soldagem de 1,88 mm/s, a energia de soldagem foi de 2,20 kJ/mm. O resultado desta simulação está apresentado na Figura 5-133 e confirma que a ZAC do passe de raiz foi aquecida subcriticamente no passe de acabamento.

Figura 5-133 - Isotermas simuladas pelo MFD, soldagem do passe de acabamento, seção J3.4.

5.7.5.2 Avaliação micrográfica da ZAC do passe de raiz após o passe de acabamento

A Figura 5-134 exibe a microestrutura da ZAC-GG adjacente ao passe de raiz da região que foi reaquescida subcriticamente pela terceira vez no passe de acabamento. Os contornos de grão da austenita anterior persistem, cujo tamanho de grão igual $71,33 \pm 12,75 \mu\text{m}$ indica, estatisticamente (ver Apêndice C.III), que não houve alteração em relação à ZAC-GG do passe de raiz. Sua microestrutura é composta de FSB. A fração de MA na ZAC-GG adjacente ao passe de raiz foi igual $0,09 \pm 0,05\%$. Esta redução da fração de MA é esperada, pois ela contempla a região da ZAC que foi aquecida acima da temperatura de início da transformação martensítica (M_i), ou seja, acima de 451°C e abaixo da A_{c1} .

A Figura 5-135 e a Figura 5-136 exibem as microestruturas da ZAC-RG e da ZAC-IC, respectivamente, que foram aquecidas subcriticamente pelo segundo passe de enchimento. Ambas apresentam as mesmas microestruturas originais do passe de raiz que foram ferrita e FC. Ambas as ZACs apresentaram similaridade em termos de tamanho de grão com suas respectivas zonas afetadas pelo calor relativas à soldagem do passe de raiz. A ZAC-RG apresentou fração volumétrica de M-A igual a $0,16 \pm 0,10\%$, inferior em relação ao passe de raiz.

Figura 5-134 - Micrografia da ZAC-GG do passe de acabamento da junta J3 contendo FSB; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-135 - Micrografia da ZAC-RG do passe de acabamento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

Figura 5-136 - Micrografia da ZAC-IC do passe de acabamento da junta J3 contendo ferrita e FC; ataque Nital 2%; ampliação 500x.

5.7.5.3 Mapeamento de microdureza do passe de acabamento

A Figura 5-137 apresenta o efeito da soldagem do passe de acabamento sobre a microdureza da zona fundida e das ZACs dos passes anteriores na seção J3.4.

Figura 5-137 – Mapeamento de microdureza ($HV^{0,5}$) do passe de acabamento da junta J3.

Na zona fundida apresentada pela Figura 5-137, observam-se regiões de maiores microdurezas como a ZAC do próprio passe de acabamento e regiões que

nos passes anteriores foram aquecidas intercriticamente. Nas ZACs do metal de base aparecem três regiões levemente amareladas, que também foram aquecidas intercriticamente pelos passes de soldagem anteriores e que foram aquecidas na faixa de temperatura entre a A_{c1} e $468,3\text{ °C}$.

5.7.5.4 Tenacidade ao impacto da ZAC-GG adjacente à raiz em função do passe de acabamento

Durante a soldagem do passe de raiz, por uma falha no controle da quantidade de gás de proteção, percebeu-se que na última extensão do cordão de solda já não havia gás de proteção 75%Ar – 25%CO₂. Entretanto, o trecho soldado não foi refeito pois isto dificultaria a análise da extensão da ZAC em função de seu reaquecimento. Posteriormente, os corpos de prova usinados nesta região apresentaram pouca resistência, e, portanto, não foram ensaiados.

Figura 5-138 – Micrografias da região transversal que fraturou fora do entalhe no ensaio Charpy do passe de raiz à temperatura de 23 °C ; região do entalhe: (a) e (b); região da fratura: (c) e (d).

Como não houve ensaio de tenacidade ao impacto na seção J3.4, fica apresentado como evidência do problema ocorrido, um corpo de prova entalhado no metal de solda que rompeu com baixa energia à temperatura de 23 °C, conforme Figura 5-138. Esta figura apresenta o início e o fim da fratura em que se evidencia a presença de inclusões e poros.

Na Figura 5-139 (a) aparece em destaque uma inclusão sobre a qual foi realizado o ensaio de EDS, cujo resultado está apresentado na Figura 5-140 e na Figura 5-141, confirmando a presença de inclusão de escória, proveniente do consumível de soldagem.

Figura 5-139 – Fractografias da superfície de fratura do ensaio Charpy na seção J3.4; realizado à temperatura de 23 °C, na região inicial com aumento de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com aumento de 500x (c) e 1000x (d).

Figura 5-140 –EDS realizado sobre a inclusão apresentada na superfície da fratura de ensaio Charpy à temperatura de 23 °C, que não se rompeu no entalhe; seção J3.4.

Figura 5-141 – Resultado quantitativo do EDS realizado sobre a inclusão apresentada na superfície da fratura de ensaio Charpy a 23 °C, que não se rompeu no entalhe; seção J3.4.

5.7.6 Síntese dos resultados avaliados na ZAC da junta J3

Altura da zona fundida do passe de raiz da junta J3 ficou em torno de 7,76 mm, ou seja, uma altura intermediária àquela das zonas fundidas dos passes de raiz das juntas soldadas J1 e J2 (7,14mm e 9,48 mm, respectivamente). Como as energias de soldagem dos passes de enchimento foram estatisticamente iguais para as três juntas, consequentemente, o fluxo de calor apresentado no primeiro passe de enchimento da junta J3 ficou intermediário ao que ocorreu nas outras duas. Em outras palavras, na junta J2, as isotermas da Ac_1 e Ac_3 não tocaram a face inferior da chapa (ver Figura

5-76). Já na junta J3, as isothermas da Ac_1 e Ac_3 tocaram a face inferior da chapa na região da zona fundida do passe de raiz (ver Figura 5-117). Por fim, na junta soldada J1, estas isothermas incidiram sobre uma boa porção da ZAC-GG adjacente à zona fundida do passe de raiz (ver Figura 5-34).

Como a ZAC do passe de raiz foi aquecida subcriticamente, repetiu-se com ela o que ocorreu com a ZAC da junta J2. Ou seja, não houve variações na morfologia e no tamanho de grãos ferríticos em todas as seções da junta, assim como houve redução da fração de M-A. Houve algum aumento de microdureza na ZAC-GG reaquecida subcriticamente. Entretanto, como nas outras juntas, este aumento não afetou a absorção de energia ao impacto Charpy-V na ZAC-GG, que foram estatisticamente iguais para todas as seções (ver Apêndice B.VI), para as temperaturas de ensaio a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e a $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$, como se pode observar no gráfico da Figura 5-142.

Figura 5-142. Tenacidade ao impacto na ZAC-GG da raiz reaquecida pelos passes de soldagem subsequentes, junta J3.

5.7.7 Metal de solda da Junta J3

5.7.7.1 Caracterização microestrutural: Nital e Klemm

A Figura 5-143 apresenta a microestrutura da zona fundida do passe de raiz da junta soldada J3, composta de ferrita acicular (FA) e ferrita de contorno de grão (FG).

Figura 5-143 - Microestrutura da zona fundida do passe de raiz da junta J3 contendo FA e FG; ataque Nital 2%.

Figura 5-144 - Microconstituente M-A no metal de solda do passe de raiz da junta J3.

A Figura 5-144 apresenta a distribuição de M-A na zona fundida do passe de raiz, destacada em branco pelo reagente Klemm1. A fração de M-A do MS da junta J3, no passe de raiz foi $3,33 \pm 1,00\%$. Isto explica o aumento considerável na microdureza, quando sua porção inferior foi aquecida intercriticamente pelo primeiro

passa de enchimento, como se pode constatar pelo mapeamento de microdureza apresentado pela Figura 5-121.

5.7.7.2 Temperatura de transição dúctil frágil

A Figura 5-145 apresenta o gráfico da temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da Junta 3. O patamar superior deste gráfico compreendeu as energias absorvidas nas temperaturas desde 23 °C até -40 °C, conforme análise estatística apresentada no Apêndice B.VI, cujo valor foi de $23,31 \pm 3,21$ J. O patamar inferior compreendeu a energia absorvida à temperatura de -196 °C, cujo valor foi de $1,44 \pm 0,17$.

