



ANÁLISE DA SOLDABILIDADE DE AÇO API 5L X80MS POR MEIO DE SIMULAÇÃO FÍSICA

Leonardo da Paixão Carvalho

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Rio de Janeiro
Outubro de 2016

ANÁLISE DA SOLDABILIDADE DE AÇO API 5L X80MS POR MEIO DE SIMULAÇÃO
FÍSICA

Leonardo da Paixão Carvalho

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

Prof. Juan Manuel Pardal, D.Sc.

Prof^a. Rafaella Martins Ribeiro, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

OUTUBRO DE 2016

Carvalho, Leonardo da Paixão

Análise da soldabilidade de aço API 5L X80MS por meio de simulação física/ Leonardo da Paixão Carvalho. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2016.

XII, 87 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 83-87.

1. Soldagem. 2. Simulação física. 3. Aporte térmico. I. Payão Filho, João da Cruz II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por tudo em minha vida.

Aos meus pais, Benedito e Ana Fátima, pelo amor incondicional, pelo ensinamento moral e por todo o incentivo aos estudos.

À minha esposa Monique, pelo amor, carinho e compreensão e ao meu filho Vicente, que com seu sorriso, tanto me inspirou na elaboração desta dissertação.

À Petrobras, pelo apoio e pelas horas liberadas para realização do mestrado.

Ao meu orientador, primeiramente, por aceitar este desafio comigo, e por todo suporte na elaboração desta dissertação.

Aos engenheiros da Petrobras, Gilmar Zacca Batista, Andrês Fabrício Acuña e Helder Heleno Ferreira pelas revisões realizadas na dissertação e ao Ricardo Reppold Marinho e Pedro da Silva Craidy pela disponibilidade em ajudar com as análises metalográficas.

À empresa Tenaris, pela parceria com a Petrobras e disponibilização do tubo utilizado nesta dissertação.

À Engenheira Mariana Anastácia de Oliveira, pela ajuda com a localização das amostras.

Ao Senai, pela a execução das Simulações na Gleeble, ensaios mecânicos e metalográficos, principalmente ao engenheiro José Luis Montalvo Andia e ao técnico de laboratório Leandro Guimarães de Oliveira.

Aos professores e colegas da UFRJ, pelas lições, ensinamentos e colaboração durante todo o mestrado.

Ao engenheiro do LNNano, Eduardo Bertoni da Fonseca, pela ajuda na interpretação de algumas imagens de microscópio.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

ANÁLISE DA SOLDABILIDADE DE AÇO API 5L X80MS POR MEIO DE SIMULAÇÃO FÍSICA

Leonardo da Paixão Carvalho

Outubro/2016

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Neste trabalho utilizou-se equipamento Gleeble[®] para simular a região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (RGGRI) da zona termicamente afetada (ZTA) de junta soldada em aço API 5L X80MS. As simulações foram realizadas com aportes térmicos de 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 e 3,0 kJ/mm usando como base o modelo de transmissão de calor de Rykalin 3D. Cada condição da RGGRI simulada e o material de base foram caracterizados por meio de ensaio Charpy em diferentes temperaturas, que permitiu a elaboração das curvas de transição dúctil frágil, onde observa-se um aumento da temperatura de transição para as condições simuladas quando comparada com o metal de base, sendo que para maiores aportes térmicos o aumento da temperatura foi mais acentuado. Também foram realizados ensaios de dureza e análise microestrutural das simulações, mostrando que os menores aportes apresentaram alguns valores de dureza acima do recomendado por normas internacionais para operações em serviço ácido. As análises microestruturais mostram as alterações no tamanho de grão, transformações de fase e aumento do constituinte martensita - austenita (M-A), que justificam a perda de tenacidade e aumento de dureza nas RGGRI simuladas. As amostras simuladas também são comparadas com a RGGRI de uma solda real feita anteriormente a esse trabalho, mostrando que as simulações são representativas. Por fim, com base nos resultados encontrados, determina-se uma faixa segura de aporte térmico para soldagem de tubos construídos em material API 5L X80MS.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

ANALYSIS OF WELDABILITY OF API 5L X80MS STEEL USING PHYSICAL SIMULATION

Leonardo da Paixão Carvalho

October/2016

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

In this work a Gleeble[®] equipment was used to simulate the intercritical coarse grain (ICCG) of a welded joint in API 5L X80 Sour steel. The simulations were conducted considering heat inputs of 0.5; 1.0; 1.5; 2.0; 2.5 and 3.0 kJ / mm using Rykalin 3D heat transmission model. Each simulated ICCG condition and the base material were characterized by Charpy test at different temperatures, allowing identification of brittle ductile transition curves, where it was possible to observe an increase in the transition temperature of the simulated conditions compared with base metal. For higher heat inputs, the transition temperature was greater. Hardness tests and microstructural analysis of the simulations were performed, showing that smaller heat inputs had some hardness values above ISO recommendations for sour service operations. The microstructural analysis shows the changes in grain size, phase transformations and increase in fraction of M-A constituent which explains the loss of toughness and hardness increase in the simulated ICCG. The simulated samples are compared with the ICCG in a real welding done prior to this work, showing that simulations are representative. Finally, based on the results achieved, a safe range of heat input was determined for pipeline welding using API 5L X80MS steel.

SUMÁRIO

| | |
|--|-----|
| Sumário de figuras..... | ix |
| Sumário de tabelas..... | xii |
| 1 Introdução..... | 1 |
| 1.1. Objetivo | 2 |
| 2 Revisão bibliográfica..... | 3 |
| 2.1. Dutos..... | 3 |
| 2.1.1. Projeto..... | 3 |
| 2.1.2. Seleção de materiais | 5 |
| 2.1.2.1. Nomenclatura | 6 |
| 2.1.2.2. Serviço ácido | 6 |
| 2.1.3. Produção do aço | 10 |
| 2.1.3.1. Processo TMCP..... | 13 |
| 2.1.4. Fabricação do tubo..... | 14 |
| 2.1.4.1. Fabricação de tubo Sour..... | 16 |
| 2.2. Soldagem | 17 |
| 2.2.1. Ciclos térmicos de soldagem | 18 |
| 2.2.2. A zona termicamente afetada (ZTA)..... | 19 |
| 2.2.3. Constituinte Martensita-Austenita (M-A) | 23 |
| 2.2.4. Efeito do aporte térmico | 25 |
| 2.2.5. Soldagem de dutos em campo | 26 |
| 2.2.5.1. Soldagem do API 5L X80MS | 28 |
| 2.3. Simulação termomecânica | 29 |
| 2.3.1. Simulação numérica | 29 |
| 2.3.2. Simulação Física..... | 30 |
| 2.3.2.1. Equipamento Gleeble® | 30 |
| 3 Soldagem prévia | 36 |
| 3.1. Contexto..... | 36 |
| 3.2. Qualificação do procedimento de soldagem..... | 36 |
| 4 Materiais e Métodos | 38 |
| 4.1. Materiais | 38 |
| 4.2. Métodos | 40 |
| 4.2.1. Caracterização inicial de metal de base | 40 |
| 4.2.1.1. Ensaio de dilatométrica..... | 40 |
| 4.2.1.2. Análise microestrutural | 41 |

| | | |
|--------|---|----|
| 4.2.2. | Simulação da RGGRI com diferentes aportes térmicos | 43 |
| 4.2.3. | Ensaio Charpy | 47 |
| 4.2.4. | Microdureza..... | 48 |
| 4.2.5. | Análise metalográfica da RGGRI..... | 49 |
| 4.2.6. | Comparação entre RGGRI real e simulada | 50 |
| 5 | Resultados e Discussões | 51 |
| 5.1. | Metal de Base..... | 51 |
| 5.1.1. | Análise microestrutural..... | 51 |
| 5.2. | Simulação da RGGRI | 57 |
| 5.3. | Influência do aporte térmico na resistência ao impacto da RGGRI | 59 |
| 5.4. | Influência do aporte térmico na microdureza da RGGRI | 62 |
| 5.5. | Influência do aporte térmico na microestrutura da RGGRI..... | 65 |
| 5.6. | Constituinte M-A | 73 |
| 5.7. | Comparação entre microestrutura simulada e solda real | 77 |
| 6 | Conclusões..... | 80 |
| 7 | Trabalhos futuros..... | 82 |
| | Referências Bibliográficas..... | 83 |

Sumário de figuras

| | |
|---|----|
| Figura 1: Condições necessárias para que ocorra corrosão sob tensão. Adaptado de (15). | 7 |
| Figura 2: Efeito da temperatura no tempo de falha por SSC em tubos API 5L. Adaptado de (19). | 8 |
| Figura 3: Severidade do meio ácido para aço carbono ou aço baixa liga em função de X = Pressão parcial de H ₂ S (kPa) e Y = pH (20). | 9 |
| Figura 4: Locais para medição de dureza na avaliação de material para operar em condição ácida segundo ISO 15156 (20). | 10 |
| Figura 5: Rotas de fabricação correlacionadas à resistência mecânica do aço. Adaptado de (7). | 13 |
| Figura 6: Variação da seção transversal do tubo durante sua fabricação por processo UOE (3). | 15 |
| Figura 7: Ciclos térmicos para pontos localizados em diferentes distâncias do cordão de solda durante a soldagem (32). | 18 |
| Figura 8: Ciclos térmicos sofridos por um ponto da ZTA de uma soldagem multipasse (32). | 19 |
| Figura 9: Relação entre diagrama Fe – C e microestrutura formada na região da ZTA de acordo com temperatura de pico alcançada. Adaptado de Lippold (9). | 20 |
| Figura 10: Regiões da ZTA de uma soldagem multipasse. Adaptado de (32). | 22 |
| Figura 11: Soldagem de duto no campo. Na imagem observa-se o tubo parado na horizontal e duas juntas sendo soldadas. No momento da fotografia o soldador da esquerda está soldando na posição sobre cabeça, enquanto o soldador da direita está na posição vertical. | 27 |
| Figura 12: Chanfro em “V” com dois ângulos, ou “V” composto, sugerido para altas espessuras (10). | 27 |
| Figura 13: Exemplo de simulação numérica para avaliação da soldagem de dupla calha em tubo API X65, utilizando software dedicado (47). | 30 |
| Figura 14: Equipamento Gleeble® 3800, Cortesia CTS Solda. | 31 |
| Figura 15: Amostra monitorada por termopar, fixada entre as garras do equipamento Gleeble® | 31 |
| Figura 16: Interface para entrada de parâmetros do Software HAZ Simulator. a) Modelo de Rosenthal. b) Modelo de Rykalin 3D. | 33 |
| Figura 17: Comparação entre ciclos térmicos calculados pelos modelos Rykalin 2D, Rykalin 3D e Rosenthal, adaptado de (49). | 34 |
| Figura 18: Distribuição de temperatura durante simulação no equipamento Gleeble® em função do espaçamento entre as garras de cobre (52). | 35 |
| Figura 19: Junta soldada completa: (a) Acabamento final da solda, (b) Macrografia da seção transversal da solda. | 37 |
| Figura 20: Esquemático e fotografia de um dos corpos de prova utilizados no projeto. | 38 |
| Figura 21: Esquemático do corpo de prova para o ensaio de dilatométrica e fotografia da amostra com termopar soldado. | 40 |
| Figura 22: Método da interseção utilizado pelo software AnaliSYS para medida do tamanho de grão. | 42 |
| Figura 23: Aportes térmicos planejados para as seis condições simuladas. | 45 |
| Figura 24: Termopar soldado aos corpos de prova para monitorar a temperatura durante os ensaios. | 46 |
| Figura 25: Percentual de área dúctil em função do aspecto da fratura. Adaptado de (65). | 48 |
| Figura 26: Localização de pontos para ensaio de microdureza nos corpos de prova simulados. | 49 |
| Figura 27: Correlação entre variação de comprimento e temperatura durante ensaio de dilatométrica realizado em aço API X80 MS. | 51 |

| | |
|---|----|
| Figura 28: Imagens de microscópio ótico para material de base com aumento de 500 vezes onde verifica-se uma estrutura muito refinada. | 52 |
| Figura 29: Imagens de microscópio ótico para material de base, com aumento de 1.000 vezes. Observa-se regiões claras, ferrita, e regiões escuras, aparentemente ferrita e bainita..... | 52 |
| Figura 30: Diferença de granulometria entre material produzido por TMCP (a) condição normal e (b) microligado com nióbio (68). | 53 |
| Figura 31: Micrografia ótica da microestrutura de API 5L X80 resfriado com diferentes taxas: (a) 0,1 °C/s, bainita + perlita + ferrita poligonal. (b) ferrita granular+pouca perlita+ferrita poligonal. (c) ferrita granular + ferrita quase poligonal. (d) ferrita quase poligonal. (e) ferrita bainita + martensita (69)..... | 54 |
| Figura 32: Imagens de MEV para material de base, com aumento de 5000 vezes, mostrando estrutura refinada com predominância de ferrita nas regiões escuras, com possibilidades de perlita e/ou bainita nas regiões mais claras. | 55 |
| Figura 33: Imagens de MEV para material de base, com aumento de 1000 vezes. As setas vermelhas indicam as regiões com indícios do constituinte perlita..... | 55 |
| Figura 34: Imagens de MEV para material de base, ataque Ikawa e com aumento de 5.000 vezes. | 56 |
| Figura 35: Imagens de MEV para material de base, ataque Ikawa e com aumento de 10.000 vezes, mostrando constituinte M-A nas regiões mais claras. | 57 |
| Figura 36: Relação entre curvas planejadas (linha preta) e simuladas (linha vermelha) para os aportes estudados..... | 58 |
| Figura 37: Detalhes do descolamento da curva real com relação a curva de simulação planejada..... | 59 |
| Figura 38: Curvas de transição dúctil x frágil para diferentes aportes térmicos simulados e para metal de base em função da energia absorvida..... | 61 |
| Figura 39: Curvas de transição dúctil x frágil para diferentes aportes térmicos simulados e para metal de base em função do tipo de fratura. | 61 |
| Figura 40: Valores médios de microdureza, com carga de 0,1 kg, por aporte térmico simulado, com respectivo desvio padrão. | 64 |
| Figura 41: Valores médios de dureza HV (10) para os diferentes aportes térmicos simulados. | 65 |
| Figura 42: Imagens de microscópio ótico para aporte de 3,0 kJ/mm, com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 50 µm de diâmetro. | 66 |
| Figura 43: Imagens de microscópio ótico para aporte de 2,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 55 µm de diâmetro..... | 67 |
| Figura 44: Imagens de microscópio ótico para aporte de 2,0 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 40 µm de diâmetro..... | 68 |
| Figura 45: Imagens de microscópio ótico para aporte de 1,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 35 µm de diâmetro..... | 69 |
| Figura 46: Imagens de microscópio ótico para aporte de 1,0 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 30 µm de diâmetro..... | 70 |
| Figura 47: Imagens de microscópio ótico para aporte de 0,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 30 µm de diâmetro. | 71 |

| | |
|---|----|
| Figura 48: Imagens de MEV com aumento de 5.000 vezes atacado com Ikawa e imagens tratadas para quantificação de constituintes M-A das três condições simuladas de maior aporte. (a) 3,0 kJ/mm, (b) 2,5 kJ/mm, (c) 2,0 kJ/mm. | 74 |
| Figura 49: Imagens de MEV com aumento de 5.000 vezes atacado com Ikawa e imagens tratadas para quantificação de constituintes M-A das três condições simuladas de menor aporte (a) 1,5 kJ/mm, (b) 1,0 kJ/mm, (c) 0,5 kJ/mm. | 75 |
| Figura 50: Variação de tamanho de grão, temperatura de transição, percentual de M-A, e microdureza, em função do aporte térmico simulado..... | 77 |
| Figura 51: Seção transversal da solda real analisada, no detalhe a região onde foi realizada as análises de microscopia e microdureza. | 78 |
| Figura 52: Marcações de dureza RGGRI da solda real, atacado com Nital 2% e ampliação de 500 vezes. | 78 |
| Figura 53: Comparação entre RGGRI de (a) solda real, (b) condição simulada, ambas atacada com Nital 2% e ampliação de 1000 vezes. | 79 |

Sumário de tabelas

| | |
|---|----|
| Tabela 1: Valores de espessura calculados em função do limite de escoamento do aço, de acordo com ASME B31.8 (10), para duto de transporte de gás em alta pressão. | 5 |
| Tabela 2: Efeito de diferentes elementos químicos nas propriedades dos aços. Adaptado de (7). | 11 |
| Tabela 3 - Comparação entre teores máximos permitidos de elementos de liga para material convencional e material sour. Adaptado de (1). | 16 |
| Tabela 4: Energia absorvida no teste de impacto realizado em amostras simuladas com diferentes aportes térmicos, adaptado de (27). | 26 |
| Tabela 5: Análise química no tubo API 5L X80MS. | 38 |
| Tabela 6: Resultado do ensaio de tração em tubo API 5L X80MS. | 39 |
| Tabela 7: Resultado do ensaio de dureza de metal base, ZTA e de solda longitudinal de tubo API 5L X80MS. | 39 |
| Tabela 8: Número de corpos de prova válidos e descartados após simulação na Gleeble. | 47 |
| Tabela 9: Energia absorvida no ensaio de Charpy para diferentes condições simuladas em função da temperatura de ensaio. | 60 |
| Tabela 10: Valores medidos de microdureza HV 0,1 kg, da RGGRI simulada para cada aporte térmico. | 63 |
| Tabela 11: Valores de dureza Vickers (HV10) para os diferentes aportes térmicos simulados. | 65 |
| Tabela 12: Tamanho de grão ASTM para condições simuladas e metal de base. | 72 |
| Tabela 13: Percentual em área de constituintes atacados no MEV. | 76 |
| Tabela 14: Valores de dureza medidos da RGGRI da solda real. | 79 |

1 Introdução

Para que o óleo proveniente dos campos do pré-sal possa ser explorado, é necessário transportar o gás associado para a terra, visto que a nova regulamentação brasileira não permite a queima de gás nas plataformas, e que a reinjeção deste gás nos poços de petróleo tem um limite máximo.