Figura 5-145. Temperatura de transição dúctil-frágil do MS da raiz da junta 3.

Adotando como critério da temperatura de transição dúctil-frágil a energia média dos patamares, então a energia média da transição será $12,38 \pm 1,69$ J, cuja temperatura é igual a -123,5 °C. Ou ainda, adotando-se o critério apontado pelas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94], a temperatura prevista pelo gráfico da tangente hiperbólica para absorver 17 J, seria igual -106,5 °C, inferior aos -45,3 °C.

A Figura 5-146, relativa ao ensaio à temperatura de -40°C apresenta o início da transição de dúctil para frágil já no início da superfície de fratura, pois ainda se observam microalvéolos nas regiões analisadas.

Figura 5-146. Fractografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy do MS da junta J3, obtidas de corpos de prova ensaiados à temperatura de -40°C , na região inicial da fratura com ampliações de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com ampliações de 500x (c) e de 1000x (d).

As fractografias dos corpos de prova ensaiados à temperatura de -196°C estão apresentadas na Figura 5-147. Nota-se mecanismo de fratura por clivagem em toda a extensão da superfície da fratura.

Figura 5-147. Fractografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy do MS da junta J3, obtidas de corpos de prova ensaiados à temperatura de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, na região inicial da fratura com ampliações de 500x (a) e 1000x (b) e na região final com ampliações de 500x (c) e 1000x (d).

6 CONCLUSÕES

A) Cálculo da energia de soldagem

O cálculo da potência e da energia de soldagem pelos métodos convencionais, como mostrado, proporcionou uma diferença de 10% quando se comparou o método das médias da tensão e da corrente em relação ao método da integração da curva de potência (ou da média das potências instantâneas) e uma diferença de 23% quando se compararam os valores da potência fornecidos pelo sistema de aquisição dados do equipamento de soldagem (que fornece a potência em RMS) em relação ao método da integração da curva de potência (ou da média das potências instantâneas). A utilização de valores imprecisos da energia de soldagem implica no cálculo impreciso da extensão da ZAC, como foi comprovado pelos resultados apresentados na Tabela 5-10. Consequentemente, as temperaturas máximas e taxas de resfriamento avaliadas na ZAC também tornam-se imprecisas. Para simular a distribuição de temperatura e ciclos térmicos pelo Modelo de Fontes Distribuídas com as propriedades dependentes da temperatura, os valores de potência utilizados estiveram dentro da média calculada pela metodologia da integração da curva de potência. Portanto, recomenda-se utilizar esta metodologia ou a da média das potências instantâneas.

B) Modelo das fontes distribuídas

O Modelo de Fontes Distribuídas, assim como as outras soluções analíticas de Rosenthal, responde melhor quando a junta não possui chanfro, ou seu ângulo é muito pequeno. Destas soluções, o Modelo de Fontes Distribuídas é o que proporciona a melhor resposta, pois a energia distribui-se de maneira mais adequada que nas soluções por Chapa Fina, Intermediária e Grossa. Para as chapas grossa e intermediária, a temperatura tende ao infinito no local onde se encontra a fonte puntiforme.

Uma vez que as fontes distribuídas são ajustadas para simular a isoterma da temperatura de fusão, com as propriedades físicas avaliadas também nesta mesma temperatura, esta distribuição de potência e de posição das fontes pode ser utilizada

para simular outras isotermas de interesse, desde que os novos valores das propriedades sejam avaliados na mesma temperatura das isotermas em estudo. Cabe lembrar que na aplicação das soluções de Rosenthal e até mesmo no Modelo de Fontes Distribuídas, as propriedades têm sido consideradas independentes da temperatura.

O correto cálculo do valor da energia a ser transferida da poça de fusão para a chapa é que propicia dimensionar as outras isotermas e simular ciclos térmicos.

A utilização de fontes distribuídas dentro da zona fundida propiciou mais liberdade ao Modelo de Fontes Distribuídas para simular os efeitos que a convecção na poça de fusão gera na morfologia do cordão de solda. Este efeito foi testado por Azar [61,95,95], para apenas um cordão de solda. Ramirez e Brandi [15] deslocaram as fontes para o interior do chanfro para simular soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. Em todos os casos citados as fontes estavam distribuídas simetricamente em relação à linha de centro da soldagem e as propriedades consideradas constantes. Na metodologia proposta neste trabalho, ao considerar as fontes todas imersas na zona fundida, cujas posições e valores de potências foram definidos com mais flexibilidade que no modelo original, foi possível simular uma soldagem, não apenas multipasse, mas também considerando a assimetria da poça de fusão, como foi o caso do chanfro em Meio-V.

Por outro lado, o bom ajuste das isotermas, permitiu analisar o reaquecimento da ZAC em função dos passes de soldagem subsequentes. Consequentemente, foi possível determinar com que intensidade as regiões da ZAC foram reaquecidas. Um exemplo interessante foi o caso da ZAC-GG aquecida intercriticamente. Esta é uma das condições para a formação de um ZFL, embora não seja única.

Uma vez que o Modelo de Fontes Distribuídas consegue delimitar com acurácia as isotermas da ZAC, então é possível avaliar se os ciclos térmicos registrados estão coerentes com as respectivas posições em que os termopares foram instalados. Isto evita que se faça alguma análise errada por erros na instalação dos termopares. Este fato ocorreu com o ciclo térmico coletado pelo termopar T5 na soldagem do passe de raiz da junta J2. Outra conclusão interessante a respeito da metodologia utilizada neste trabalho a respeito dos ciclos térmicos, foi o cálculo da variação de Δt_{8-5} ao longo da ZAC. Ou seja, os resultados mostraram que eles variaram pouco (menos de 10%) e confirmam o que já era conhecido há muito tempo [12,13,48,56], embora seja pouco citado.

C) Zonas Frágeis Localizadas

Os diferentes valores das energias de soldagem nas três juntas estudadas, na simulação do primeiro passe de enchimento, fizeram com que as ZACs de grãos grosseiros, na altura do passe de raiz, fossem aquecidas intercriticamente em diferentes posições e extensões, como se pode constatar na Figura 5-34, Figura 5-76 e Figura 5-117. Na junta J1 este fenômeno foi mais evidente pois a ZAC-IC do primeiro passe de enchimentos incidiu quase que integralmente a ZAC-GG do passe de raiz, em uma extensão com quase 25% da espessura da chapa do tubo soldado. Isto só foi percebido graças ao desenvolvimento da metodologia proposta neste trabalho.

Cabe ressaltar ainda que, no caso da junta J1, além da altura da IC-ZAC-GG ter sido considerável, sua localização também poderia ser outro agravante, pois ela está situada na face interna do tubo, que é uma região que concentra mais as tensões residuais da soldagem. Estas tensões ainda podem ser acrescidas pela flexão do tubo durante sua instalação em um solo com topografia irregular. Somando-se a estas tensões acumuladas, há ainda a possibilidade do contato da extremidade da IC-ZAC-GG na face interna do tubo com o hidrogênio difusível do fluido que circula em seu interior. Se a microestrutura na IC-ZAC-GG for favorável à concentração de tensões, então, estão criadas as condições para a ocorrência de trinca sob tensão em meio corrosivo.

Com a delimitação da IC-ZAC-GG através da simulação pelo Modelo de Fontes Distribuídas foi possível quantificar a fração volumétrica de M-A e constatar a existência de um gradiente de concentração desta fase em toda a sua extensão. Esta distribuição real do M-A indica que sua influência nas propriedades mecânicas pode ser menos severa do que os resultados apontados em estudos que envolvem ciclos térmicos executados na Gleeble [9,104], que produzem uma extensão maior da microestrutura simulada para um dado ciclo térmico.