Esta situação criou um grande desafio, pois diferentemente de outros gasodutos, neste caso, devido às grandes distâncias entre a costa e a plataforma, e as impurezas presentes neste gás, como CO₂ e H₂S, o material utilizado para construção deste duto deverá resistir à alta pressão, possuindo alta resistência e ser especificado para trabalhar na condição ácida (*sour service*).

Para condição de operação em alta pressão, mas sem contaminantes, tubos de alta resistência, como o API 5L graus X80, X100 e X120 já foram empregados em dutos terrestres no mundo. Porém, para transporte de produtos contendo H₂S, o maior grau de aço API já utilizado foi o X65MS, no qual a letra “M” informa que o tubo foi produzido com chapa que passou por processo termomecânico em sua fabricação, e a letra “S” indica que o tubo foi fabricado atendendo condições para operar em serviço ácido, de acordo com os requisitos do anexo H da norma API 5L, *Specification for Linepipe* (1).

Por conta das altas pressões e dos contaminantes característicos dos poços de petróleo do pré-sal brasileiro, e visando otimizar a exportação do gás, tubos feitos em material API 5L X80MS poderão ser requeridos. Porém, apesar de alguns autores (2), (3), (4) e (5) já terem estudado a soldabilidade do material API 5L X80M sem atendimento à condição ácida, não se encontra na literatura informação a respeito da soldabilidade do API X80MS ou da aplicação deste material.

Um dos fatores que contribuem para este fato é que a fabricação do material ainda está em fase experimental e sua soldabilidade necessita de maior compreensão, ou seja, para que estes tubos possam ser empregados na construção de dutos para escoamento do gás do pré-sal é necessário analisar e entender os efeitos que a soldagem pode provocar nas propriedades das regiões da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de solda.

Alterações na dureza e na microestrutura do material são duas importantes consequências da soldagem que influenciam a resistência ao serviço ácido (6) da junta

soldada. Tais alterações, no API 5L X80MS, se devem à formação de carbonetos, à formação do constituinte Martensita-Austenita (M-A) e ao crescimento de grão.

Definir os melhores parâmetros de soldagem contribui para obtenção de uma junta soldada com qualidade. Porém, devido ao grande número de parâmetros utilizados em soldagem, a avaliação da influencia de cada um deles nas propriedades finais da junta pode tornar-se uma tarefa muito custosa e trabalhosa. Desta forma, desenvolver uma matriz de testes avaliando os principais parâmetros de soldagem por meio de simulações economiza tempo e dinheiro com uma boa aproximação dos resultados.

Sendo assim, este trabalho propõe estudar a soldagem de tubos API 5L X80MS, avaliando as propriedades e características da região de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente (RGGR), utilizando para isso simulações em equipamento Gleeble[®], produzidas com diferentes velocidades de resfriamento, simulando diferentes aportes térmicos. Cada uma destas condições terão suas propriedades avaliadas por meio de ensaios mecânicos e análise microestrutural, e por fim, uma análise dos resultados indicará quais os aportes térmicos que apresentaram os melhores resultados.

1.1. Objetivo

Avaliar a soldagem circunferencial de tubos fabricados em aço API 5L grau X80MS, por meio de simulação termomecânica com diferentes aportes térmicos, de maneira a determinar faixas seguras desta variável para aplicação na soldagem em campo de tubos feitos neste material para o transporte de gás do pré-sal, com base em análises metalográficas, ensaios de microdureza e Charpy.

2 Revisão bibliográfica

2.1. Dutos

Dutos oferecem uma solução econômica e ecológica para transporte de líquidos e gases pelo mundo (7). Segundo o regulamento técnico de dutos terrestres expedido pela Agência Nacional de Petróleo (ANP) (8), duto é a designação genérica de instalação constituída por tubos ligados entre si, incluindo os componentes e complementos, destinada ao transporte ou à transferência de fluidos, entre as fronteiras de unidades operacionais geograficamente distintas. Tais ligações normalmente são feitas por meio de soldagem.

Sendo o aço o material mais utilizado na construção de dutos, a soldagem destes materiais podem alterar localmente suas propriedades. Segundo Lippold (9), ao se examinar uma junta soldada, são reveladas diferentes regiões. O metal de solda que está associado à região que sofreu fusão, a ZTA que, apesar de não ter sido fundida, foi afetada pelo calor proveniente do processo de união, e a região inalterada.

Portanto, selecionar material que atenda aos requisitos de projeto e que durante a soldagem permaneça mais próximo possível de suas características iniciais é um grande desafio para o projetista.

2.1.1. Projeto

Com o aumento da demanda energética nacional, a necessidade de transporte de hidrocarbonetos aumentou nos últimos anos, e a construção de oleodutos e gasodutos com maior capacidade de transporte passou a ser primordial.

Outro fato relevante é que a ANP, dentro de suas atribuições legais, estabeleceu limites para a queima de gás em plataformas. Portanto, o gás produzido nos campos do pré-sal precisa ser escoado para terra, de maneira que, devido ao grande volume e às longas distâncias entre plataforma e terra, a pressão de operação destas linhas é extremamente alta.

Com pressões e vazões mais altas, os dutos precisam ser construídos com material cada vez mais resistente, ou com maiores espessura, visto que as tensões circunferenciais em dutos, devido à pressão interna, dependem do valor desta pressão, de seu diâmetro e de sua espessura. A equação 1 correlaciona estas variáveis.

$$\sigma = \frac{PD}{2t} \quad (1)$$

Onde:

σ : Tensão circunferencial (Pa)

P: Pressão interna (Pa)

D: Diâmetro (m)

t: Espessura (m)

Para que o duto opere em segurança, o ASME B31.8 - *Gas Transmission and Distribution Piping Systems* (10) acrescenta alguns fatores que representam a eficiência da junta soldada (E), fator de projeto (F), fator de temperatura (T) e sobre espessura de corrosão (Sc), conforme equação 2 e 3.

$$\sigma_y \geq \frac{P \cdot D}{2t \cdot F \cdot E \cdot T} + Sc \quad (2)$$

ou

$$t \geq \frac{P \cdot D}{2\sigma_y \cdot F \cdot E \cdot T} + Sc \quad (3)$$

Ou seja, em maiores pressões, para que a equação 2 mantenha-se verdadeira, pode-se reduzir o diâmetro, aumentar a espessura ou elevar a resistência do material. No primeiro caso, a redução do diâmetro significa menores vazões, o que quase sempre não é a solução desejada. Já o aumento da espessura, favorece o aparecimento de um estado triaxial de tensões na parede do tubo, torna a instalação mais pesada e aumenta o tempo de soldagem pela maior necessidade de material de adição, sendo que algumas normas de projeto exigem tratamento térmico pós-soldagem acima de um determinado valor de espessura, portanto também possui suas inconveniências. Por fim, o aumento de resistência do aço aparece como melhor solução, porém neste caso necessita-se de tecnologia e controle dos processos siderúrgicos e de laminação para conseguir aços de alta resistência com boa soldabilidade e tenacidade.

Como exemplo, pode-se citar uma aplicação real onde a pressão da linha é de 254 kgf/cm², com diâmetro externo de 24 polegadas, fator de projeto de 0,5, eficiência de junta e

temperatura de 1 e sobre espessura de corrosão, necessária devido ao CO₂, de 1,6 mm, avaliou-se o uso de materiais com tensões de escoamento de 65 ksi, 70 ksi e 80 ksi. A Tabela 1 apresenta os valores de espessura calculados de acordo com a equação 3.

Tabela 1: Valores de espessura calculados em função do limite de escoamento do aço, de acordo com ASME B31.8 (10), para duto de transporte de gás em alta pressão.

| Limite de escoamento | Espessura calculada |
|----------------------|---------------------|
| 65 ksi | 1,452" |
| 70 ksi | 1,360" |
| 80 ksi | 1,250" |

Neste caso, para os materiais com 65 e 70 ksi de limite de escoamento, a espessura mínima calculada é superior às 1,250", portanto, segundo o ASME B31.8, o tratamento térmico pós soldagem é obrigatório. Por outro lado, para o material de 80 ksi, por conta da menor espessura, o tratamento térmico não é necessário.

2.1.2. Seleção de materiais

O uso de aços de alta resistência permite transportar gás ou óleo em maiores pressões e em maiores vazões. Para uma determinada demanda, permite trabalhar com tubos de menores espessuras, o que significa menos aço para comprar, para transportar e para soldar.

Estudos realizados por Corbett *et al.* (11) mostram que o uso de aços de alta resistência em dutos de longa distância pode produzir benefícios econômicos da ordem de 5 a 15% por conta da redução de peso, e da menor quantidade de metal de solda necessário para preencher a junta. Porém, o aumento da resistência dos aços tem um limite, pois traz consequências, como perda da soldabilidade, ductilidade e conformabilidade, além do aumento do preço por unidade de massa.

Atualmente, com o que há de mais tecnológico no mercado, por meio da combinação da adição de elementos de liga, processos de laminação controlada e tratamentos termomecânicos específicos, consegue-se obter, para indústria de dutos, materiais com limite de escoamento da ordem de 830 MPa (120 ksi). Como exemplo, em 2004 no Canadá, foi construído um gasoduto em *loop* de 1,6 km com material API 5L X120 (12). No Brasil, tubos

com limite de escoamento de 555 MPa (80 ksi) são os de mais alta resistência já utilizados na construção de dutos.

2.1.2.1. Nomenclatura

Para especificação de tubos para transporte de óleo e gás, as normas mais utilizadas são a API 5L *Specification for Linepipe* (1), e a DNV-OS-F101 *Submarine Pipeline Systems* (13). Nesta dissertação será utilizada a nomenclatura de acordo com a API 5L.

A norma API 5L define requerimentos para fabricação e especifica as propriedades finais de tubos que podem ser com e sem costura. Ainda segundo esta norma, o grau do tubo é dado por um código alfanumérico, em que, com exceção do grau B, o número identifica o limite de escoamento do material em ksi. As letras, após o número, indicam a condição de entrega do material. Como exemplo, podemos citar que um tubo API 5LX80MS possui 80 ksi de limite de escoamento, o “M” indica que foi produzido por processamento termomecânico. Já o sufixo “S”, que indica que o mesmo foi fabricado e passou por testes específicos para condição ácida. Nesta condição o API 5L, traz o anexo H, específico para fabricação de tubos na condição para serviço ácido.

2.1.2.2. Serviço ácido

Segundo a norma ISO 15156 *Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials* (14), o serviço ácido é caracterizado quando a tubulação está exposta à ambientes que contêm H₂S em quantidade suficiente para causar trincas em materiais por mecanismos de corrosão sob tensão (SCC), corrosão induzida pelo hidrogênio (HIC), corrosão sob tensão na presença de sulfeto (SSC) e suas variáveis. Na Rússia, a porcentagem de falhas em gasodutos devido à corrosão sob tensão (SCC + SSC) está em constante crescimento, e hoje já responde por 25 a 30% das falhas (15).

Falhas pelos mecanismos citados acima em dutos ocorrem frequentemente na região da solda, devido às mudanças metalúrgicas e tensões residuais inerentes deste local (16), visto que, estes mecanismos dependem de microestrutura susceptível e tensões.

O terceiro fator necessário é o ambiente corrosivo. Neste caso, os contaminantes corrosivos encontrados em poços de petróleo, como CO₂ e H₂S, que são dissolvidos em meios

aquosos e formam ácidos. A Figura 1 resume as condições necessárias para ocorrência da corrosão sob tensão.

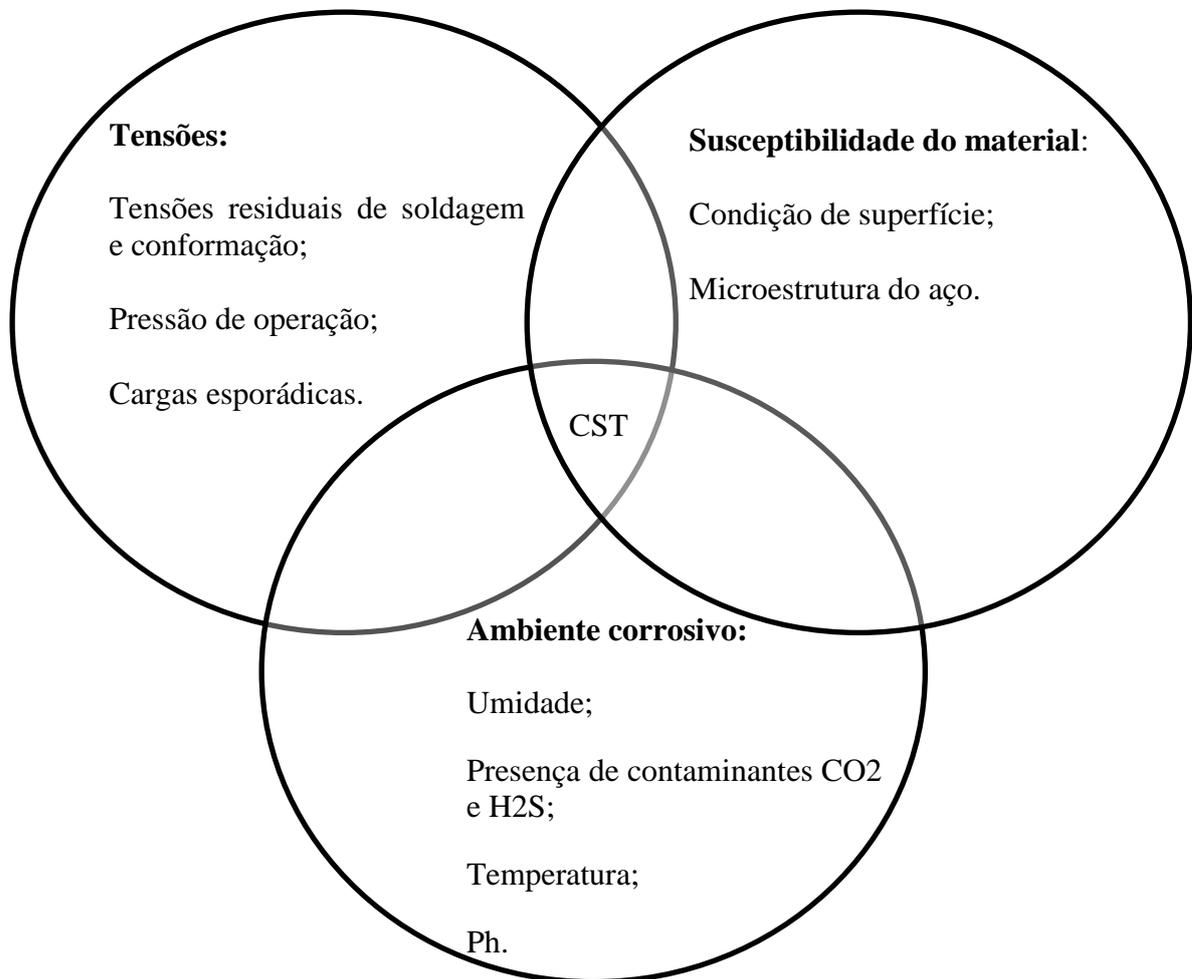


Figura 1: Condições necessárias para que ocorra corrosão sob tensão. Adaptado de (15).

Com relação às tensões, é impossível evitá-las, visto que dutos já são projetados para operar com pressão interna, e as atividades de conformação e soldagem podem adicionar tensões residuais da ordem da tensão de escoamento (17).

Já com relação ao ambiente, fatores como temperatura, pH e pressão parcial de H₂S determinam a severidade do meio ácido (18). No caso da temperatura, para um tubo utilizado para transporte de gás, o estudo realizado por Townsend (19) mostra que a temperatura mais crítica para SSC é próxima à ambiente, conforme a Figura 2.

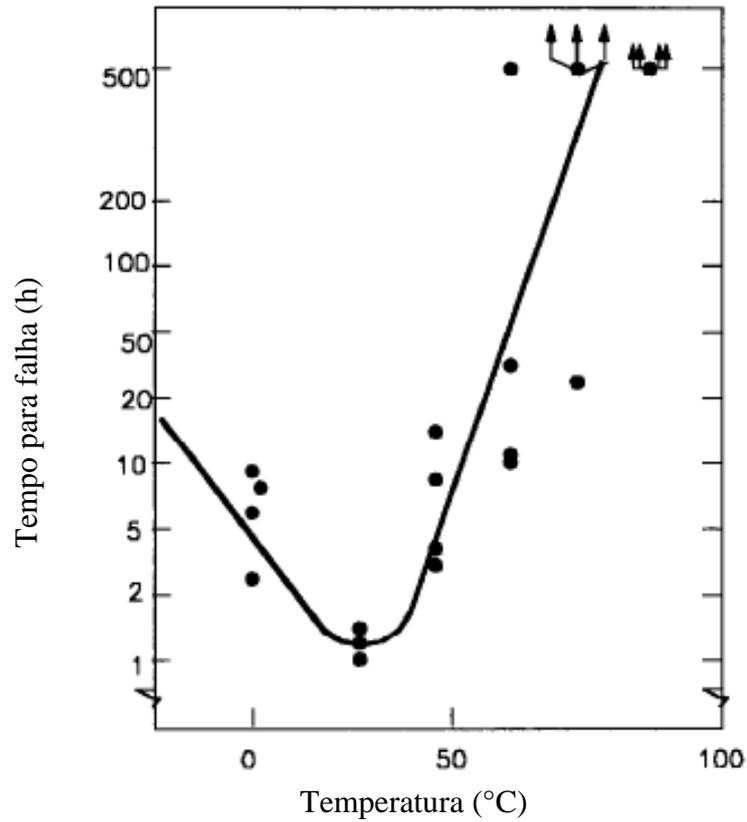


Figura 2: Efeito da temperatura no tempo de falha por SSC em tubos API 5L. Adaptado de (19).

A norma ISO 15156 *Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 2: cracking-resistant carbon and low-alloy steels, and the use of cast irons* (20) define a severidade do meio ácido de acordo com a Figura 3, que a depender da pressão parcial de H₂S e do valor de pH, classifica o meio em diferentes regiões, sendo que a mais branda é a região 0 (zero), e a mais agressiva é a região 3 (três). Ou seja, maiores pressões de H₂S e menores valores de pH tornam o meio mais agressivo.

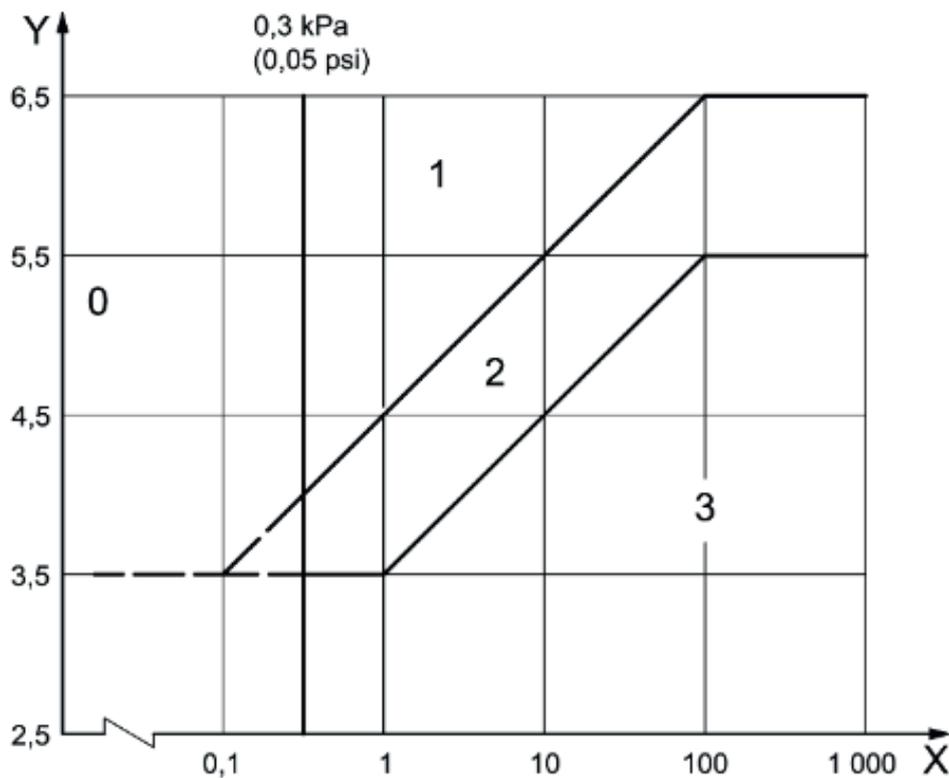


Figura 3: Severidade do meio ácido para aço carbono ou aço baixa liga em função de X = Pressão parcial de H₂S (kPa) e Y = pH (20).

Dependendo da temperatura, pressão e pH do meio, o meio aquoso contendo H₂S pode ser muito agressivo aos aços carbono ou baixa liga, causando o aparecimento de trincas severas que levam a instalação à uma falha catastrófica em um curto período de tempo (6).

Por fim, com relação à microestrutura, existe uma relação direta entre dureza do aço e probabilidade de falha pelos mecanismos citados nesta seção. A ISO (20) recomenda que aços em contato direto com fluidos contendo H₂S não tenham dureza superior a 250 HV (21).

Embora durezas menores que 250 HV possam ser encontradas em uma grande maioria dos aços, nem sempre é trivial garantir o atendimento deste requisito nas partes soldadas. Para isso, além do material, a junta soldada deve ser produzida por meio de procedimentos de soldagem que garantam, principalmente na raiz da solda, boas propriedades, isenção de defeitos e durezas em valores menores do que o estabelecido pela norma ISO. Nas soldas de topo a ISO 15156 (20) recomenda que a dureza seja medida conforme Figura 4.

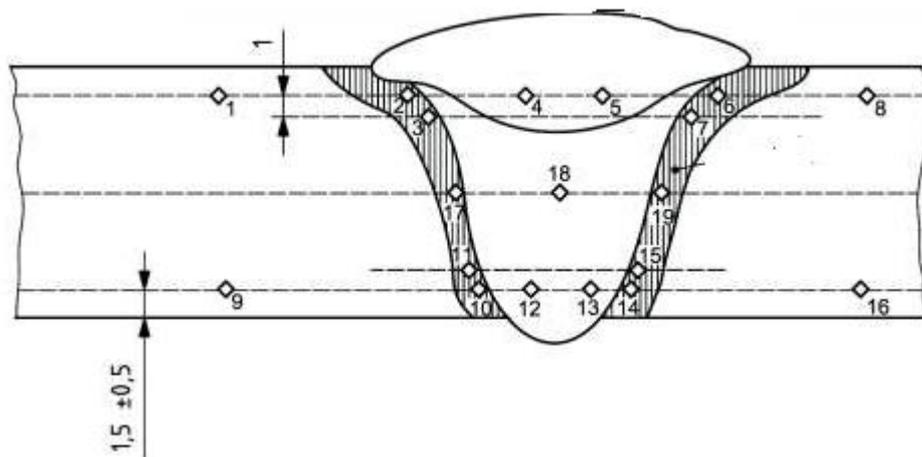


Figura 4: Locais para medição de dureza na avaliação de material para operar em condição ácida segundo ISO 15156 (20).

Obviamente, apenas o valor de dureza não deve ser usado como único indicador da susceptibilidade ao SSC, pois algumas microestruturas são mais susceptíveis do que outras, ainda que tenham mesma dureza (22).

2.1.3. Produção do aço

As propriedades de um tubo são determinadas pela composição química e pelos ciclos de temperatura e de deformação que o aço experimentou durante sua produção.

Para aços de baixa resistência, somente a adição de elementos de liga já é suficiente para que o tubo alcance as propriedades de sua especificação. Para os de maior resistência, a adição de maiores teores de elementos de liga também proporcionaria o atendimento dos limites de resistência, porém causaria um alto dano às propriedades de tenacidade e soldabilidade dos tubos.

Sabe-se que a adição de carbono tem um efeito negativo na soldabilidade dos aços. Outros elementos, em menor magnitude, também prejudicam esta propriedade. Após analisar o efeito de vários elementos, Felber (7) elaborou a Tabela 2, que resume os efeitos dos principais elementos de liga, quando adicionados ao aço.

Tabela 2: Efeito de diferentes elementos químicos nas propriedades dos aços. Adaptado de (7).

| Elemento de liga | Influência | | | |
|------------------|-------------------------------|--------------------------------|---|---------------|
| | -- | - | + | ++ |
| C | Tenacidade, soldabilidade | Resistência ao envelhecimento | * | * |
| Si | * | Tenacidade, soldabilidade | Resistência | * |
| Mn | * | Soldabilidade, resistência HIC | Resistência, tenacidade | * |
| P | * | Tenacidade, soldabilidade | * | Resistência |
| S | * | Tenacidade, soldabilidade | Resistência | Usinabilidade |
| V | Soldabilidade | Tenacidade | Resistência | * |
| Nb | * | Soldabilidade | Tenacidade | Resistência |
| Ti | * | * | Resistência, tenacidade | * |
| Al | * | * | Resistência, tenacidade | * |
| N | Resistência ao envelhecimento | * | Tenacidade | Resistência |
| Cu | * | Tenacidade, soldabilidade | Resistência | * |
| Ni | * | Soldabilidade | Resistência | * |
| Cr | * | Soldabilidade | Resistência, tenacidade | * |
| Mo | * | Soldabilidade | Resistência, endurecimento por deformação | * |
| Zr | * | Tenacidade | * | * |

* Detalhes não disponíveis. -- Forte redução. - Redução. + Aumento. ++ Forte Aumento.

Os materiais inicialmente usados em dutos eram limitados ao aço API 5L X52 nos anos 50, onde a resistência mecânica do aço era alcançada pela adição de elementos de liga como carbono e manganês. Para maiores valores de resistência, o aumento da quantidade destes elementos de liga significava na fragilização do aço, com conseqüente perda de tenacidade e soldabilidade.

Conforme apresentado na Figura 5, para produzir aços de mais alta resistência com boa soldabilidade e conformabilidade, a siderurgia evoluiu e pequenas adições de elementos de liga como titânio, nióbio e vanádio foram realizadas, tais mudanças permitiram alcançar graus como API 5L X65 (16). Neste caso, o ganho de resistência não se dá apenas pela presença dos elementos de liga em solução sólida dentro do aço, mas também pelo refino no tamanho de grão. Elementos como titânio, nióbio e vanádio formam precipitados nos contornos que dificultam seu crescimento deixando a microestrutura final mais refinada.

Um outro importante avanço para o desenvolvimento dos aços ocorreu nos anos 70 com a introdução do *Thermomechanical controlled process* (TMCP) com subsequente chegada do resfriamento acelerado que permitiram o desenvolvimento de tubos API 5L X70, e nos anos 80 tubos API 5L X80 com baixo carbono. Neste caso, uma combinação de controle em temperatura e deformação durante a laminação, aliada à inserção de elementos de liga como titânio, nióbio, cromo, molibdênio, cobre e vanádio, permitiram o ganho de resistência por recristalização, formação de precipitados e geração de grãos ainda mais finos do que os formados somente com a adição de nióbio e titânio. A Figura 5 apresenta as rotas de fabricação correlacionando com os elementos de liga adicionados e com os mecanismos de aumento de resistência do aço.

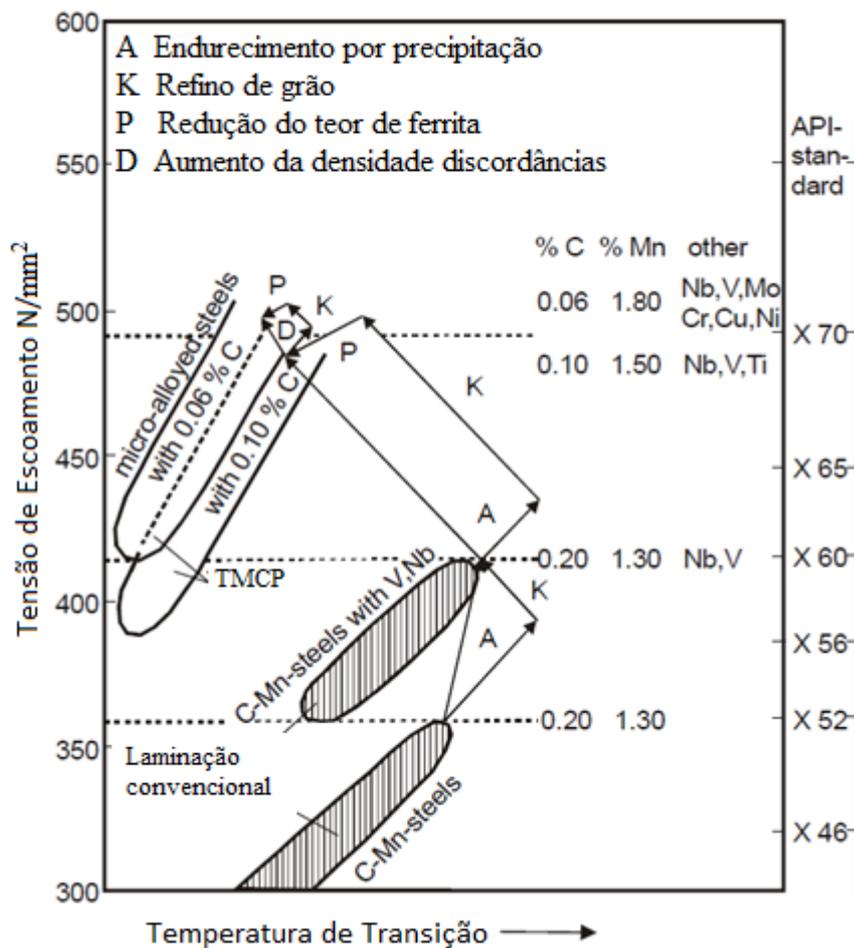


Figura 5: Rotas de fabricação correlacionadas à resistência mecânica do aço. Adaptado de (7).

2.1.3.1. Processo TMCP

Thermomechanical controlled process (TMCP) é um processo cuja laminação é controlada, envolvendo simultânea aplicação e controle de calor e de deformação, com a finalidade de reduzir a espessura e obter uma microestrutura com grãos refinados (23). Tal estrutura proporciona uma combinação de boa resistência e tenacidade.

O processo começa com o reaquecimento da placa de aço na temperatura de 1250 °C, então a placa é submetida ao processo conhecido como laminação de esboço. Nesta temperatura, à medida que os grãos austeníticos crescem e se deformam, novos grãos nucleiam no processo conhecido como recristalização do grão austenítico. O principal ganho é que os novos grãos são menores que os iniciais. A deformação aplicada nesta etapa é mínima o suficiente para dar início ao processo de recristalização.