D) Soldabilidade do aço API 5L X80 estudado

A literatura refere-se ao microconstituente MA como fase deletéria [51,105]. Entretanto, Davis [9] comprova que aços com diferentes composições químicas podem responder de modo diferente aos ensaios de tenacidade, mesmo que ainda tenham a mesma fração volumétrica de MA. Isto significa dizer que este não é o único

critério para caracterizar sua ação nas propriedades mecânicas dos aços, mas que é necessário também verificar sua distribuição e tamanho [9,105,106]. No aço API 5L X80 estudado por Ramírez [107] os corpos de prova de dilatométrica (aquecidos a 100 °C/s e mantidos à temperatura de 1300 °C por 2s) apresentaram MA formando uma coroa no contorno de grão da austenita anterior. Já no caso do aço API 5L X80 estudado nesta pesquisa, o MA apareceu no contorno de grão da austenita anterior, porém disperso e desconectado uns dos outros, além de possuírem menores dimensões.

O ensaio Charpy-V para corpos de prova reduzidos de 2,5 mm indicou uma ductilidade elevada do aço estudado na região da ZAC-GG: à temperatura de -40 °C, as seções J1.2, J1.3 e J1.4 absorveram em média $34,3 \pm 1,4$ J, enquanto que a - 90 °C a energia média absorvida foi de $32,2 \pm 1,8$ J. Estes valores são estatisticamente diferentes (ver Apêndice B.I), mas muito próximos, para uma variação de 50 °C. A energia média absorvida à temperatura de -90 °C das três seções foi superior aos 17 J à temperatura de -45,3 °C, conforme critérios baseados nas normas API 5L [45], ASTM A370 [90] e BS 7910 [94].

Este comportamento foi semelhante para as seções das ZACs das juntas soldadas J2 e J3. Esta pequena variação de absorção de energia também ocorreu no metal de solda, para a faixa de temperatura entre 23 °C e -110 °C. Duas situações, além das microestruturas da ZAC, provavelmente favoreceram a tenacidade no ensaio Charpy-V: (1) o entelhe com um raio de 0,25 mm na ponta, quando a IC-ZAC-GG, por exemplo, possuía uma largura de 1,26 mm e (2) a espessura do corpo de prova (2,5 mm) que altera a transição do estado biaxial de tensões para o estado triaxial. Ou seja, são apenas 1,25 mm de cada lado do corpo de prova para migrar de um estado de tensão biaxial para triaxial.

Os ensaios de microdureza apontaram também uma boa tenacidade da ZAC e do MS. No caso da ZAC, ela manteve sua dureza de igual para inferior à do metal de base. Já o metal de solda indicou que a dureza, ao final de todos os cordões, ficou inferior a 250 HV^{0,5}. Algumas regiões aquecidas do MS ficaram em torno de 280 HV^{0,5}, o que ainda é um bom valor, pois é inferior ao que orienta a norma API 5L [45], que propõe uma dureza inferior a 350 HV¹⁰.

E) Conclusão geral

O melhor método para calcular a energia de soldagem foi através da integração da curva de potência instantânea. A partir desta metodologia, o melhor modelo de transferência de calor, que representa a realidade de uma junta multipasse, foi o Modelo de Fontes Distribuídas, com variação das propriedades físicas com a temperatura. Com base neste modelo, foi possível identificar as regiões de superposições das diferentes isothermas dos passes subsequentes, e suas influências nas propriedades mecânicas do passe de raiz e do metal de solda. Dos processos de soldagem estudados, a soldagem com transferência controlada por tensão superficial apresentou a menor queda de dureza na ZAC, e foi a mais adequada para esta aplicação.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Na soldagem do aço API RL X80 estudado nesta pesquisa, as propriedades térmicas utilizadas foram a de um aço AISI 1020. Embora estas propriedades tenham sido adequadas para simular as isothermas da ZAC e os ciclos térmicos, a potência total das fontes puntiformes em cada simulação foi superior ao seu respectivo valor médio calculado. Sendo assim propõe-se: que sejam realizadas soldagens mecanizadas, com as propriedades físicas dependentes da temperatura, específicas do metal de base em estudo, para averiguar se a energia de soldagem simulada coincide com os valores calculados;

Como a simulação de ciclo térmicos pelo sistema Gleeble homogeneiza a microestrutura, sugere-se que sejam simulados os mesmos ciclos térmicos ocorridos na soldagem da junta J1, em corpos de prova reduzido de 2,5 mm. Que em cada ciclo térmico sejam avaliadas, a microdureza, a fração volumétrica de M-A. Seria interessante ensaiar os corpos de prova por meio da tenacidade ao impacto Charpy-V e por meio do CTOD para averiguar sua tenacidade.

Sugere-se ainda avaliar os corpos de prova da soldagem real por meio de CTOD para averiguar a sua tenacidade, tendo em vista que os ensaios Charpy-V apontaram uma alta tenacidade até mesmo na temperatura de -110°C.

Tendo em vista que não foram previstos ensaios de tração nas juntas soldadas deste trabalho, seria interessante que eles fossem realizados, pois os valores das energias de soldagem calculadas incidiram justamente na faixa de valores relatados por Bang e Kim [50] em que a redução de microdureza e, conseqüentemente, da resistência, é mais severas.

Por fim, sugere-se que seja avaliada uma metodologia que reduza tempo de simulação das isothermas. Na metodologia atual, é proposta uma distribuição de potência e de posição das fontes distribuídas na zona fundida e a isoterma simulada é comparada com aquela revelada pelo contorno da macrografia. Na nova proposta, seriam definidas as coordenadas de alguns pontos da isoterma da temperatura de fusão, as coordenadas das fontes puntiformes. Desta forma, a variável do problema passa a ser os valores das potências que ainda são desconhecidas.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Cimino, R.; Bauer; et al. "Transporte aeroviário, aquaviário e dutoviário," *Engenharia Compartilhada*, 2013. [Online]. Disponível: <http://www.engenhariacompartilhada.com.br/Secoes.aspx?capitulo=36054>. [Acessado: 05-Fev-2014].
- [2] Vitor, J. "Brasil atinge 22 mil km de malha dutoviária e passa para 16º no ranking mundial," *Portal Transporta Brasil*, 2010. [Online]. Disponível: <http://www.transportabrasil.com.br/2010/07/brasil-atinge-22-mil-km-de-malha-dutoviaria-e-passa-para-16-no-ranking-mundial/>. [Acessado: 05-Fev-2014].
- [3] Costa, E. "Transporte dutoviário de combustíveis no brasil: desafios e oportunidade," *ILOS - Especialistas em logística e Supply Chain*. [Online]. Disponível: <http://www.ilos.com.br/web/transporte-dutoviario-de-combustiveis-no-brasil-desafios-e-oportunidade/>. [Acessado: 15-Abr-2014].
- [4] Ferrous Resources do Brasil "Sobre a empresa: Ferrous Resources do Brasil," 2014. [Online]. Disponível: <http://www.ferrous.com.br/index.php/projetos/view/14/14>. [Acessado: 10-Fev-2014].
- [5] AngloAmerican. "Primeiro carregamento de minério de ferro do Projeto Minas-Rio chega ao Porto do Açu," *AngloAmerican*, 2014. [Online]. Disponível: http://brasil.angloamerican.com/imprensa/press-releases/year2014/28-08-2014?sc_lang=pt-PT. [Acessado: 10-Out-2014].
- [6] Peters, P. A.; Hillenbrand, H.-G. "Experience in supply of arctic grade line pipe for soviet construction projects," in *World Material Congress*, 1988, pp. 677–78.
- [7] Hillenbrand, B.H.; Heckmann, C.J.; et al. "X80 line pipe for large-diameter high strength pipelines," in *APIA 2002 Annual Conference X80 Pipeline Workshop*, 2002, pp. 1–15.
- [8] Yurioka, Nobutaka; Suzuki, H.; ; Okumura, Makoto; Ohshita, Shigeru; Saito, S. "Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Sensitivity." *Nippon STEEL Tech. Rep.* vol. 20. pp. 61–73. 1982.
- [9] Davis, C.L.; King, J.E. "Cleavage initiation in intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I. Fractographic evidence." *Metall. Mater. Trans.* vol. 25A, no. March. pp. 563–573. 1994.
- [10] Ion, J.C.; Easterling, K.E.; et al. "A second report on diagrams of microestructure and hardnes for Heat-Affected Zones in welds." *Acta Metall.* pp. 1949–1962. 1984.
- [11] Rosenthal, D. "The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments." *Trans. ASME*. vol. 43, no. November. pp. 849–866. 1946.
- [12] Rosenthal, D. "Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting." *Wleding J.* vol. 20, no. 5. p. 220s–234s. 1941.
- [13] Grong, O. *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd ed. London: The Institute of Materials, 1997.