Em seguida vem a laminação de acabamento. Esta laminação ocorre em uma faixa onde a recristalização do grão austenítico não acontece mais, normalmente abaixo de 1000°C até Ac3. Nestas temperaturas, precipitados como Nb(C,N) não permitem o crescimento excessivo dos grãos do material. Sem a recristalização, os grãos são deformados e tornam-se alongados. Esta deformação sem recristalização aumenta a quantidade de contornos de grão e de bandas de deformação que surgem no meio do grão austenítico deformado. Tais regiões são sítios para nucleação de ferrita no material, de forma que quanto maior o número de pontos de nucleação, menor o tamanho do grão ferrítico.

De acordo com Soeiro (24), na rota TMCP, aços X70 são obtidos com baixo teor de carbono e adição de Nb e V, para aços X80, além dos elementos já citados, pequenas quantidades de Ni ou Mo devem ser adicionadas (25). O ganho de resistência e tenacidade advém principalmente pela considerável redução do tamanho de grão.

Por fim, no processo de resfriamento acelerado, a taxa de resfriamento é controlada até atingir a temperatura de 550°C, seguido de resfriamento ao ar, para que a estrutura formada seja bainita ao invés de ferrita fina (16).

2.1.4. Fabricação do tubo

Um dos processos mais utilizados no mundo para fabricação de tubos de grande diâmetro, maiores que 16 polegadas, é o processo UOE, onde a chapa com 12 m de comprimento, já laminada na espessura final passa por quatro etapas de deformações mecânicas a frio (26). A primeira etapa consiste em uma pequena deformação nas bordas da chapa, em seguida a chapa é conformada em uma prensa de modo que sua seção transversal atinja o formato de “U”, mais adiante outra prensa deixa a seção transversal em formato de “O”, então a solda longitudinal utilizando o processo de arco submerso é realizada. Para finalizar, de modo a deixar o tubo com a melhor circularidade possível, é realizada uma expansão “E” mecânica por meio da aplicação de carga no interior do tubo.

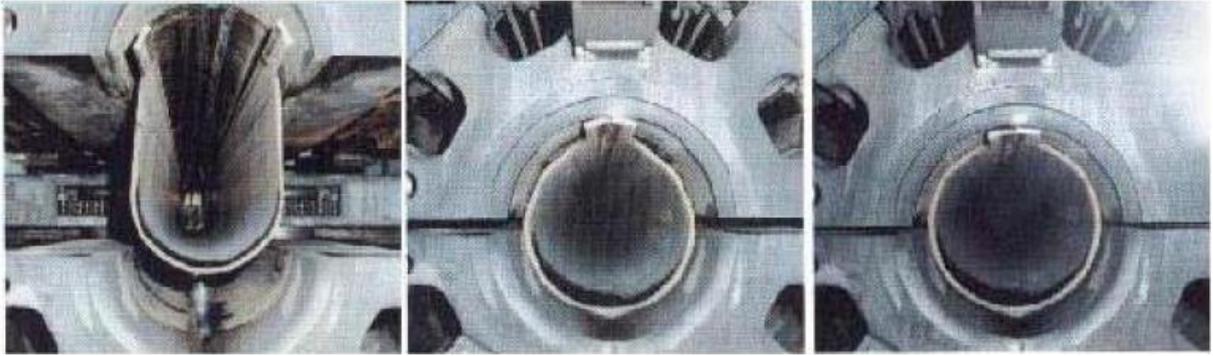


Figura 6: Variação da seção transversal do tubo durante sua fabricação por processo UOE (3).

Todas as etapas presentes na fabricação UOE de tubos deformam a frio o aço (27), e o encruamento gerado pela deformação eleva de 100 a 150 MPa a tensão de escoamento do material. Porém, normalmente, os fabricantes de tubo contam com este ganho de resistência para alcançar os limites estabelecidos pela norma, o que pode ser um problema durante o aquecimento proveniente da fase de aplicação de revestimento ou de soldagem, pois efeitos de recristalização ou recuperação podem ocorrer gerando uma restauração das propriedades pré-deformação.

Batista *et al.* (28) submeteram um tubo API 5L X65MS a um tratamento térmico de alívio de tensões a temperatura de 595 °C por 90 minutos e verificaram uma redução de aproximadamente 10 % na tensão de escoamento do material. Tal redução foi suficiente para que o tubo não fosse mais caracterizado como API 5L X65MS.

Existem outros processos de fabricação de tubos como o de soldagem por resistência elétrica (ERW), onde a partir de bobinas, o aço vai sendo desenrolado, e por meio de rolos cônicos o tubo vai tomando sua forma circular. Por fim a soldagem é feita sem metal de adição por meio de uma corrente de alta frequência, que por efeito Joule, promove a fusão das regiões a serem soldadas.

Outro processo utilizado para tubos de pequeno diâmetro é a fabricação “*seamless*” ou sem costura. Aqui os tubos são formados a partir de barras circulares maciças, que são pressionadas contra uma ponteira cônica em seu interior. Esta ponteira abre um furo na barra circular, aumentando seu comprimento e deixando-a no formato tubular.

Neste trabalho o tubo utilizado foi produzido pelo processo UOE, sendo que para soldagem longitudinal foi utilizado o processo de soldagem de arco submerso.

2.1.4.1. Fabricação de tubo Sour

Quando o tubo deve ser fabricado para operação em serviço ácido, o anexo H da norma API 5L traz restrições extras com relação à adição de alguns elementos de liga. A Tabela 3 faz um comparativo entre os teores máximos de elementos de liga permitidos para um tubo produzido para condição normal com os de um tubo para condição ácida.

Tabela 3 - Comparação entre teores máximos permitidos de elementos de liga para material convencional e material sour. Adaptado de (1).

| Elemento de liga | Percentual em peso permitido condição normal API X80M. | Percentual em peso permitido condição ácida API X70MS. |
|----------------------------|--|--|
| Carbono | 0,12 | 0,1 |
| Silício | 0,45 | 0,45 |
| Manganês | 1,85 | 1,6 |
| Fósforo | 0,025 | 0,02 |
| Enxofre | 0,015 | 0,002 |
| Vanádio + Nióbio + Titânio | 0,15 | 0,15 |
| Cobre | 0,5 | - |
| Níquel | 0,5 | - |
| Cromo | 0,5 | 0,45 |
| Molibdênio | 0,5 | 0,35 |
| Boro | 0,004 | - |
| CE _{pcm} * | 0,25 | 0,22 |

* Para aços de baixo carbono é recomendável avaliar o carbono equivalente utilizando a fórmula do $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$.

- Limite não estabelecido pela API 5L.

Ao avaliar as diferenças expostas na Tabela 3, observa-se no manganês e no enxofre as maiores restrições para condição ácida, quando comparado a condição normal. Tal fato ocorre, possivelmente, pelo aumento da probabilidade de inclusões de MnS. Estas inclusões intermetálicas atuam como sítios de corrosão por pites e de iniciação de trincas (29), o que reduz a resistência à corrosão sob tensão.

Por conta do controle de elementos de liga mais rigoroso, o ganho de resistência, para os tubos de serviço ácido, é fortemente dependente do processo termomecânico de laminação controlada que combinado ao resfriamento acelerado e pequenas adições de titânio, nióbio e vanádio conseguem alta resistência mecânica.

O maior controle nos elementos de liga e a diminuição da resistência ao SSC com aumento da dureza, são os principais motivos pelo qual, apesar de já existirem tubos API X120 para condição normal, a norma API 5L considera apenas tubos até o API X70 para condição ácida.

Além da composição química apresentada na Tabela 3, o anexo H da norma API 5L determina uma série de requisitos extras, onde destacam-se o critério de dureza máxima de 250 HV 10, e a necessidade de realizar no material base do tubo testes de HIC e SSC.

2.2. Soldagem

Na construção e montagem de dutos a etapa de soldagem é uma das mais complexas (30) e a que controla o ritmo da obra (31). Dependendo do processo de fabricação do tubo e da quantidade de elementos de liga adicionados ao aço e de suas propriedades, a soldagem pode se tornar ainda mais difícil.

Embora consideráveis esforços tenham sido dedicados ao estudo de microestrutura e propriedades mecânicas de tubos, pouca informação, a respeito dos efeitos da soldagem em aços TMCP de alta resistência tem sido reportada (27).

Durante a atividade de soldagem, um número grande de interações metalúrgicas pode acontecer de maneira a alterar as propriedades da junta soldada. Fusão e solidificação com consequente segregação, difusão, rearranjo do tamanho e direção dos grãos, transformações de fase e precipitações são algumas das alterações metalúrgicas que a junta está sujeita. Problemas como desalinhamento, ovalização, tensões residuais, contaminações também contribuem negativamente para obtenção de uma junta soldada com boas características.

2.2.1. Ciclos térmicos de soldagem

Durante a soldagem, uma pequena região do tubo é exposta a uma fonte de calor concentrada, que eleva rapidamente a temperatura, atingindo facilmente a fusão do material. Por condução, outras partes do material também são aquecidas em diferentes temperaturas máximas.

Na medida em que a fonte de calor se afasta da região em alta temperatura, inicia-se o resfriamento, que poderá ocorrer em diferentes velocidades, de acordo com os parâmetros de soldagem, características do material e geometria das peças utilizadas.

O ciclo térmico de soldagem representa a variação da temperatura com o tempo para cada ponto da peça. À medida que um determinado ponto se encontra mais próximo ou mais distante da região por onde passa a fonte de energia, o ciclo térmico se altera, de modo que para pontos em distâncias mais curtas os picos de temperaturas são mais altos que em distâncias mais longas.

Figura 7, mostra a variação de temperatura de pico e do ciclo térmico para pontos em diferentes distâncias na junta soldada.

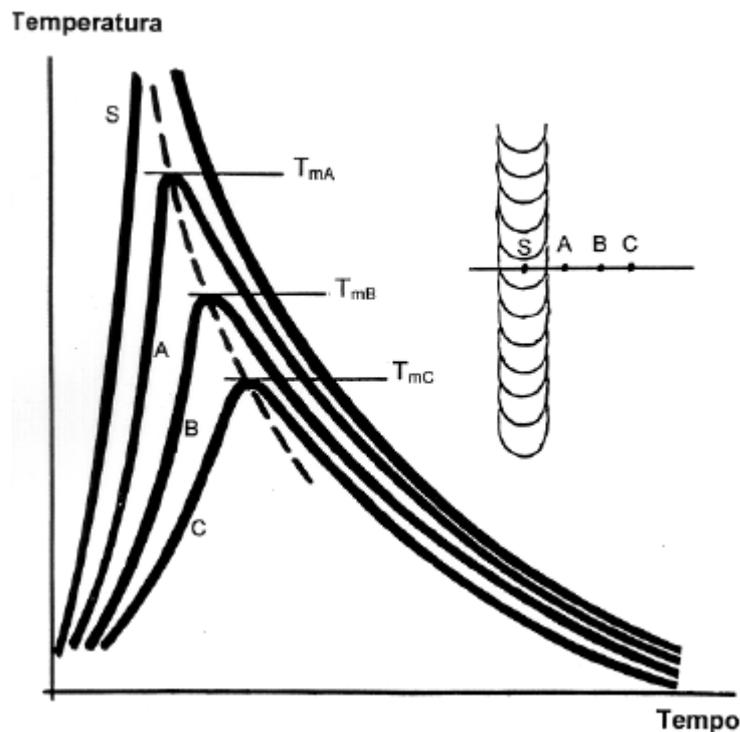


Figura 7: Ciclos térmicos para pontos localizados em diferentes distâncias do cordão de solda durante a soldagem (32).

Na Figura 7 é possível observar na ZTA que o ponto A, mais próximo ao cordão de solda é o que alcançou a maior temperatura de pico.

No caso das soldagens multipasses, que é o caso de quase todas as soldagens de dutos por conta das altas espessuras, para um determinado ponto, cada passe irá gerar um ciclo térmico. Como este ponto pode estar bem próximo a um determinado cordão de solda e mais distante em relação aos outros, cada passe irá gerar um ciclo térmico diferente para este ponto. Na Figura 8, é possível verificar os diferentes ciclos térmicos que o ponto A estará sujeito durante a soldagem de três passes. Observa-se também que para os passes mais próximos à este ponto, os ciclos térmicos gerados possuem maiores temperaturas de pico.

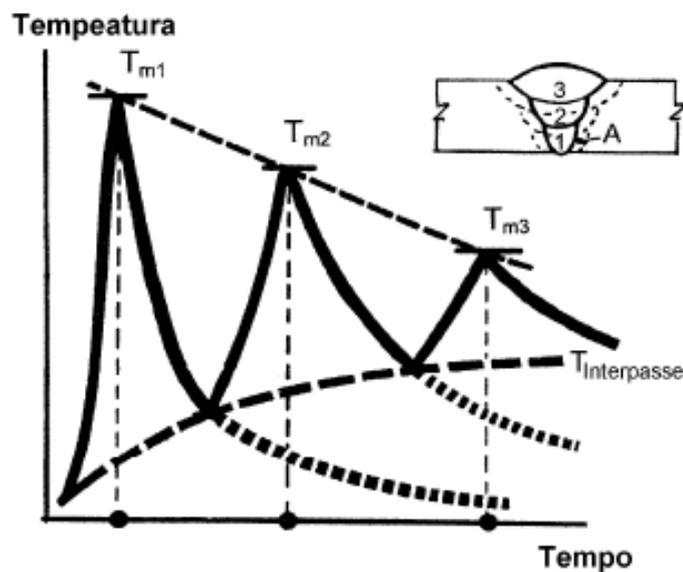


Figura 8: Ciclos térmicos sofridos por um ponto da ZTA de uma soldagem multipasse (32).

A depender dos ciclos térmicos que um ponto foi submetido, diferentes transformações poderão ocorrer, de modo a formar regiões com microestruturas e propriedades diferentes do metal de base.

2.2.2. A zona termicamente afetada (ZTA)

Ao examinar uma junta soldada é possível determinar regiões distintas. Primeiramente existe a zona de fusão, que está associada à região onde o metal atingiu o estado líquido. A ZTA, que embora não tenha fundido, foi afetada pelo calor proveniente do processo de soldagem e por fim, o material inalterado (9).

As reações que ocorrem na ZTA podem ser bastante complexas. A depender do material e dos ciclos térmicos experimentados, diferentes regiões da ZTA estarão sujeitas a uma ou mais das seguintes reações:

- Recristalização;
- Crescimento de grão;
- Transformações de fase;
- Formação, dissolução e envelhecimento de precipitados;
- Alívio ou indução de tensão residual.

Para aços, a ZTA de uma solda de um único passe, se divide em quatro regiões e sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual atinge-se a temperatura inferior a $A_{c1}(723^{\circ}\text{C})$ (33).

A Figura 9 correlaciona a temperatura de pico experimentada por uma região da junta soldada, com o diagrama ferro x carbono e com as diferentes regiões da ZTA formada para uma soldagem de único passe.

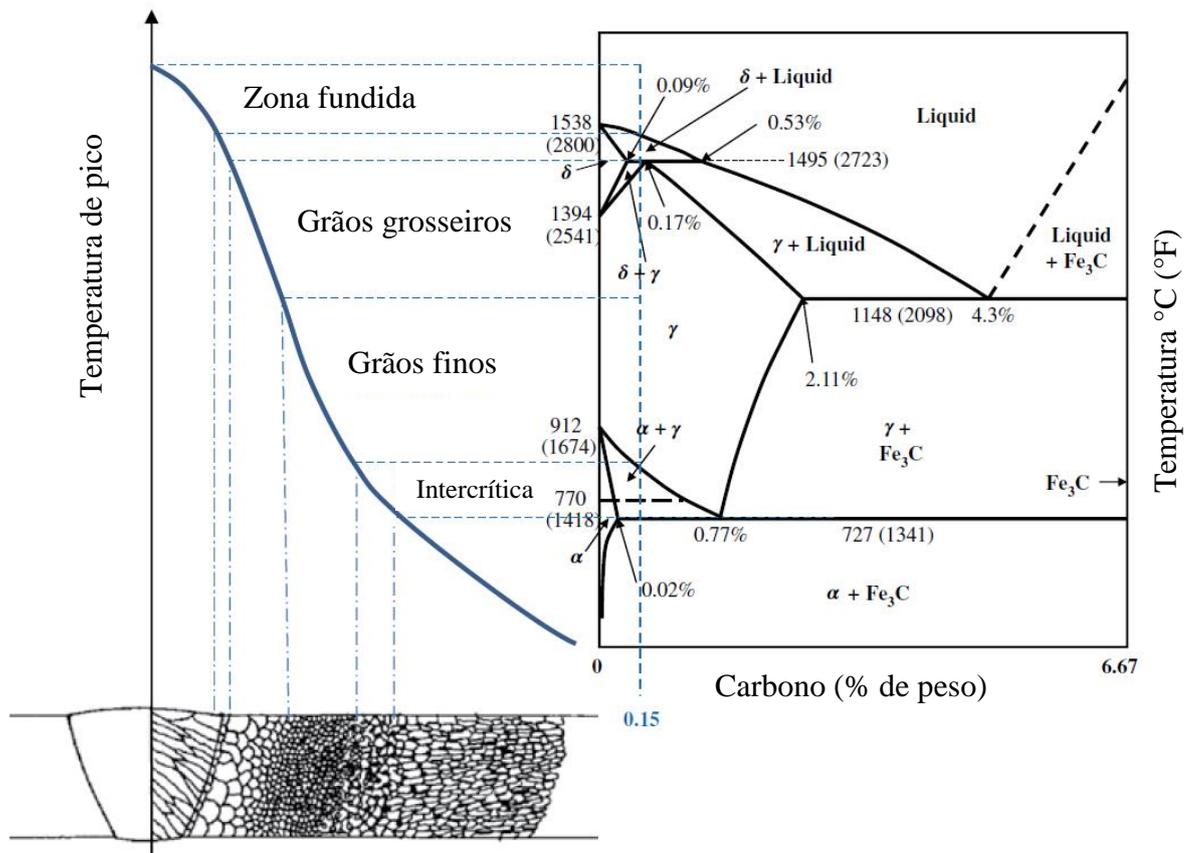


Figura 9: Relação entre diagrama Fe – C e microestrutura formada na região da ZTA de acordo com temperatura de pico alcançada. Adaptado de Lippold (9).

A ZTA da junta soldada normalmente caracteriza-se por ter uma redução em suas propriedades mecânicas, sendo que cada região traz consigo suas características individuais apresentadas a seguir:

- Região de grãos grosseiros (RGG)

Esta região se encontra adjacente à linha de fusão e atinge temperatura de pico entre 1200 °C – temperatura de fusão (33). A temperatura nesta região é suficientemente alta para promover a completa transformação da ferrita em austenita (34) e para solubilizar maioria dos precipitados como carbeto e nitreto. Sem estes precipitados, o grão tende a crescer, sendo que quanto maior o tempo nesta região, maior será o tamanho de grão da austenita. Comparativamente às outras regiões da ZTA, nesta observa-se o maior crescimento do grão. Tal fato leva à uma deterioração da tenacidade.

- Região de grãos finos (RGF)

Esta região se caracteriza por alcançar durante a soldagem temperatura ligeiramente superior à Ac3 (33). A austenita se forma preferencialmente nos pontos de maior energia e como o crescimento do grão austenítico é relativamente lento quando comparado à região de grãos grosseiros, pois a maioria dos precipitados ainda está presente e funcionam como uma barreira ao crescimento de grão, o grão austenítico final tem seu tamanho reduzido.

- Região intercrítica (RI)

As transformações na região intercrítica ocorrem entre as temperaturas Ac1 e Ac3. Neste campo ocorre a transformação parcial da austenita, onde, durante o aquecimento, a ferrita é a microestrutura que predominantemente dá origem à austenita (33). Esta austenita é rica em carbono, podendo alcançar valores bem próximos do percentual eutetóide, mesmo para aços com baixo teor deste elemento. O enriquecimento de carbono na austenita pode estabilizar parte desta fase na temperatura ambiente (34). Dependendo da velocidade de resfriamento entre 800 e 500 °C, a austenita pode decompor-se em perlita, bainita superior ou ilhas de martensita-austenita (M-A). Este constituinte que será tratado no capítulo 3.2.3,

deteriora consideravelmente a tenacidade do material. O Hrivnak *et al.* (35), Andia (33) consideram esta região como uma zona frágil ou *local brittle zone* (LBZ).

- Região subcrítica (RS)

A zona subcrítica é uma zona que não sofre transformação de fase, por não atingir temperaturas superiores a A_{c1} (33). Dependendo do tipo de aço, nesta região é possível observar endurecimento por precipitação, fragilização ao revenido, envelhecimento, recristalização e recuperação.

Depois da região subcrítica se encontra o metal de base o qual não sofre nenhuma alteração porque as temperaturas atingidas nesta região são baixas ao ponto de não fornecer energia suficiente para ativar nenhum mecanismo (33).

Para soldagem multipasse, os ciclos térmicos se relacionam de maneira que o segundo passe reaquece a ZTA do primeiro, podendo alterar a microestrutura gerada inicialmente. A Figura 10 mostra, além das quatro regiões já mencionadas, quatro regiões de uma soldagem multipasse cuja ZTA do primeiro passe se enquadrou na região de grãos grosseiros.

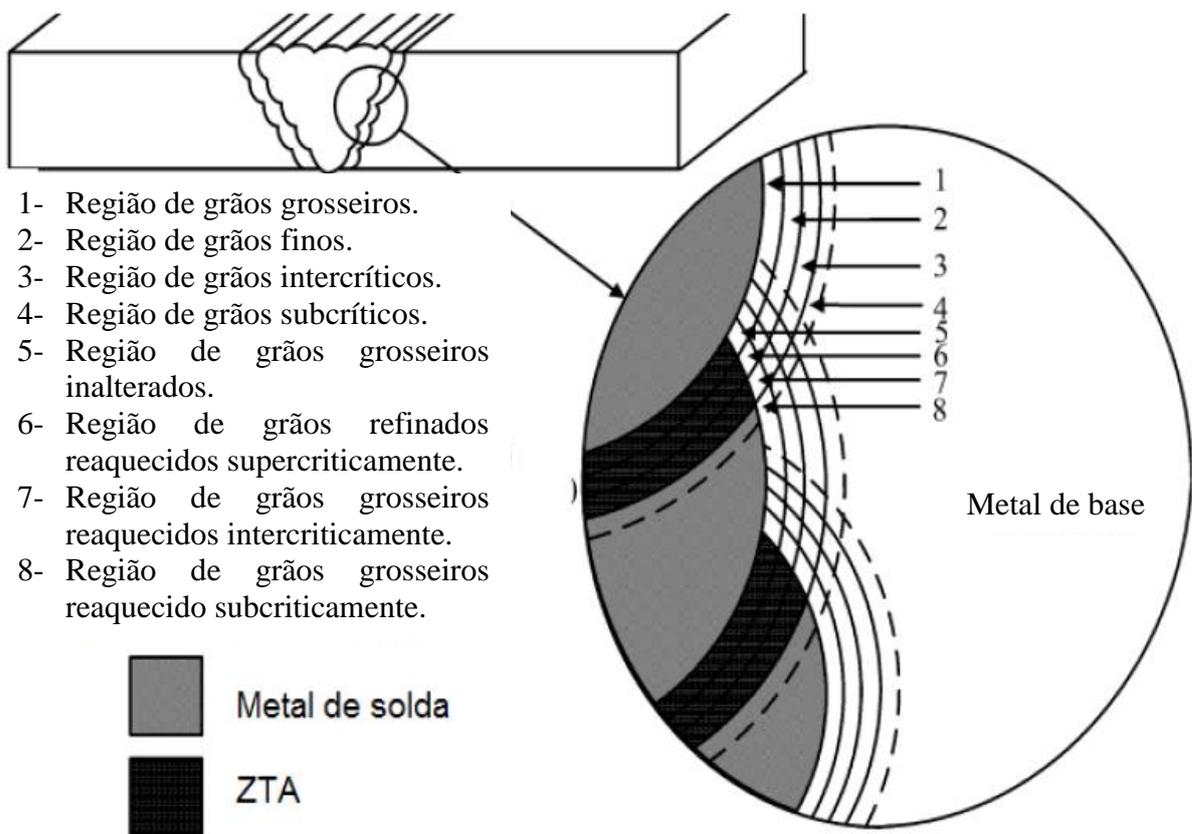


Figura 10: Regiões da ZTA de uma soldagem multipasse. Adaptado de (32).

Destas regiões, a região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (RGGRI) tem sido alvo de muitos estudos nos últimos anos, pois a mesma carrega o efeito deletério do aumento de tamanho de grão proveniente do primeiro aquecimento, em temperaturas de pico superiores a 1200°C, e do enriquecimento de carbono da austenita durante o segundo aquecimento na região intercrítica com subsequente formação do constituinte M-A durante o resfriamento.

2.2.3. Constituinte Martensita-Austenita (M-A)

O constituinte M-A consiste em ilhas de martensita de alto carbono com austenita retida (35). Sua formação está relacionada a altas taxas de resfriamento durante o ciclo térmico e a composição química do material (37).

Nas propriedades do aço, o M-A diminui a tenacidade por conta de sua alta dureza e por aumentar o volume localmente, gerando tensões e atuando como concentrador destas, sendo um facilitador para iniciação de trincas e favorecendo a fratura frágil.

Portanto, autores como Bonnevie *et al.* (38), Hrivnak *et al.* (35) e Amer *et al.* (39) afirmam que além da quantidade, a morfologia do constituinte que pode ser alongada ou poligonal influencia diretamente na tenacidade do material. Segundo Matsuda *et al.* (40) M-A mais largos e de maiores tamanhos contribuem negativamente para tenacidade. Para Goodall (35), a presença de 1% de austenita retida no material aumenta a temperatura de transição dúctil frágil em 15 °C.

Nas regiões da ZTA, a formação do constituinte M-A é máximo na RI, isto acontece, pois, nesta região, a austenita formada possui teor de carbono muito superior ao do material, de forma que permite a estabilização desta fase, mesmo em temperaturas mais baixas. Segundo Bonnevie *et al.* (38), a maior formação deste constituinte se dá na região que atinge temperaturas de pico na ordem de $Ac1 + 35^{\circ}C$.

Outros autores como (33), (41), (39) por meio de ensaios, simulações e estudos também concluíram que dentre as regiões da ZTA, a RI e RGGRI são as que apresentam os menores valores de tenacidade.

Nestas regiões, durante a soldagem do material, após alcançar a temperatura superior a $Ac1$, no aquecimento, a cementita decompõe-se e por consequência a austenita formada se torna enriquecida em carbono e este enriquecimento ocorre principalmente no contorno do grão austenítico.

Com a temperatura de pico entre Ac1 e Ac3, em parte do material não ocorre transformação da ferrita para austenita, portanto não há difusão de carbono da parte transformada para a não transformada, pois a ferrita solubiliza muito pouco carbono, ou seja, o carbono permanece concentrado na região austenítica.

Durante o aquecimento, a fração de austenita aumenta naturalmente à medida que a temperatura aumenta acima de Ac1, sendo que quanto mais austenita, mais transformação em M-A poderá ocorrer. Porém por outro lado, a homogeneização da austenita aumenta com a temperatura, devido à difusão de carbono. Assim existe uma redução de áreas duras ricas em carbono, de modo que menos M-A poderá ser criado.

Com o início do resfriamento, estas regiões com alto teor de carbono tenderiam a se transformar em ferrita e cementita novamente, porém devido às altas taxas de resfriamento, a decomposição da austenita que aconteceria em temperatura logo abaixo de Ac1 não ocorre, então, em temperaturas mais baixas, parte desta austenita se transforma em martensita e outra parte permanece retida, formando o constituinte M-A.

Elementos químicos como carbono retardam a transformação da austenita em ferrita. Elementos como nitrogênio, boro, manganês e formadores de carbonetos como nióbio, vanádio e molibdênio favorecem a formação de M-A. Bonnevie (38) avaliou a influência do silício e concluiu que maiores teores de silício aumentam a tendência de formação do constituinte M-A.

Enquanto a influência de alguns elementos químicos na susceptibilidade de formação de trinca induzida por hidrogênio na soldagem dos aços pode ser estimada com a determinação do carbono equivalente (Ceq), uma fórmula empírica em percentual de peso que combina efeitos de diferentes elementos na soldabilidade de aços, a tendência de formação de M-A na RGGRI não pode ser medida por este índice, porém estudos realizados pela Comissão Européia (42) sugerem que a formação desta fase pode ser avaliada de acordo com índice *Alloy Factor* indicado na equação 4.

$$Alloy\ Factor = (Si + Mn)/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \quad (4)$$

Ainda segundo autor (42), para que a fração de M-A seja mínima, é necessário que este fator não seja maior que 0,29 para resfriamentos rápidos.

2.2.4. Efeito do aporte térmico

Os ciclos térmicos de soldagem são definidos com base em diferentes fatores, sendo os parâmetros de soldagem, as propriedades do material e a geometria da junta alguns dos mais importantes.

Para uma geometria definida, ou seja, espessura, diâmetro e chanfro definidos, e sabendo que propriedades como condutividade térmica, calor específico, coeficiente de dilatação não tem significativa mudança entre os diferentes graus dos aços API 5L, os parâmetros de soldagem tornam-se o principal meio de alteração do ciclo térmico durante a soldagem de campo de dutos.

Um dos parâmetros tipicamente controlados durante a soldagem é o aporte térmico, um parâmetro que depende essencialmente do processo que está sendo utilizado, da velocidade de soldagem e das variáveis elétricas: tensão e corrente. A equação 5, relaciona todas estas variáveis.

$$H_i = \eta \cdot V \cdot I / 1000 \cdot v \quad (5)$$

Onde:

H_i : Aporte Térmico (*Heat Input*) (kJ/mm)

η : Rendimento do processo de soldagem

V : Tensão (V)

I : Corrente (A)

v : Velocidade de soldagem (mm/s)

Diferentes valores de aporte térmico resultam em diferentes taxas de resfriamento, sendo que menores valores de aporte térmico resultam em maiores taxas de resfriamento.

Durante a soldagem do aço, o aporte térmico deve ser controlado por várias razões. Sua variação influencia a quantidade de distorção da peça soldada, o risco de formação de fases indesejadas, formação de segundas fases, contração lateral (43) e tensões residuais.

Batista *et al.* (44) avaliou o efeito do aporte térmico na soldagem de aços API 5L X80 e X100 e concluiu que aportes térmicos moderados da ordem de 1 kJ/mm apresentaram os melhores balanços entre dureza e tenacidade. Ainda segundo Batista, para aporte térmico baixo de 0,5 kJ/mm a dureza atingiu valores 331 HV para o API 5L X100, enquanto que para aportes mais altos observou-se uma queda no valor de CTOD.

Zhao *et al.* (27) simulou, em equipamento Gleeble[®] 3800, a ZTA da soldagem em aço API 5L X90 duas condições de aporte térmico, para cada aporte foram simuladas condições de passe único e de dois passes. Os aportes utilizados foram de 1,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm. A Tabela 4 apresenta os resultados de impacto para cada condição.

Tabela 4: Energia absorvida no teste de impacto realizado em amostras simuladas com diferentes aportes térmicos, adaptado de (27).

| Energia absorvida | | |
|------------------------|----------------------|-----------------------------------|
| Aporte térmico (kJ/mm) | Condição de soldagem | Valor medido a -20 °C (J) (Média) |
| 1,5 | 1 ciclo térmico | 152, 154, 122 (143) |
| | 2 ciclos térmicos | 123, 142, 137 (134) |
| 2,5 | 1 ciclo térmico | 70, 68, 86 (75) |
| | 2 ciclos térmicos | 90, 96, 102 (96) |

Com base nos resultados, o autor pode concluir que, para este material, o uso do aporte de 1,5 kJ/mm para soldagem traz melhores resultados de tenacidade.

Segundo Hrivnak *et al.* (35) a soldagem de aços de alta resistência é muito boa a menos que altos valores de aporte térmico sejam usados. Neste caso, ainda segundo o autor, com o aumento do tempo de resfriamento, a microestrutura final muda de mistura bainita-martensita para bainita pura e, em maiores tempos, para bainita superior ou bainita granular com presença do constituinte M-A.

2.2.5. Soldagem de dutos em campo

A soldagem circunferencial de dutos é feita em campo com o tubo parado na horizontal, pois à medida que um tubo vai sendo soldado no outro, uma coluna com comprimento grande se forma e seu manuseio é praticamente impossível.

Portanto para o enchimento de uma junta circunferencial de campo é necessário soldar na posição plana, vertical e sobre cabeça, a Figura 11 mostra, em uma das juntas, a soldagem na posição sobre cabeça, enquanto na outra, a soldagem está na posição vertical. Em alguns casos, na soldagem de dutos submarinos, os tubos se encontram na vertical, nesta situação a soldagem circunferencial é inteiramente realizada na posição horizontal.