- [14] Myhr, O.R.; Grong, Ø. "Dimensionless maps for heat flow analyses in fusion welding." *Acta Metall. Mater.* vol. 38, no. 3. pp. 449–460. 1990.
- [15] Ramirez, A.J.L.; Brandi, S.D. "Application of discrete distribution point heat source model to simulate multipass weld thermal cycles in medium thick plates." *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 9, no. 1. pp. 72–82. 2004.
- [16] Goldak, J.; Chakravarti, A.; et al. "A new Finite Element Model for welding heat sources." *Metall. Trans. B.* vol. 15B, no. June. pp. 299–305. 1984.
- [17] Chunyan, Y.; Cuiying, L.; et al. "3D modeling of the hydrogen distribution in X80 pipeline steel welded joints." *Comput. Mater. Sci.* vol. 83. pp. 158–163. 2014.
- [18] Cho, S.-H.; Kim, J.-W. "Analysis of residual stress in carbon steel weldment incorporating phase transformations." *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 7, no. 4. pp. 212–216. 2002.
- [19] ASM International. *Properties and Selection: Irons steels and high performance alloys*, 3rd ed. Cleveland, 1993.
- [20] Hof, W.M.; Gräf, M.K.; et al. "New high strength large diameter pipe steels." *J. Mater. Eng.* vol. 9, no. 2. pp. 191–198. 1987.
- [21] Hillenbrand, H.-G.; Graf, M.; et al. "Development and production of high strength pipeline steels." *Int. Symp. Niobium*. pp. 543–569. 2002.
- [22] Dong, C.F.; Li, X.G.; et al. "Hydrogen-induced cracking and healing behaviour of X70 steel." *J. Alloys Compd.* vol. 484, no. 1–2. pp. 966–972. 2009.
- [23] Pickering, F.B. *High-Strength, Low-Alloy Steels — A Decade of Progress*. New York, 1977.
- [24] Tamura, I.; Sekine, H.; et al. *Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels*, 1st ed. London: Butterworths, 1988.
- [25] Baker, T.N. "Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels." *Mater. Sci. Technol.* vol. 25, no. 9. pp. 1083–1107. 2009.
- [26] Colpaert, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 4th ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- [27] Krauss, G. *Steels: Processing, Structure, and Performance*, 1st ed. Ohio: ASM International, 2005.
- [28] Bhadeshia, H.K.D.H.; Honeycombe, R.W.K.; et al. *Steels: Microstructure and Properties.*, 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006.
- [29] Pickering, F.B. *Materials Science and Technology - Constitution and Properties of Steels*, 1st ed. New York, 1992.
- [30] Garbarz, B.; Pickering, F.B. "Effect of austenite grain boundary mobility on hardenability of steels containing vanadium." *Mater. Sci. Technol.* vol. 4, no. 11. pp. 967–975. 1988.
- [31] Repas, P.E. "Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels," in *Microalloyed HSLA steels*, 1988, vol. 5.
- [32] Porter, L.F. "High-Strength Low-alloy Steels," *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*. pp. 2157–2162, 1986.
- [33] Pickering, F.B. *Physical metallurgy and the design of steels*. London: Applied Science Publishers, 1978.

- [34] Yurioka, N. "Physical Metallurgy Of Steel Weldability." *ISIJ Int.* vol. 41, no. 6. pp. 566–570. 2001.
- [35] Matsumoto, K.; Yamazaki, Y.; et al. "Development of Ni-bearing steel plates for low-temperature uses manufactured by on-line accelerated cooling," in *Accelerated Cooling of Steel*, 1985, pp. 151–164.
- [36] Amin, R.K.; Pickering, F.B. "Ferrite formation from thermo-mechanically processed Austenite," *Charles Hatchett Awards Papers*, Doncaster, UK, pp. 1–12, 1985.
- [37] Zhu, Z.X.; Kuzmikova, L.; et al. "Role of Ti and N in line pipe steel welds." *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 18, no. 1. pp. 1–10. 2013.
- [38] DeArdo, A.J. "An Overview of Microalloyed Steels, in Effects of Microalloying on the Hot-Working Behavior of Ferrous Alloys," in *8th Process Technology Development*, 1988.
- [39] Verlinden, Bert; Cahn, R.W.; Doherty, Roger D; Driver, J.; et al. *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*. London: Burlington Pergamon, 2007.
- [40] Hertzberg, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, 4th ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.
- [41] Kozasu, I.; Ouchi, C.; et al. "Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical Process," in *Micro Alloying 75*, pp. 120–135.
- [42] Umemoto, M.; Tamura, I. "Ferrite grain refinement by work-hardening of austenite and accelerated cooling," in *HSLA steels Metallurgy and Applications*, 1985, pp. 373–382.
- [43] Hillenbrand, H.G.; Niederhoff, Kurt A.; et al. "Procedures, considerations for welding X80 line pipe established." *Oil Gas J.* vol. 37, no. September. pp. 47–56. 1997.
- [44] Lazzari, V.; Machado, S.; Silca, C.; Neto, O.; Moreira, J. "Industrial data on the first API X80 line pipe produced in Latin American," in *World Material Congress*, 1988, pp. 87–94.
- [45] American Petroleum Institute. *API 5L: Specification for line pipe*, 43rd ed., vol. Forty Four. Washington, D. C., 2013.
- [46] American Petroleum Institute. *API 1104: Welding of Pipelines and Related Facilities*, 21st ed., no. September. Washington, D. C., 2013.
- [47] Wainer, E.; Brandi, S. D.; Mello, F.D.H. *Soldagem: Processo e Metalurgia*, 1st ed. São Paulo: Edgar Blucher, 1992.
- [48] Adams Jr, C.M.. "Cooling rates and peak temperatures in fusion welding." *Weld. J.* vol. 37, no. 5. p. 210s–215s. 1958.
- [49] Lomozik, M. "Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels." *Weld. Int.* vol. 14, no. 11. pp. 845–850. 2000.
- [50] Bang, K.-S.; Kim, W.-Y. "Estimation and Prediction of HAZ Softening in Thermomechanically Controlled-Rolled and Accelerated-Cooled Steel." *Weld. J.* no. 8. pp. 174–179. 2002.