Figura 11: Soldagem de duto no campo. Na imagem observa-se o tubo parado na horizontal e duas juntas sendo soldadas. No momento da fotografia o soldador da esquerda está soldando na posição sobre cabeça, enquanto o soldador da direita está na posição vertical.

A soldagem de campo normalmente é feita com processos como *Tungsten Inert Gas* (TIG), eletrodo revestido, arame tubular e *Metal Inert/Active Gas* (MIG/MAG), com aporte térmico variando entre 0,5 kJ/mm a 3 kJ/mm (7).

Para tubos com espessura de até 23 mm, o anexo I da norma ASME B31.8 (10) estabelece que seja utilizado chanfro com geometria em “V” com ângulo de 74°. Porém quando a espessura é maior que 23 mm, chanfros mais estreitos em “U” ou em “V” com dois ângulos ao longo da espessura, conforme Figura 10, podem ser utilizados. Esta é uma sugestão que visa diminuir a necessidade de depósito de material, com conseqüente aumento de produtividade.

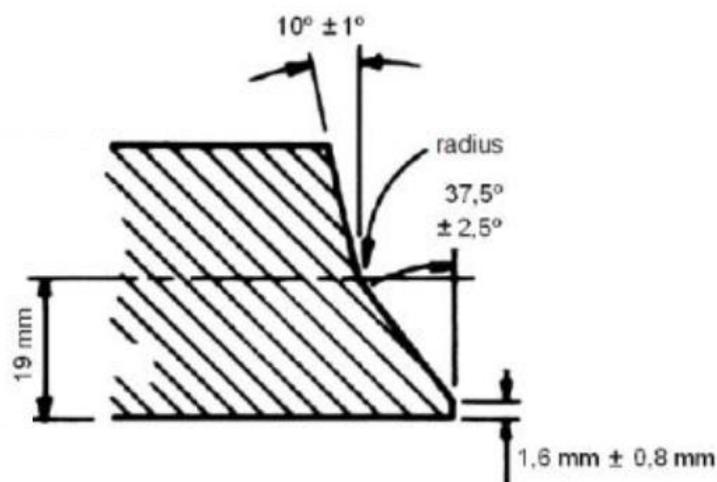


Figura 12: Chanfro em “V” com dois ângulos, ou “V” composto, sugerido para altas espessuras (10).

A soldagem é feita por processos manuais, semiautomáticos ou mecanizados. Este último se caracteriza por um grande controle do aporte térmico aplicado. Já os processos manuais se caracterizam por baixo controle, principalmente da velocidade de avanço da soldagem que é mais acentuada nas soldagens que experimentam diferentes posições, como a que ocorre na maioria dos casos da soldagem de dutos.

Esta variação pode levar a uma junta soldada com diferentes características, sendo nestes casos importante que se conheça como a junta se comportará para cada possível aporte térmico aplicado.

Após a soldagem o cordão de solda é submetido à inspeção por ultrassom ou radiografia. Tais métodos são capazes de detectar vazios no interior da junta ocasionados por falta de fusão, falta de penetração, poros ou trincas. Porém não conseguem detectar alterações como fases indesejáveis, crescimento de grão, precipitados e outras alterações metalúrgicas.

Por fim, antes de entrar em operação, o duto e suas juntas soldadas são submetidos à um teste hidrostático e, caso não seja detectado nenhum vazamento, a linha estará liberada para pré operação.

2.2.5.1. Soldagem do API 5L X80MS

Na literatura não se tem informações de aplicação deste material. No entanto, com base nas características de outros aços de alta resistência e nas boas práticas de soldagem, medidas como uso de eletrodos de soldagem de baixo hidrogênio, evitando a formação de trinca à frio, bom acoplamento da junta, limpeza adequada da região a ser soldada devem ser utilizadas.

Como estes aços possuem seu ganho de resistência por processo de deformação e temperatura controlada, o ciclo de soldagem representa uma grande ameaça. Portanto como visto nas seções anteriores o uso do aporte térmico adequado se apresenta como uma das principais necessidades.

A combinação de boa tenacidade e resistência devido ao pequeno tamanho de grão e a resistência ao serviço ácido por conta da dureza mantida em patamares não tão elevados podem perder todo seu efeito pelo uso de aporte térmico inadequado. Portanto, conhecer a faixa segura de aporte térmico é fundamental para se obter uma solda de qualidade e garantir uma operação segura das instalações.

2.3. Simulação termomecânica

Devido aos altos custos de soldagem e ao maior controle que as simulações numéricas e físicas permitem sobre parâmetros de soldagem, temperatura, taxa de aquecimento e taxa de resfriamento, para estudos que visam avaliar inúmeras condições, com um grande número de variáveis, é recomendado que sejam iniciados utilizando tais simulações. Este direcionamento ajuda a reduzir tempo e recursos necessários.

Estas simulações podem ser feitas por meio de softwares dedicados, que utilizam processamento numérico para reproduzirem com boa exatidão os fenômenos que ocorrem durante o processo de soldagem, ou por equipamentos capazes de reproduzir ciclos térmicos específicos em corpos de prova reduzidos, de maneira que após a simulação é possível realizar testes de tração, impacto, análise metalográfica e outros mais.

2.3.1. Simulação numérica

Com o desenvolvimento dos computadores e métodos numéricos, as simulações tem se tornado uma poderosa e confiável técnica para predição de inúmeras variáveis de soldagem (45).

A solda é gerada por um processo não linear, pois a distribuição de calor na peça varia com a posição da tocha, que por sua vez é função do tempo. Propriedades como condutividade térmica variam com a temperatura, o que tornam sua simulação complexa. Mas com avanço da tecnologia e o desenvolvimento de programas computacionais comerciais como ANSYS[®], ABAQUS[®] e SYSWELD[®], sendo este último totalmente dedicado a soldagem, a simulação dos processos de soldagem se tornou mais viável (46).

A simulação numérica em soldagem utiliza modelos matemáticos que permitem a determinação ciclos térmicos, tensões residuais, microestruturas resultantes, convecção da poça de soldagem entre outros. A Figura 13 mostra simulação numérica, utilizando o software SYSWELD[®], da soldagem de dupla calha sobre um duto. Nesta simulação foram utilizados seis passes de solda.

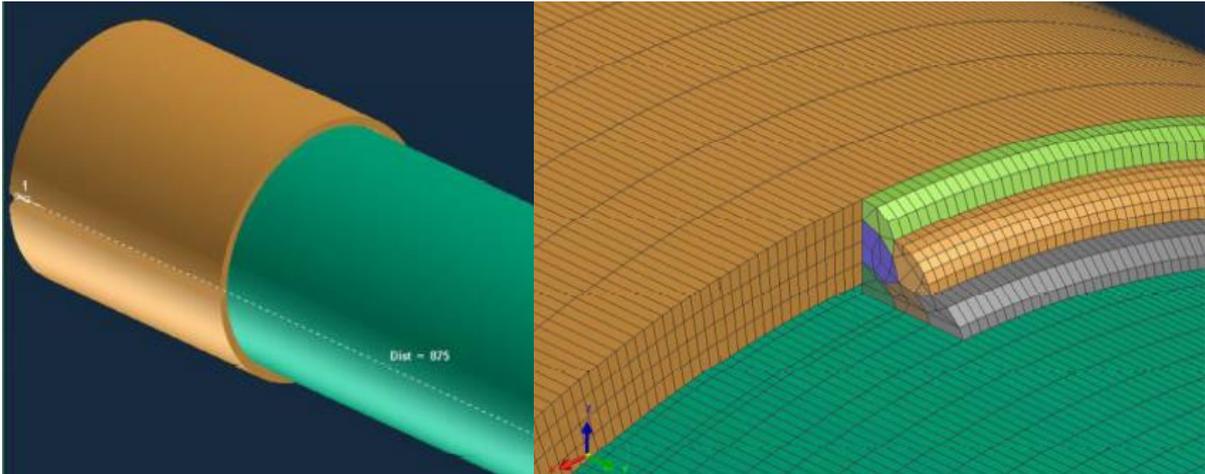


Figura 13: Exemplo de simulação numérica para avaliação da soldagem de dupla calha em tubo API X65, utilizando software dedicado (47).

2.3.2. Simulação Física

O princípio fundamental da simulação física é a obtenção de microestruturas semelhantes àsquelas observadas nas diferentes zonas da ZTA de juntas soldadas por meio de ensaios controlados, nos quais se conhece as condições termomecânicas aplicadas ao material. Dessa forma, pode-se relacionar a formação de uma determinada microestrutura com um ciclo termomecânico conhecido (48).

Outra vantagem das simulações é que determinadas regiões da ZTA são muito estreitas em uma solda típica, sendo quase impossível a investigação destas regiões sem a interferência das regiões adjacentes (49). Por outro lado, a avaliação da região fundida, do efeito da inclusão de tensões residuais e das distorções não é possível de ser realizada em um simulador físico.

2.3.2.1. Equipamento Gleeble®

O simulador Gleeble® foi desenvolvido no Rensselaer Polytechnic Institute (RPI) para simulação de ZTAs. Atualmente o equipamento Gleeble, Figura 14, é produzido pela Dynamic Systems Inc e evoluiu para uma máquina capaz de, além da aplicação inicial, realizar ensaios mecânicos em alta temperatura, criar curvas TTT e CCT, simular fadiga térmica, entre outros estudos metalúrgicos (50).



Figura 14: Equipamento Gleeble ® 3800, Cortesia CTS Solda.

Comercialmente, o simulador físico termomecânico Gleeble ® é o mais conhecido no Brasil. Neste equipamento, a amostra é fixada entre duas garras, que são partes de um circuito elétrico. Então a corrente passa pela peça que, por efeito Joule, é aquecida. A temperatura é monitorada por um termopar soldado à superfície do corpo de prova, e controlada por um programa de computador. A Figura 15 mostra detalhadamente um corpo de prova fixado à Gleeble ® 3800.

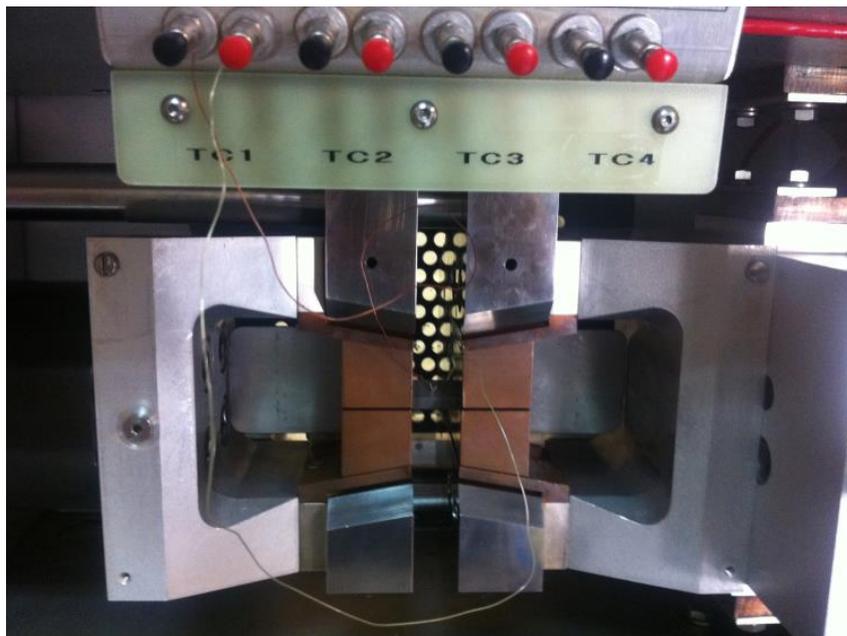


Figura 15: Amostra monitorada por termopar, fixada entre as garras do equipamento Gleeble®.

Os ciclos térmicos a serem simulados são definidos com ajuda de um software que utiliza modelos físicos de transferência de calor, de modo que ao informar parâmetros de soldagem que influenciam na taxa de resfriamento como aporte térmico, temperatura de pico, espessura, pré-aquecimento e algumas características do material, a curva temperatura x tempo é construída.

O *software HAZ calculator* disponível no equipamento Gleeble[®] possui cinco modelos de transferência de calor para predição de ciclos térmicos, fluxo de calor F(s,d); Hannerz; Rykalin-2D; Rykalin-3D e Rosenthal.

Segundo Andia (33), o modelo de Rykalin é o mais utilizado. Este modelo precisa que uma maior quantidade de parâmetros seja informada, quando comparado aos demais. Outra vantagem deste modelo é que para chapas finas na dimensão da espessura o fluxo de calor é limitado, neste caso o valor da espessura deve ser informado e deve-se utilizar o modelo de Rykalin 2-D. Para chapas grossas, o modelo considera que existe um fluxo de calor tridimensional e o valor da espessura deixa de ser um parâmetro necessário. Neste caso as simulações devem ser feitas utilizando o modelo de Rykalin-3D, equação 6.

$$T - T_0 = \frac{q}{2\pi kt} e^{-\frac{r^2}{4\alpha t}} \quad (6)$$

Onde:

T: Temperatura

T₀: Temperatura inicial

q: Aporte de calor

k: Condutividade Térmica

t: Tempo

α: Difusividade térmica

r: distância radial do centro da solda

Na Gleeble[®], o modelo de Rykalin é o único que permite como dados de entrada a temperatura de pico, outros modelos, como o de Rosenthal, permitem que seja informado a distância que um determinado ponto está da fonte de soldagem, que conseqüentemente vai estar ligado a uma dada temperatura de pico. Tal fato torna o Rykalin o modelo mais amigável

para simulações onde a temperatura de pico é um dado de entrada. A Figura 16 mostra a interface de entrada dos dois modelos.

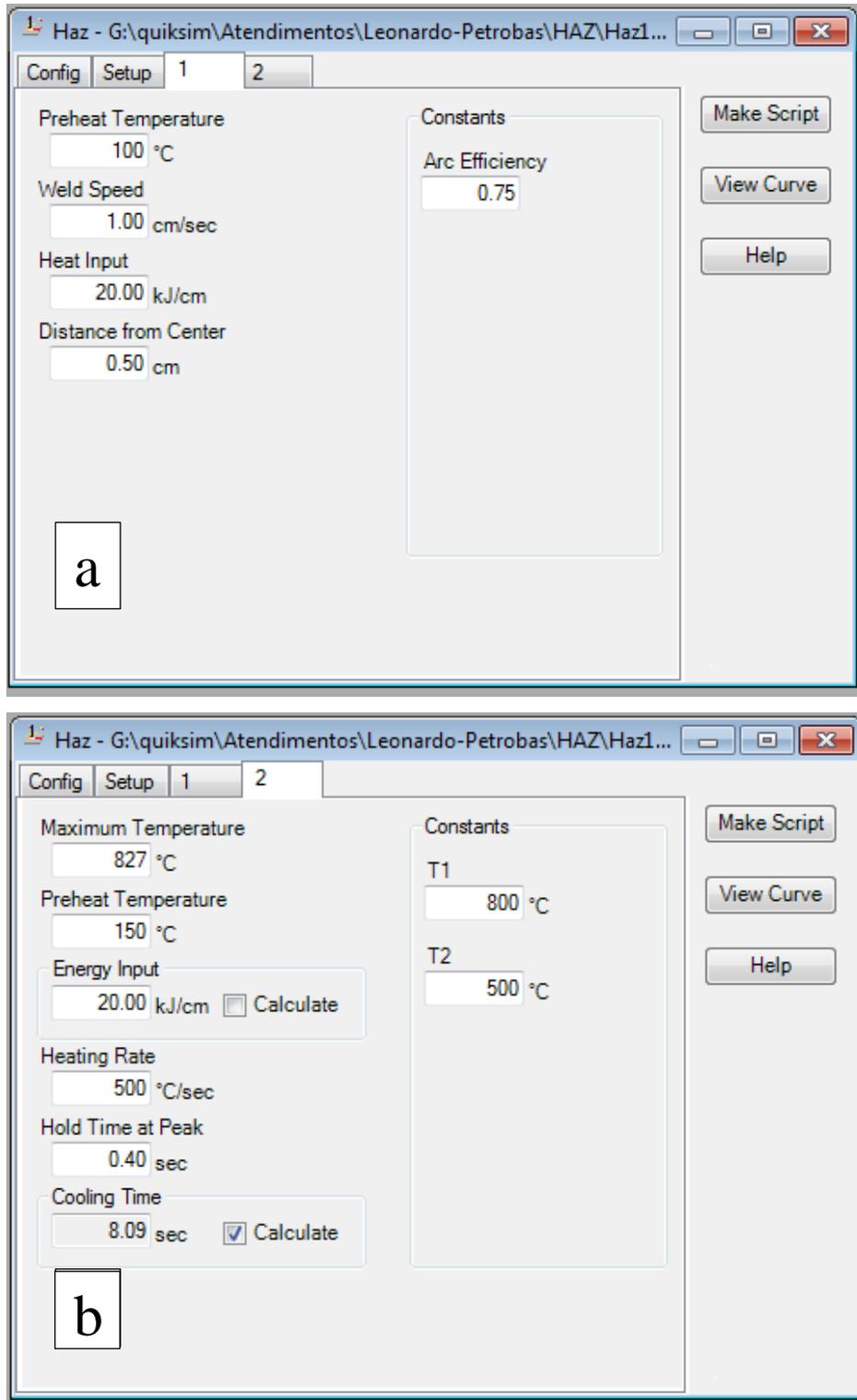


Figura 16: Interface para entrada de parâmetros do Software HAZ Simulator. a) Modelo de Rosenthal. b) Modelo de Rykalin 3D.

Para uma temperatura de pico de 1316 °C, Ludin e Zhou (49) estudaram e compararam os modelos de Rosenthal, Rykalin 2D e Rykalin 3D e verificou que apesar de apresentarem certa diferença durante o aquecimento, o tempo de resfriamento para os modelos de Rosenthal e Rykalin 3D são muito semelhantes, conforme Figura 17. Ainda segundo Ludin e Zhou (49), Rosenthal na década de 30, foi um dos primeiros pesquisadores a modelar a transferência de calor durante a solda, e que alguns anos depois Rykalin incorporou alguns fatores ao modelo que o deixou mais realista (33).

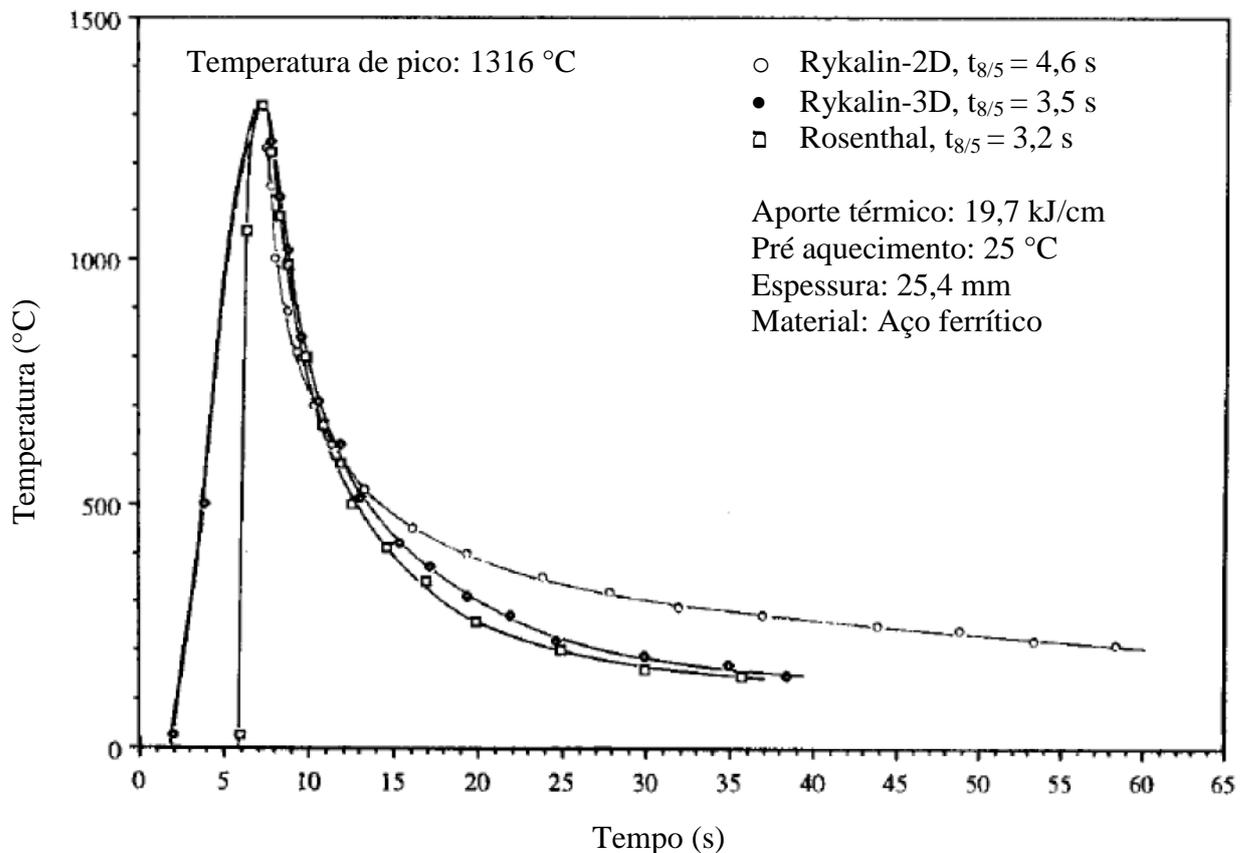


Figura 17: Comparação entre ciclos térmicos calculados pelos modelos Rykalin 2D, Rykalin 3D e Rosenthal, adaptado de (49).

Com as curvas definidas, o equipamento Gleeble[®] é capaz de aquecer a amostra em taxas de até 20.000 °C/s. O resfriamento é feito por condução através do sistema de fixação de cobre, permitindo taxas de resfriamento de até 100°C/s (51). Caso necessário, o equipamento também permite que seja acoplado um cilindro de nitrogênio líquido, de maneira a alcançar maiores taxas de resfriamento.

A distribuição de temperaturas durante a simulação na Gleeble[®] permite que uma parte considerável da amostra passe pelo ciclo térmico desejado, e conseqüentemente tenha a estrutura correspondente. Dependendo do espaçamento entre as garras de cobre uma parte do corpo de prova estará sofrendo o ciclo térmico desejado. A Figura 18 foi retirada do guia de treinamento de usuário Gleeble[®] (52) e apresenta a distribuição de temperatura ao longo do comprimento da amostra para diferentes espaçamentos entre as garras de fixação.

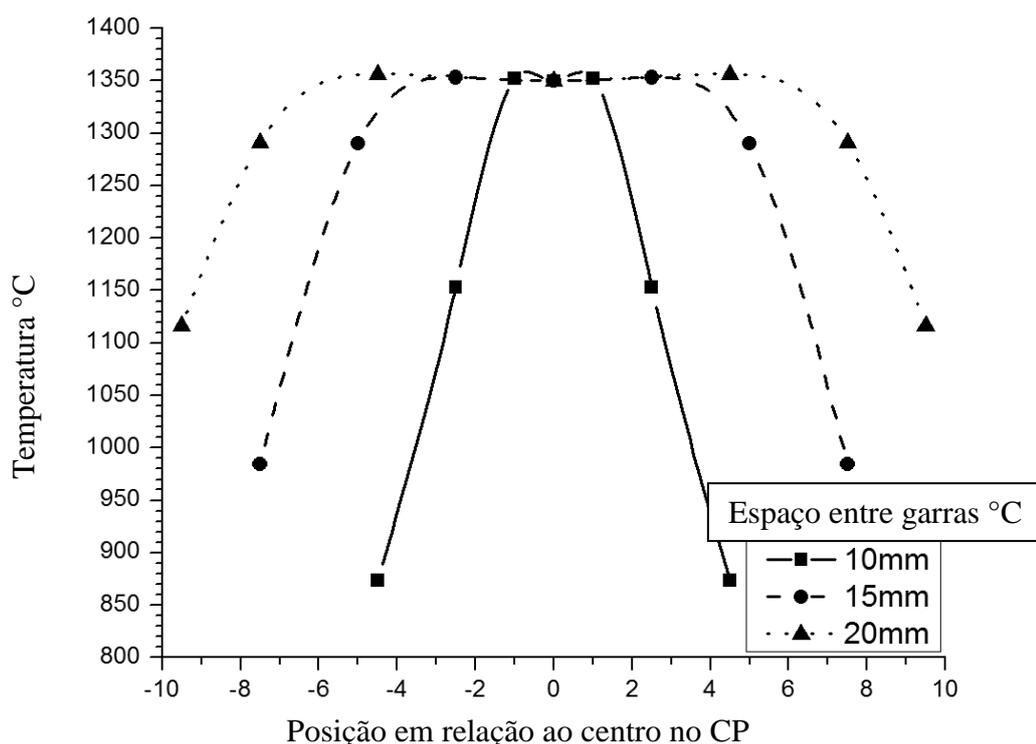


Figura 18: Distribuição de temperatura durante simulação no equipamento Gleeble[®] em função do espaçamento entre as garras de cobre (52).

Na literatura é possível identificar que vários autores (27), (45), (41) e (53) tem utilizado o simulador Gleeble[®] para preverem e analisarem microestruturas que serão resultantes de seus processos de soldagem e, com base nas respostas, avaliarem a necessidade de alterações em seus procedimentos.

Para finalizar, Moeinfar *et al.* (41) compararam a microestrutura de diferentes regiões da ZTA provenientes de uma soldagem real com a microestrutura das mesmas regiões de uma ZTA simulada de um aço API 5L X80M. Após avaliar as microestruturas por microscópio ótico, os autores puderam concluir que as simulações representam de forma adequada as microestruturas reais, mostrando que é válida a utilização do equipamento Gleeble[®].

3 Soldagem prévia

3.1. Contexto

Para a construção do trecho terrestre de um gasoduto com requisito ácido, a equipe de projeto avaliou a possibilidade de utilizar tubos de aço API 5L X70MS. Porém, de acordo com a equação 3, a espessura resultante seria superior a 31 mm (1,25 polegadas).

Neste caso, a norma de projeto ASME B31.8 (10) exige a realização de tratamento térmico. Caso o aço do tubo tivesse sua resistência aumentada, ou seja, fosse utilizado o aço API 5L X80MS, a espessura dos tubos seria de 31 mm e o tratamento térmico não seria obrigatório. No entanto, para que este material pudesse ser utilizado, desafios como conseguir fabricar o tubo e conhecer sua soldabilidade precisavam de serem superados.

Por meio de uma parceria entre as empresas Petrobras e Tenaris, esta última fabricou um tubo com especificação API 5L X80MS, feito com chapa de aço produzida por processo de laminação controlada e resistência ao serviço ácido. Então, antes da confecção desta dissertação, foi realizado um estudo (54) para qualificar um procedimento de soldagem de tubos API 5L X80MS.

3.2. Qualificação do procedimento de soldagem

A soldagem foi realizada com chanfro em “V”, por conta da alta espessura utilizou-se dois ângulos no chanfro, neste caso conhecido como “V composto. Nos dois primeiros passes da junta soldada foi utilizado o processo TIG, um processo de baixa produtividade, porém com grande controle do arco e com boa qualidade da junta soldada (55), esta qualidade era requerida de modo a evitar a possibilidade de reparos na raiz da solda. Para o enchimento e acabamento da junta foi utilizado o processo de soldagem de arame tubular, que combina a alta produtividade com benefícios metalúrgicos provenientes da presença de um fluxo (55), em ambos os casos o aporte médio utilizado ficou em torno de 1 kJ/mm. A Figura 19 mostra a solda finalizada.

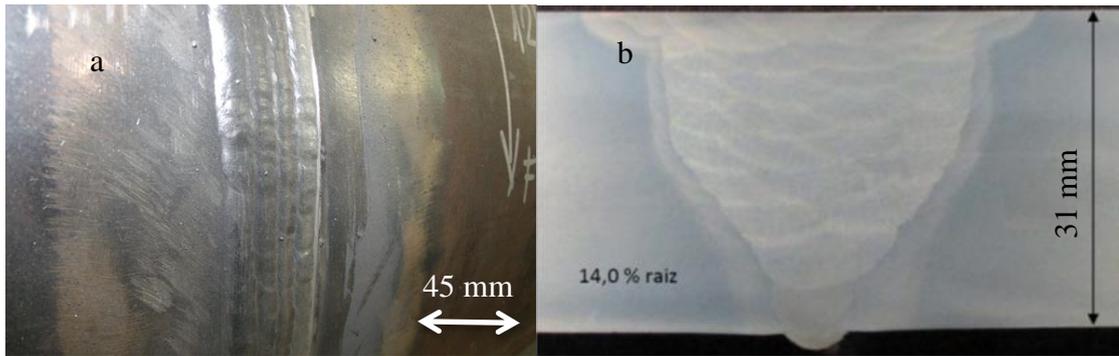


Figura 19: Junta soldada completa: (a) Acabamento final da solda, (b) Macrografia da seção transversal da solda.

Após a soldagem, os ensaios mecânicos e de corrosão realizados indicaram que a junta soldada atendeu aos critérios de aceitação e, portanto, o procedimento de soldagem foi aprovado de acordo com a norma API 1104 (56). Porém, sabe-se que, em processos como TIG manual e arame tubular semiautomático, os parâmetros de soldagem não são bem controlados, e que na soldagem de campo, os parâmetros poderão variar consideravelmente, com relação ao que foi feito na qualificação. Por este motivo, decidiu-se complementar a qualificação realizada, por meio da avaliação do efeito da variação do aporte térmico na microestrutura da ZTA por meio de simulações em equipamento Gleeble, sendo este o escopo desta dissertação.

4 Materiais e Métodos

4.1. Materiais

Para o estudo desenvolvido neste trabalho foram utilizados 112 corpos de prova com dimensões 10 mm x 10 mm x 85 mm, conforme Figura 20.

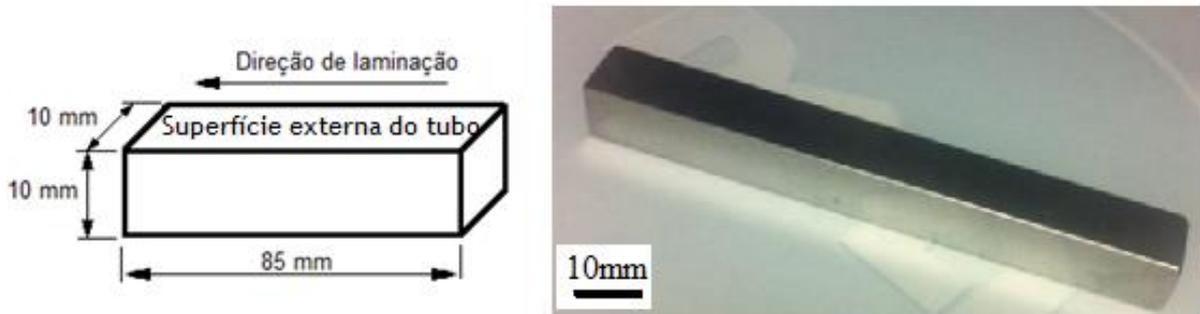


Figura 20: Esquemático e fotografia de um dos corpos de prova utilizados no projeto.

Estes corpos de prova foram retirados do mesmo tubo utilizado na soldagem prévia, apresentada na seção 3. A seguir seguem as características do tubo:

Material: Tubo UOE API 5L X80MS

Diâmetro: 610 mm (24")

Espessura: 31 mm (1 ¼")

A análise química do material e as propriedades mecânicas deste aço foram fornecidas pelo fabricante do tubo, e estão disponíveis nas Tabelas 5, 6 e 7.