- [51] Fairchild, D.P.; Bangaru, N. V; et al. "A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels." *Weld. J.* vol. 70, no. 12. p. 321s–330s. 1991.
- [52] Kasuya, T.; Yurioka, N. "Prediction of Welding Thermal History by a Comprehensive Solution." *Weld. J. Res. Suppl.* p. 107s–115s. 1993.
- [53] Rosenthal, D.; R. Schmerber "Thermal study of arc welding: experimental verification of theoretical formulas." *Weld. J. Res. Suppl.* vol. 17, no. 4. p. 2s–8s. 1938.
- [54] Cruz Neto, R.M. de A.; Alves, A. do N.S.; et al. "Aplicabilidade da metodologia clássica para determinação do comportamento do fluxo de calor em chapas soldadas." *An. do Congr. Nac. Matemática Apl. à Indústria [Blucher Math. Proceedings]*. vol. 1, no. 1. pp. 562–571. 2015.
- [55] American Welding Society. *Welding science and technology*, Ninth., vol. 1. Miami, FL, 1991.
- [56] Jhaveri, P.; Moffatt, W.G.; et al. "The effect of plate thickness and radiation on the heat flow in welding and cutting." *Weld. J.* vol. 41, no. 1. p. 12s–16s. 1962.
- [57] Poorhaydari, K.; Patchett, B.M.; et al. "Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness." *Weld. J.* vol. 84, no. 10. p. 149s–155s. 2005.
- [58] Eagar, T.W.; Tsai, N.S. "Temperature fields produced by traveling distributed heat sources." *Weld. J. Res. Suppl.* vol. 62, no. 12. p. 346s–355s. 1983.
- [59] Pavelic, V.; Tanbakuchi, R.; et al. "Experimental and Computed Temperature Histories in Gas Tungsten-Arc Welding of Thin Plate." *Weld. J. Res. Suppl.* vol. 48, no. 7. p. 295s–305s. 1969.
- [60] Araújo, D.B.; Roberto, P.; et al. "Applicability of the gaussian distribution heat source." *22° Int. Congr. Mech. Eng.* no. November. pp. 10023–10032. 2013.
- [61] Azar, A.S.; Ås, S.K.; et al. "Determination of welding heat source parameters from actual bead shape." *Comput. Mater. Sci.* vol. 54, no. 1. pp. 176–182. 2012.
- [62] Yurioka, N.; Kasuya, T. "A chart method to determine necessary preheat in steel welding." *J. Japan Weld. Soc.* vol. 35, no. 5. pp. 347–357. 1995.
- [63] Yurioka, N.; Suzuki, H.; et al. "Determination of necessary preheating temperature in steel welding." *Weld. J. Res. Suppl.* no. 6. p. 147s–153s. 1983.
- [64] Di, X.-J.; Cai, L.; et al. "Microstructure and mechanical properties of intercritical heat-affected zone of X80 pipeline steel in simulated in-service welding." *Acta Met. Sin.* vol. 28, no. 7. pp. 883–891. 2015.
- [65] Zhao, M.C.; Yang, K.; et al. "Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels." *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 355, no. 1–2. pp. 126–136. 2003.
- [66] Olson, D.L.; Siewert, T.A.; et al. *Metals Handbook: Welding Brazing and Soldering*, vol. 6. 1993.
- [67] Bayoumi, M.R. "Towards a prediction of the hardness of the heat-affected zone of steel weldments." *J. Mater. Sci.* vol. 26, no. 10. pp. 2716–2724. 1991.

- [68] Zhao, M.-C.; Tang, B.; et al. "Role of microstructure on sulfide stress cracking of oil and gas pipeline steels." *Metall. Mater. Trans. A*. vol. 34, no. 5. pp. 1089–1096. 2003.
- [69] Yurioka, N. "Impact of welding research on steel composition development." *Mater. Des.* vol. 6, no. 4. pp. 154–171. 1985.
- [70] Andrés, C.G. de; Caballero, F.G.; et al. "Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels." *Mater. Charact.* vol. 48, no. 5. pp. 101–111. 2002.
- [71] Xu, G.; Wan, L.; et al. "A new method for accurate plotting continuous cooling transformation curves." *Mater. Lett.* vol. 62, no. 5. pp. 3978–3980. 2008.
- [72] Kang, S.; Yoon, S.; et al. "Prediction of Bainite Start Temperature in Alloy Steels with Different Grain Sizes." *ISIJ Int.* vol. 54, no. 4. pp. 997–999. 2014.
- [73] Trzaska, J.; Dobrzański, L.A. "Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels." *J. Mater. Process. Technol.* vol. 192–193. pp. 504–510. 2007.
- [74] Gorni, A.A. *Steel Forming and Heat Treating Handbook*. Disponível em: <<http://www.gorni.eng.br/>>. [Acessado: 10-Fev-2017].
- [75] Dobrzański, L.A.; Trzaska, J. "Application of neural networks for the prediction of continuous cooling transformation diagrams." *Comput. Mater. Sci.* vol. 30, no. 3–4 SPEC. ISS. pp. 251–259. 2004.
- [76] Dobrzański, L.A.; Trzaska, J. "Application of neural networks for prediction of critical values of temperatures and time of the supercooled austenite transformations." *J. Mater. Process. Technol.* vol. 155–156, no. 1–3. pp. 1950–1955. 2004.
- [77] Trzaska, J. "Calculation of critical temperatures by empirical formulae." *Arch. Metall. Mater.* vol. 61, no. 2B. pp. 981–986. 2016.
- [78] Trzaska, J. "Empirical formulae for the calculation of austenite supercooled transformation temperatures." *Arch. Metall. Mater.* vol. 60, no. 1. pp. 181–185. 2015.
- [79] Ohtani, H. "Processing - conventional heat treatments," in *Materials Science and Technology - Constitution and Properties of Steels*, F. B. Pickering, Ed. New York, 1996.
- [80] Soeiro, J.C.; Rocha, D.B.; et al. "Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações." *Soldag. e Insp.* vol. 18, no. 2. pp. 176–195. 2013.
- [81] American Welding Society. *Welding handbook: Welding processes, Part 1*, vol. 2. 1991.
- [82] Lincoln Electric Company. "Surface Tension Transfer STT Waveform Control Technologie," 2017. [Online]. Disponível em: www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/NX220.pdf. [Acessado: 25-Jan-2017].
- [83] Lincoln Electric Company. "Rapid X Weld Process Guide - Lincoln Electric." [Online]. Disponível em: www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/te12002.pdf. [Acessado: 25-Jan-2017].

- [84] American Welding Society. *AWS A5.29/A5.29M:2010: Specification for low-alloy steel electrodes for Flux Cored Arc Welding*. 2010.
- [85] American Welding Society. *AWS A5.28/A5.28M:2005: Specification for low-alloy steel electrodes for Shielded Metal Arc Welding*, 2nd ed. Miami, FL, 2005.
- [86] Quintino, L.; Liskevich, O.; et al. "Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW)." *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* vol. 68, no. 9–12. pp. 2833–2840. 2013.
- [87] Nascimento, A.S. do; Batista, M. de A.; et al. "Avaliação dos Métodos de Cálculo de Potência Elétrica em Soldagem a Arco e as Consequências sobre as Previsões Geométricas, Térmicas e Metalúrgicas da Junta." *Soldag. Inspeção*. vol. 12, no. 2. pp. 97–106. 2007.
- [88] Joseph, A.; Harwig, D.; et al. "Measurement and calculation of arc power and heat transfer efficiency in pulsed gas metal arc welding." *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 8, no. 6. pp. 400–406. 2013.
- [89] Bosworth, M.R. "Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes." *Weld. J.* vol. 5, no. May 1991. p. 111s–117s. 1991.
- [90] ASTM International. *ASTM A370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. West Conshohocken, 2014.
- [91] Padilha, A. F.; Filho, F.A. *Técnicas de Análise Microestrutural*. São Paulo: Ed. Hermus, 2004.
- [92] ASTM International. *ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size*. West Conshohocken, 2013.
- [93] ASTM International. *ASTM E23 – 12c: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. West Conshohocken, 2012.
- [94] British Standards Institution. *BS 7910:2013+A1:2015: Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*, 3rd ed. London, 2015.
- [95] Azar, A.S.; Ås, S.K.; et al. "Analytical modeling of weld bead shape in dry hyperbaric GMAW using Ar-He chamber gas mixtures." *J. Mater. Eng. Perform.* vol. 22, no. 3. pp. 673–680. 2013.
- [96] Nóbrega, J.A.; Diniz, D.D.S.; et al. "Numerical evaluation of temperature field and residual stresses in an API 5L X80 steel welded joint using the finite element method." *Metals (Basel)*. vol. 6, no. 2. p. 14. 2016.
- [97] Pasternak, H.; Launert, B.; et al. "Welding of girders with thick plates - Fabrication, measurement and simulation." *J. Constr. Steel Res.* vol. 115. pp. 407–416. 2015.
- [98] Bate, S.K.; Charles, R.; et al. "Finite element analysis of a single bead-on-plate specimen using SYSWELD." *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 86, no. 1. pp. 73–78. 2009.
- [99] Gonzáles, M.F.R.; Landgraf, F.J.G.; et al. "Curva TRC e sua caracterização microestrutural para um aço microligado para tubos API 5L-X80." *18º Congr. Bras. Eng. e Ciência Mater. – CBECiMat*. p. 14. 2008.
- [100] Santos, L.A. "Condução de calor na soldagem com pulsação térmica," 2001. 205 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.

- [101] Ericksonkirk, M.T.; Shaikh, A.; et al. "Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-notch and tensile data contained within the United States ' light water reactor surveillance database," in *ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference*, 2008, pp. 389–396.
- [102] Kozasu, I. "Recent development of microalloyed steel plate (Metalurgical design of 500MPa Artic grade plate)," in *HSLA Steels Technology & Applications*, 1983, pp. 593–607.
- [103] Chen, Y.; Gianetto, J.; et al. "The essential welding variable approach and its application to the welding of X80 line pipe steels," in *10th International Pipeline Conference - IPC2014*, 2014, pp. 1–12.
- [104] Davis, C.L.; King, J.E. "Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part II. Failure criteria and statistical effects." *Metall. Mater. Trans. A*. vol. 27, no. 10. pp. 3019–3029. 1996.
- [105] Bott, I.S.; Souza, L.F.G.; et al. "High-strength steel development for pipelines: A brazilian perspective." *Metall. Mater. Trans. A*. vol. 36, no. 2. pp. 443–454. 2005.
- [106] Davis, C.L.; King, J.E. "Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel." *Mater. Sci. Technol.* vol. 9, no. 1. pp. 8–15. 1993.
- [107] Gonzáles, M.F.R. "Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas e na fragilização por hidrogênio em um aço microligado," 2012.160 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012

APÊNDICE A – Cálculo da energia de soldagem das juntas.

A.I – Energias de soldagem dos passes de soldagem da junta J1.

J1.1 - RAIZ STT: JM-90 - 1,1 mm - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente Programa

Vazão (LPM)		12		WFS 170				Calculado com Origin 8		
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	TE (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)	Potencia (W)
1	11:48	180	168	1,07	168,8	0,94	160	299097,5	1,66	1780,34
2	12:00	245	231	1,06	205,4	0,84	160	426350,8	1,74	1845,67
3	14:12	215	191	1,13	210,3	0,98	160	352512,4	1,64	1845,61
4	12:23	225	206	1,09	358,2	1,59	160	382889,9	1,70	1858,69
5	12:32	225	217	1,04	118,6	0,53	160	403962,7	1,80	1861,58
6	12:42	230	187	1,23	321,2	1,40	160	11853,3	1,71	63,39
7	13:01	230	200	1,15	397,1	1,73	160	428019,1	1,86	2140,10
8	13:13	230	190	1,21	328,5	1,43	160	356018,4	1,55	1873,78
VSmédia				1,12	ESmédia	1,18		Média	1,71	1658,65
Desv. Pad.				0,07	D..Padrao	0,39		Desvio	0,09	611,24
ΣDI (mm)				1780						

J1.2 - ENCHIMENTO 1 Programa:7 FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

Vazão (LPM)		10		WFS 170				Calculado com Origin 8		
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	TE (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)	Potencia (W)
1	08:16	540	155	3,48	540	1,00		572619,2	1,06	3694,32
2	09:26	240	136	1,76	478,8	2,00	160	509600,2	2,12	3747,06
3	09:40	300	187	1,60	642,6	2,14	160	685596,2	2,29	3666,29
4	09:51	230	134	1,72	450,7	1,96	160			
VSmédia				2,14	ESmédia	1,77		Média	1,88	3662,62
Desv. Pad.				0,78	Desv.Pad.	0,45		Desvio	0,48	75,00
ΣDI (mm)				1310						

J1.3 - ENCHIMENTO 1 Programa:7 FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

Vazão (LPM)		10		WFS 170				Calculado com Origin 8		
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	TE (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)	Potencia (W)
1	10:05	260	136	1,91	457,1	1,76	150	485350,1	1,87	3568,75
2	10:14	280	120	2,33	421,1	1,50	150	450451,4	1,61	3753,76
3	10:24	170	93	1,83	321,3	1,89		343606,9	2,02	3694,70
VSmédia				2,02	ESmédia	1,72		Média	1,83	3672,40
Desv. Pad.				0,22	Desv.Pad.	0,16		Desvio	0,17	77,16
ΣDI (mm)				710						

J1.4 - ACABAMENTO Programa:7 FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

Vazão (LPM)		10		WFS 170				Calculado com Origin 8		
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	TE (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)	Potencia (W)
1	10:38	400	765,4	1,91				825245,5	2,06	3820,58

A.II – Energias de soldagem dos passes de soldagem da junta J2.

Rapid X: MC-110 - 1,1 mm - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		Vazão (LPM)							
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	10:44	140	155	0,90	274,8	1,96	163	309240,4989	2,21
2	10:51	120	90	1,33	182,8	1,52	160	195103,4878	1,63
3	11:04	210	362	0,58	604,1	2,88	155	649747,5704	3,09
4	11:15	230	265	0,87	660,9	2,87	157	711747,8053	3,09
5	11:23	200	220	0,91	534,2	2,67	155	575314,7024	2,88
6	11:30	200	256	0,78	618,9	3,09	156	665991,3139	3,33
7	11:53	185	217	0,85	538,6	2,91	154	575397,7882	3,11
8	12:00	210	244	0,86	694,3	3,31	157	744545,0564	3,55
9	12:27	250	324	0,77	717	2,87	165	771588,2634	3,09
10	12:36	165	156	1,06	231,6	1,40	153	427046,8335	2,59
Vsmédia (mm/s)				0,89	ESmédia (kJ/mm)		2,55	Média	2,86
Desvio Padrão				0,19	Desvio Padrão		0,64	Desvio	0,54
Δl (mm)				1910					

Enchimento 1 - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		Vazão (LPM)							
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	09:13	330	126	2,62	445,8	1,35	162,00	479264,424	1,45
2	09:20	280	115	2,43	385,1	1,38	168	416121,924	1,49
3	09:28	270	116,37	2,32	426,1	1,58	164	460116,2957	1,70
4	09:38	150	63	2,38	226,1	1,51	165	244590,1608	1,63
Vsmédia (mm/s)				2,44	ESmédia (kJ/mm)		1,45	Média	1,57
Desvio Padrão				0,11	Desvio Padrão		0,09	Desvio	0,10
Δl (mm)				1030					

Enchimento 2 - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		Vazão (LPM)							
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	09:45	270	150	1,80	514,7	1,91	160	551290,1709	2,04
2	09:50	260	140	1,86	461,7	1,78	168	494434,6281	1,90
3	09:58	180	84	2,14	299,3	1,66	162	316982,4225	1,76
Vsmédia (mm/s)				1,93	ESmédia (kJ/mm)		1,78	Média	1,90
Desvio Padrão				0,15	Desvio Padrão		0,10	Desvio	0,11
Δl (mm)				710					

Acabamento 2 - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		Vazão (LPM)							
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)	Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	10:09	400	228,8	1,75	795,8	1,99	162	851034,33	2,13
Vsmédia (mm/s)				1,75	ESmédia (kJ/mm)		1,99		

A.III – Energias de soldagem dos passes de soldagem da junta J3.

Raiz - Rapid X: JM-90 - 1,1 mm - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		170		Vazão (LPM)				12	Calculado com Origin 8	
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)		Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	10:35	210	222	0,95	409,1	1,95	152		423640,06	2,02
2	10:46	50	22	2,27	46	0,92	152		50194,51	1,00
3	10:47	110	100	1,10	202	1,84	150		214939,03	1,95
4	10:52	45	54	0,83	-----	0,00	155		102512,25	2,28
5	10:55	40	40	1,00	68	1,70			76237,06	1,91
6	10:58	130	96	1,35	186	1,43			196911,74	1,51
7	11:04	200	194	1,03	332	1,66	160		372056,22	1,86
8	11:14	260	367	0,71	735	2,83	150		793436,44	3,05
9	11:27	220	356	0,62	698,2	3,17	156		744165,32	3,38
10	11:57	260	449	0,58	826,5	3,18	155		928748,48	3,57
11	12:11	200	342	0,58	680,2	3,40	155		730211,57	3,65
12	12:19	90	85	1,06	137,8	1,53	165		150082,30	1,67
Vsmédia (mm/s)				1,01	ESmédia (kJ/mm)		1,97		Média	2,32
Desvio Padrão				0,44	Desvio Padrão		0,97		Desvio	0,84
Δl (mm)				1815						

Enchimento 1 - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		282		Vazão (LPM)				12	Calculado com Origin 8	
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)		Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	15:13	360	177	2,03	639,0	1,78	162		689656,2969	1,92
2	15:21	275	157	1,75	499,7	1,82	165		530663,687	1,93
3	15:29	280	138	2,03	491,1	1,75	165			0,00
4	15:33	110	71	1,55	201,8	1,83	161		218218,1004	1,98
Vsmédia (mm/s)				1,84	ESmédia (kJ/mm)		1,80		Média	0,99
Desvio Padrão				0,20	Desvio Padrão		0,03		Desvio	0,99
Δl (mm)				1025						

Enchimento 2 - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		282		Vazão (LPM)				12	Calculado com Origin 8	
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)		Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	15:40	320	170	1,88	577,8	1,81	161		623090,2849	1,95
2	15:49	380	185	2,05	621,4	1,64	163		670558,5107	1,76
Vsmédia (mm/s)				1,97	ESmédia (kJ/mm)		1,72		Média	1,86
Desvio Padrão				0,09	Desvio Padrão		0,09		Desvio	0,09
Δl (mm)				700						

Acabamento - FCAW: J80 M - **75Ar-25CO₂** - Vertical ascendente

WFS		282		Vazão (LPM)				12	Calculado com Origin 8	
Cordão	Início (hh:mm)	Δl (mm)	Δt (s)	Vs (mm/s)	Energia (kJ)	ES (kJ/mm)	T ₀ (°C)		Energia (J)	ES (kJ/mm)
1	16:00	395	209	1,89	739,5	1,87	163		795726,486	2,01
Vsmédia (mm/s)				1,89	ESmédia (kJ/mm)		1,87			

APÊNDICE B – Análise estatística por meio de ANOVA das energias absorvidas no ensaio Charpy-V.

B.I – Análise estatística por meio de ANOVA das energias absorvidas no ensaio Charpy-V da junta J1.

Local do entalhe: J1.2 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio		
	-40 °C	-90 °C
CP1	32,697	33,642
CP2	34,037	31,834
CP3	34,511	29,725

ANOVA: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
Coluna 1	3	101,245	33,7483	0,88515
Coluna 2	3	95,201	31,7337	3,84327

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	6,08832	1	6,08832	2,57521	0,18382	7,70865
Dentro dos grupos	9,45684	4	2,36421			
Total	15,5452	5				

Local do entalhe: J1.3 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio		
	-40 °C	-90 °C
CP1	35,700	34,827
CP2	32,776	31,755
CP3	33,721	29,258

ANOVA: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
-40 °C	3	102,197	34,06567	2,22654
-90 °C	3	95,84	31,94667	7,780992

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	6,735242	1	6,735242	1,346034	0,310501	7,708647
Dentro dos grupos	20,01507	4	5,003766			
Total	26,75031	5				

Local do entalhe: J1.4 - ZAC-GG

	Temperaturas de ensaio	
	-40 °C	-90 °C
CP1	32,855	32,383
CP2	35,541	33,248
CP3	36,494	32,810

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
-40 °C	3	104,89	34,96333	3,560854
-90 °C	3	98,441	32,81367	0,187066

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	6,9316	1	6,9316	3,698904	0,126796	7,708647
Dentro dos grupos	7,495841	4	1,87396			
Total	14,42744	5				

Local do entalhe: metal de soldaTemperaturas consideradas: **23 °C, -20 °C, -40 °C e -90 °C**

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
23	3	74,31	24,77	2,680012
-20	3	72,229	24,07633	0,432064
-40	3	70,736	23,57867	8,48881
-90	3	62,569	20,85633	9,870842

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	26,4333	3	8,811102	1,641433	0,255485	4,066181
Dentro dos grupos	42,94346	8	5,367932			
Total	69,37676	11				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$ Temperaturas consideradas: **23 °C, -20 °C, -40 °C, -90 °C e -110 °C**

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
23	3	74,31	24,77	2,680012
-20	3	72,229	24,07633	0,432064
-40	3	70,736	23,57867	8,48881
-90	3	62,569	20,85633	9,870842
-110	3	57,302	19,10067	6,172369

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	69,16671	4	17,29168	3,127553	0,065381	3,47805
Dentro dos grupos	55,2882	10	5,52882			
Total	124,4549	14				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

B.II - Análise estatística por meio de ANOVA das energias absorvidas no ensaio Charpy-V da junta J2.

Local do entalhe: J2.2 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio		
	-40 °C	-90 °C
CP1	33,169	24,177
CP2	32,148	30,738
CP3	36,574	30,426

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
-40 °C	3	101,891	33,96367	5,37099
-90 °C	3	85,341	28,447	13,69901

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	45,65042	1	45,65042	4,787668	0,093894	7,708647
Dentro dos grupos	38,14	4	9,535001			
Total	83,79042	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

Local do entalhe: J2.3 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio

	-40 °C	-90 °C
CP1	30,502	30,738
CP2	31,599	30,66
CP3	33,406	30,817

ANOVA: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
-40 °C	3	95,507	31,83567	2,150312
-90 °C	3	92,215	30,73833	0,006162

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	1,806211	1	1,806211	1,675151	0,265236	7,708647
Dentro dos grupos	4,312949	4	1,078237			
Total	6,11916	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

Local do entalhe: J2.4 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio

	-40 °C	-90 °C
CP1	34,511	31,207
CP2	34,353	29,959
CP3	33,879	33,563

ANOVA: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
-40 °C	3	102,743	34,24767	0,108177
-90 °C	3	94,729	31,57633	3,349509

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	10,70403	1	10,70403	6,191442	0,06761	7,708647
Dentro dos grupos	6,915373	4	1,728843			
Total	17,61941	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

Local do entalhe: metal de solda

Temperaturas consideradas: 23 °C, -20 °C, -40 °C, -90 °C e -110 °C

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
23	3	60,799	20,26633	0,114725
-20	3	65,48	21,82667	2,458885
-40	3	67,973	22,65767	1,145324
-90	3	67,398	22,466	0,352576
-110	2	39,144	19,572	5,937458

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	19,13731	4	4,784329	3,05806	0,075511	3,633088511
Dentro dos grupos	14,08048	9	1,564498			
Total	33,21779	13				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{\text{crit.}}$ e $\text{valor-P} > \alpha$ **B.III - Energia absorvida pelas seções da junta J2 ensaiadas à temperatura de -40°C.****Local do entalhe: ZAC-GG**

	J2.2 - ZAC-GG -40 °C	J2.3 - ZAC-GG -40 °C	J2.4 - ZAC-GG -40 °C
CP1	33,169	30,502	34,511
CP2	32,148	31,599	34,353
CP3	36,574	33,406	33,879

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J2.2 - ZAC-GG -40 °C	3	101,891	33,9637	5,37099033
J2.3 - ZAC-GG -40 °C	3	95,507	31,8357	2,15031233
J2.4 - ZAC-GG -40 °C	3	102,743	34,2477	0,10817733

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	10,426784	2	5,21339	2,04996618	0,2096517	5,14325285
Dentro dos grupos	15,25896	6	2,54316			
Total	25,685744	8				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{\text{crit.}}$ e $\text{valor-P} > \alpha$ **B.IV - Energia absorvida pelas seções da junta J2 ensaiadas à temperatura de -90°C.**

Local do entalhe: ZAC-GG

	J2.2 - ZAC-GG -90 °C	J2.3 - ZAC-GG -90 °C	J2.4 - ZAC-GG -90 °C
CP1	24,177	30,738	31,207
CP2	30,738	30,66	29,959
CP3	30,426	30,817	33,563

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J2.2 - ZAC-GG -90 °C	3	85,341	28,447	13,69901
J2.3 - ZAC-GG -90 °C	3	92,215	30,73833	0,006162
J2.4 - ZAC-GG -90 °C	3	94,729	31,57633	3,349509

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	15,74517956	2	7,87259	1,384826	0,320263	5,143253
Dentro dos grupos	34,10936533	6	5,684894			
Total	49,85454489	8				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$ **B.V - Energia absorvida pelas seções da junta J2 ensaiadas às temperaturas de -40°C e -90°C.****Local do entalhe: ZAC-GG**

	J2.2 - ZAC-GG -40 °C	J2.3 - ZAC-GG -40 °C	J2.4 - ZAC-GG -40 °C	J2.2 - ZAC-GG -90 °C	J2.3 - ZAC-GG -90 °C	J2.4 - ZAC-GG -90 °C
CP1	33,169	30,502	34,511	24,177	30,738	31,207
CP2	32,148	31,599	34,353	30,738	30,66	29,959
CP3	36,574	33,406	33,879	30,426	30,817	33,563

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J2.2 - ZAC-GG -40 °C	3	101,891	33,9637	5,37099033
J2.3 - ZAC-GG -40 °C	3	95,507	31,8357	2,15031233
J2.4 - ZAC-GG -40 °C	3	102,743	34,2477	0,10817733
J2.2 - ZAC-GG -90 °C	3	85,341	28,447	13,699011
J2.3 - ZAC-GG -90 °C	3	92,215	30,7383	0,00616233
J2.4 - ZAC-GG -90 °C	3	94,729	31,5763	3,34950933

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	69,28067111	5	13,8561	3,3680221	0,0393579	3,105875239
Dentro dos grupos	49,36832533	12	4,11403			
Total	118,6489964	17				

Amostras estatisticamente DIFERENTES: $F > F_{crit.}$ e $valor-P < \alpha$

B.VI - Análise estatística por meio de ANOVA das energias absorvidas no ensaio Charpy-V da junta J3.

Local do entalhe: J3.2 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio		
	-40 °C	-90 °C
CP1	33,642	36,335
CP2	34,195	33,248
CP3	32,305	35,303

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
-40 °C	3	100,142	33,3807	0,94425
-90 °C	3	104,886	34,962	2,4696

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	3,7509227	1	3,75092	2,19747	0,21237	7,70865
Dentro dos grupos	6,8276987	4	1,70692			
Total	10,578621	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

Local do entalhe: J3.3 - ZAC-GG

Temperaturas de ensaio		
	-40 °C	-90 °C
CP1	34,59	32,855
CP2	35,303	32,462
CP3	30,426	30,895

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
-40 °C	3	100,319	33,4397	6,93873
-90 °C	3	96,212	32,0707	1,07526

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2,81124	1	2,81124	0,70158	0,44938	7,70865
Dentro dos grupos	16,028	4	4,00699			
Total	18,8392	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{\text{crit.}}$ e $\text{valor-P} > \alpha$ **Local do entalhe: J3.4 - ZAC-GG**

Sem dados para análise, pois nesta seção, houve incidência de poros no passe de raiz.

Local do entalhe: metal de soldaTemperaturas consideradas: **23 °C e -40 °C**

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
23	3	76,662	25,554	0,2116
-40	3	63,173	21,05767	10,42866

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	30,32552017	1	30,32552	5,7001463	0,07537	7,708647
Dentro dos grupos	21,28052067	4	5,32013			
Total	51,60604083	5				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{\text{crit.}}$ e $\text{valor-P} > \alpha$ Temperaturas consideradas: **23 °C, -40 °C e -90 °C**

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
23	3	76,662	25,554	0,2116
-40	3	63,173	21,05767	10,42866
-90	3	60,349	20,11633	0,4187003

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	50,67134067	2	25,33567	6,8728892	0,02806	5,143253
Dentro dos grupos	22,11792133	6	3,68632			
Total	72,789262	8				

Amostras estatisticamente DIFERENTES: $F > F_{crit.}$ e $valor-P < \alpha$

**APÊNDICE C – Análise estatística por meio de ANOVA dos
tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-GG.**

C.I - Análise estatística por meio de ANOVA dos tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-GG de todas as seções da junta J1.

Tamanho de grão (μm) na ZAC-GG em todas as seções da junta J1

J1.1 - ZAC-GG	J1.2 - ZAC-GG	J1.3 - ZAC-GG	J1.4 - ZAC-GG
47,23	3,79	11,00	5,09
60,29	5,43	6,95	4,24
60,29	7,81	4,40	7,06
123,55	4,46	4,55	5,78
	6,57	4,26	4,71
	6,25	9,43	6,05
	5,43	9,43	14,13
	4,63	6,60	5,09
	5,00	4,72	5,78
	7,81	7,34	5,09
	5,95	7,77	3,97
	7,35	8,25	6,36
	6,57	4,40	4,54
	5,68	8,80	12,71
	8,92	7,34	3,85
	4,16	8,25	3,97
	8,92	4,00	3,74
	6,25	8,25	5,30
		6,29	5,09
		11,00	5,30

Análise considerando as quatro seções:

ANOVA: fator único

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
J1.1 - ZAC-GG	4	291,3597	72,83993	1180,868
J1.2 - ZAC-GG	20	148,4466	7,422331	21,18717
J1.3 - ZAC-GG	20	143,0554	7,152769	4,952103
J1.4 - ZAC-GG	20	117,8299	5,891494	7,442032

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	16370,49	3	5456,83	78,31557	1E-20	2,758078
Dentro dos grupos	4180,648	60	69,67747			
Total	20551,14	63				

Pelo menos uma amostra é diferente: $F > F_{crit.}$ e $valor-P < \alpha$

Análise considerando as três seções excluindo a seção do passe de raiz:

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J1.2 - ZAC-GG	20	148,4466	7,422331	21,18717
J1.3 - ZAC-GG	20	143,0554	7,152769	4,952103
J1.4 - ZAC-GG	20	117,8299	5,891494	7,442032

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	26,71292	2	13,35646	1,193205	0,310708	3,158843
Dentro dos grupos	638,0448	57	11,19377			
Total	664,7577	59				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

C.II - Análise estatística por meio de ANOVA dos tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-GG de todas as seções da junta J2.

Tamanho de grão (μm) na ZAC-GG em todas as seções da junta J2

J2.1				J2.2		J2.3		J2.4	
82,37	82,37	47,23	82,37	82,37	60,29	82,37	60,29	47,23	47,23
123,55	82,37	82,37	82,37	123,55	82,37	82,37	82,37	60,29	47,23
123,55	123,55	123,55	123,55	123,55	123,55	123,55	123,55	60,29	60,29
60,29	123,55	82,37	82,37	123,55	123,55	82,37	123,55	82,37	123,55

ANOVA: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J2.1	4	389,7649	97,44123	990,3461
J2.1	4	411,8507	102,9627	565,2431
J2.1	4	335,5312	83,8828	973,8158
J2.1	4	370,6714	92,66786	423,9323
J2.2	4	453,0299	113,2575	423,9323
J2.2	4	389,7649	97,44123	990,3461
J2.3	4	370,6714	92,66786	423,9323
J2.3	4	389,7649	97,44123	990,3461
J2.4	4	250,1805	62,54512	212,6029
J2.4	4	278,3052	69,57631	1332,718

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	8351,361	9	927,929	1,266414	0,2949	2,210697
Dentro dos grupos	21981,64	30	732,7215			
Total	30333,01	39				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$

C.III - Análise estatística por meio de ANOVA dos tamanhos de grãos ferríticos na ZAC-GG de todas as seções da junta J3.

Tamanho de grão (μm) na ZAC-GG em todas as seções da junta J3

J3.1	J3.2	J3.3	J3.4
47,52	47,52	60,29	60,29
47,52	47,52	82,37	60,29
61,30	79,06	82,37	82,37
61,30	79,06	82,37	82,37

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
J3.1	4	217,632	54,40796	63,2834
J3.2	4	253,159	63,28982	331,64
J3.3	4	294,352	73,58799	308,709
J3.4	4	285,321	71,33018	162,593

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	908,919957	3	302,9733	1,39905	0,2909	3,49029
Dentro dos grupos	2598,67592	12	216,5563			
Total	3507,59588	15				

Amostras estatisticamente iguais: $F < F_{crit.}$ e $valor-P > \alpha$