Tabela 5: Análise química no tubo API 5L X80MS.

| COMPOSIÇÃO QUÍMICA | | | | | | | | |
|--------------------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|---------------------|
| %C | %S | %N | %O | %Al | %Si | %P | %Ti | %V |
| 0,05 | 0,003 | 0,007 | NR | 0,031 | 0,27 | 0,009 | 0,013 | 0,005 |
| %Cr | %Mn | %Ni | %Cu | %Nb | %Mo | %B | %Ca | CE _{PCM} * |
| 0,173 | 1,62 | 0,032 | 0,011 | 0,033 | 0,113 | 0,0003 | 0,0018 | 0,16 |

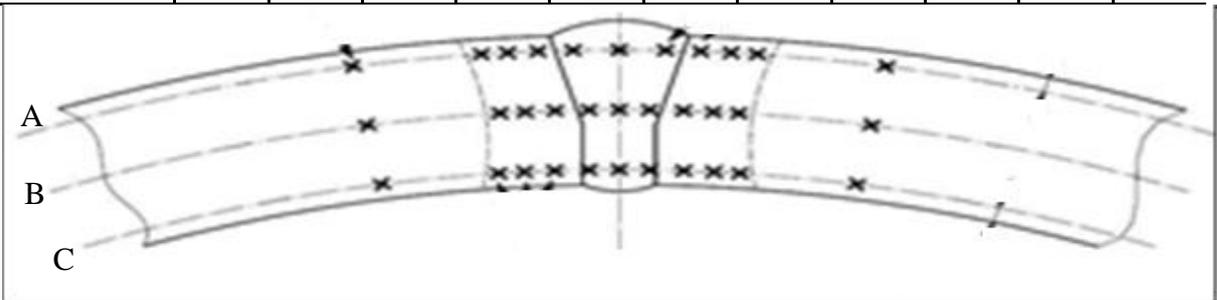
* Para aços de baixo carbono é recomendável avaliar o carbono equivalente utilizando a fórmula do Pcm = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B.

Tabela 6: Resultado do ensaio de tração em tubo API 5L X80MS.

| ENSAIO DE TRAÇÃO (API 5L / ISO 6892-1) | | | | | | | | | |
|--|-----------|--------|----------|----------|---------|-----------|------------|------------|----------------|
| TIPO | DIMENSÕES | | CARGA | | | RESULTADO | | | |
| TTT | a (mm) | b (mm) | LE (kgf) | LR (kgf) | Al (mm) | LE (Mpa) | LR (Mpa) | LE/LR | ϵ (%) |
| | | 38,1 | 32,4 | 70730 | 80852 | 77,4 | 562 | 642 | 0,87 |

Tabela 7: Resultado do ensaio de dureza de metal base, ZTA e de solda longitudinal de tubo API 5L X80MS

| ENSAIO DE DUREZA VICKERS (HV10) (ASTM E 92 / ISO 6507-1) | | | | | | | | | | | |
|--|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| LINHA | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
| A | 213 | 179 | 187 | 202 | 216 | 231 | 214 | 207 | 195 | 187 | 218 |
| B | 214 | 181 | 185 | 196 | 211 | 217 | 215 | 198 | 186 | 179 | 217 |
| C | 212 | 184 | 197 | 216 | 224 | 208 | 209 | 204 | 201 | 190 | 222 |



O diagrama mostra uma seção longitudinal de um tubo curvado. Três linhas horizontais, rotuladas A, B e C, representam as linhas de medição de dureza. Os pontos de medição são indicados por 'x' marcados em uma grade regular ao longo de cada linha. O tubo apresenta uma curvatura pronunciada, e as linhas A, B e C seguem o contorno da curvatura.

Os corpos de prova foram retirados do tubo por meio de corte a frio, utilizando serra fita, tendo sua direção longitudinal alinhada ao comprimento do tubo. Ao serem retirados do tubo, os corpos de prova foram marcados, de modo a manter uma referência da direção radial do tubo na amostra. Essa marcação se fez necessária para que a orientação da direção radial não fosse confundida com a da direção circunferencial, pois a textura proveniente da laminação apenas permite identificar a direção longitudinal do tubo.

Além das amostras retiradas do tubo, uma seção transversal da solda real apresentada na seção 3, Figura 19.b, também foi analisada neste trabalho. Esta seção contempla parte do metal de base, ZTA e metal de solda.

4.2. Métodos

4.2.1. Caracterização inicial de metal de base

4.2.1.1. Ensaio de dilatométrica

Inicialmente, o material base recebido foi submetido ao ensaio de dilatométrica com intuito de determinar as temperaturas críticas de transformação Ac1 e Ac3 do aço API 5L X80MS.

Ainda que existam equações que permitam determinar por um modelo empírico Ac1 e Ac3 (57), o ensaio de dilatométrica foi realizado para se obter maior precisão nos resultados.

O ensaio de dilatométrica consiste no monitoramento do comprimento de uma amostra durante seu aquecimento, onde o controle da temperatura é feito por computador que recebe dados de um termopar tipo K, ver Figura 21, soldado na amostra. Sabe-se que durante o aquecimento de um metal existe o efeito de dilatação térmica, que segue uma relação linear com a temperatura. Porém quando o metal sofre uma transformação de fase, no caso do aço a transformação da ferrita em austenita, existe uma contração em seu tamanho, pois a austenita é mais compacta que a ferrita, e neste caso, durante a transformação existe uma interrupção na linearidade da curva.

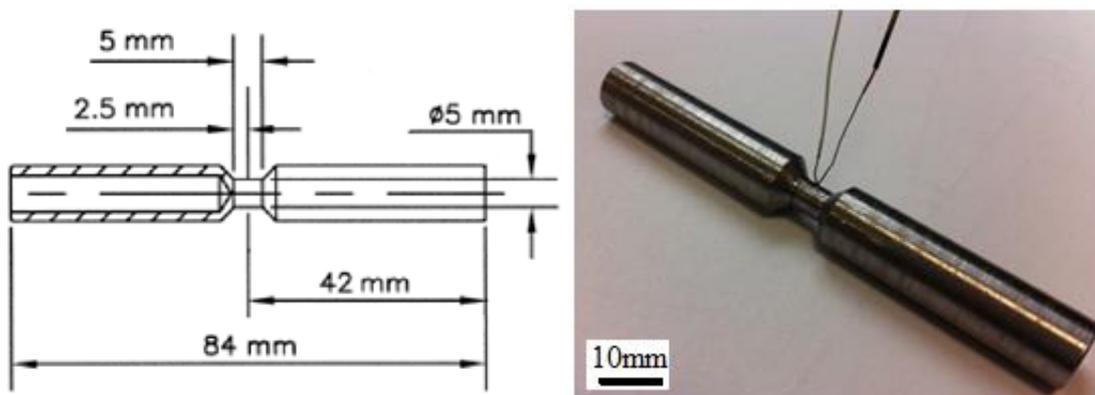


Figura 21: Esquemático do corpo de prova para o ensaio de dilatométrica e fotografia da amostra com termopar soldado.

Identificar a temperatura onde a relação comprimento/temperatura deixa de ser linear, e a temperatura onde esta relação volta a ser linear, é o mesmo que determinar as temperaturas de início e de término de formação da austenita, respectivamente, durante o aquecimento.

Para execução do ensaio, as taxas de aquecimento e de resfriamento foram controladas. Utilizou-se o Simulador Físico Termomecânico Gleeble[®] 3800 com os seguintes dados:

Metal de base: Aço API 5L X80MS;
Taxa de aquecimento 1 (T₀ a 500 °C): 50°C/s;
Taxa de aquecimento 2 (500 °C a 950 °C): 18°C/s;
Taxa de resfriamento: 10 °C/s;
Tempo de permanência na temperatura máxima 1 min;
Temperatura máxima: 950 °C;
Controle da temperatura com termopar tipo “K”.

4.2.1.2. Análise microestrutural

O material de base na condição como fabricado foi submetido à análise microestrutural para que fossem avaliados as fases presentes, o tamanho de grão e a formação de precipitados.

Para isso, a amostra do aço API 5L X80MS foi cortada e embutida em baquelite, posteriormente foi lixada, polida e atacada com imersão em nital 2% por 3 segundos. Segundo Van der Voort (58), o grão da austenita prévia pode ser revelado pelo ataque de Nital (2 a 10%).

Após o ataque, a amostra foi levada a um microscópio óptico, modelo Olympus GX51, e analisada com aumento de 500 e 1.000 vezes, onde buscou-se observar o tamanho de grão, fases, constituintes e precipitados presentes.

O tamanho de grão foi determinado com uso do software AnalySIS, Figura 22. A metodologia usada consiste na inserção de três linhas horizontais e de três linhas verticais igualmente espaçadas, então conta-se o número de interseções das linhas com os contornos de grão, calcula-se para cada linha o tamanho médio dos grãos e aplica-se o método das interseções descrito no item 12 da norma ASTM E112 (59).

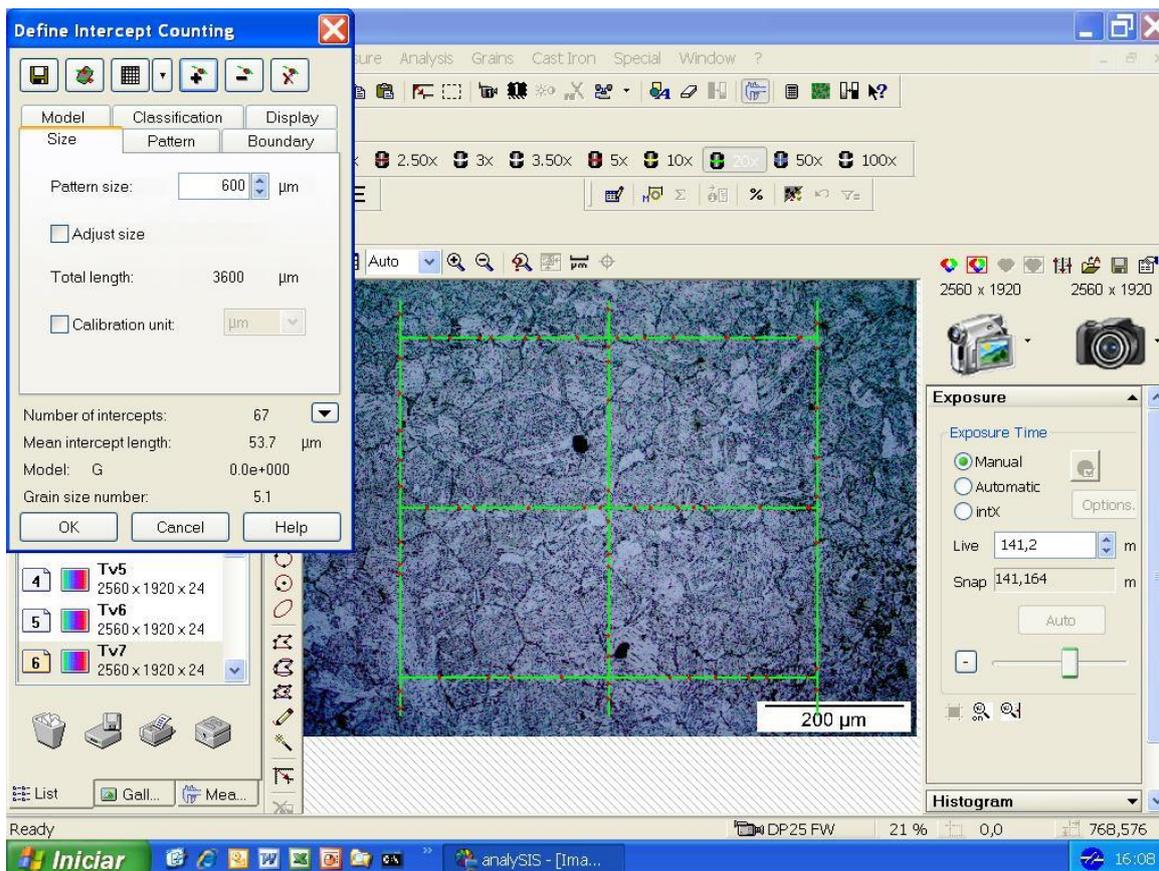


Figura 22: Método da interseção utilizado pelo software AnaliSYS para medida do tamanho de grão.

Por conta do aumento limitado do microscópio ótico, a amostra também foi levada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV). O uso do MEV permite maiores aumentos e em alguns casos é fundamental para caracterização das possíveis fases e constituintes presentes. No MEV, modelo FEI Quanta 450, a amostra do metal base, atacada com nital 2%, foi analisada com aumento de 5.000 e 10.000 vezes, utilizando elétrons secundários com tensão de 2000 kV.

Por fim, o indicador *Alloy factor*, equação 4, apresentado na seção 3.2.3 foi calculado, apresentado valor de 0,402.

$$Alloy\ Factor = (Si + Mn)/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 = 0,402$$

Com valor de *Alloy factor* superior aos 0,29 estabelecidos por (42) como valor limite para risco mínimo de formação de M-A, também utilizou-se o MEV para análise da formação

deste constituinte. Neste caso a amostra foi limpa, lixada e polida para retirada do nital, e em seguida foi realizado o ataque eletrolítico duplo, Ikawa (60), conforme descrito a seguir:

Ataque 1

Voltagem: 5 V

Tempo: 15 s

Solução 1:

5g de EDTA

0,5g de fluoreto de sódio

100 ml de água destilada

Ataque 2

Voltagem: 6 V

Tempo: 30 s

Solução 2:

5g de ácido pícrico

25g de hidróxido de sódio

100 ml de água destilada

O ataque 1 revela os contornos de grão da austenita prévia e o ataque 2 ataca preferencialmente os carbonetos, deixando o constituinte M-A em alto relevo, quando observado no MEV.

O constituinte M-A foi quantificado usando o software Image J. A figura foi convertida em imagem binária, onde o M-A ficou na cor branca enquanto que o restante da imagem permaneceu na cor preta. Após a binarização, o constituinte foi quantificado por percentual de superfície.

4.2.2. Simulação da RGGRI com diferentes aportes térmicos

Com as temperaturas Ac1 e Ac3 determinadas experimentalmente para este material, iniciou-se a avaliação da influência de diferentes aportes térmicos na microestrutura da região de grãos grosseiros reaquescida intercriticamente (RGGRI) da ZTA. Esta região foi escolhida, pois, estudos realizados por Andia (33) e por Li *et al.* (36), mostraram que, quando comparada

às outras regiões da ZTA, a RGGRI apresenta grãos mais grosseiros e elevada quantidade de constituinte M-A, o que a deixa com elevada dureza e baixa tenacidade, sendo considerada uma zona frágil localizada. Segundo Omweg *et al.* (61) o microconstituente martensita austenita (M-A) o qual se atribui baixa tenacidade na ZTA, também é responsável pela queda de resistência ao SSC, fato indesejado para este material.

Com o objetivo de simular a RGGRI de uma junta soldada, aplicaram-se dois ciclos térmicos no material. No primeiro, realizou-se um aquecimento até a região de grãos grosseiros, cuja temperatura de pico projetada foi de 1450°C, a uma taxa de 500 °C/s. Em seguida, foi realizado o resfriamento controlado deste primeiro ciclo. Quando a temperatura atingiu 150 °C, mesma temperatura utilizada como temperatura de interpasse na soldagem real, deu-se início ao aquecimento do segundo ciclo, com a mesma taxa do primeiro. Para o segundo passe objetivou-se que a temperatura de pico ficasse entre Ac1 e Ac3, região conhecida como intercrítica, onde somente parte da ferrita se transforma em austenita. A temperatura escolhida foi de 827 °C, uma média entre os valores de Ac1 e Ac3 medidos no ensaio de dilatométrica. O valor médio foi o ideal, pois, muito próximo de Ac1, poderíamos não ter quase nenhuma transformação em austenita, ao ponto que muito próximo de Ac3, poderíamos ter uma transformação quase que total, e conseqüente difusão de carbono, o que reduziria a quantidade de regiões enriquecidas e a conseqüente formação do constituinte M-A.

Para os valores de aportes térmicos utilizados foram definidas seis condições: 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 e 3,0 kJ/mm. Estes valores foram escolhidos de modo a abranger toda a faixa de energia de soldagem usualmente empregada na soldagem circunferencial de dutos feita em campo, Para Durand (3), normalmente utiliza-se aportes variando de 0,5 a 2,5kJ/mm, Já para felber (7) a variação se dá entre 0,5 e 3,0 kJ/mm.

As taxas de resfriamento utilizadas foram determinadas utilizando o modelo matemático de transmissão de calor de Rykalin 3D. O modelo Rykalin foi escolhido por permitir como dado de entrada as temperaturas de pico e por ter boa correlação com modelo de Rosenthal. O fluxo de calor em três dimensões foi escolhido por conta da alta espessura do tubo original, com objetivo da simulação ser representativa.

Os parâmetros utilizados para determinação da curva Tempo x Temperatura em todas as condições simuladas são apresentados a seguir:

Número de ciclos: 2

Temperatura de pico 1: 1400 °C

Temperatura de pico 2: 827 °C

Temperatura de pré-aquecimento: 100 °C

Temperatura de interpasse: 150 °C

Taxa de aquecimento pico 1 e 2: 500 °C/s

Tempo na temperatura de pico 1° e 2° ciclo: 0,4 s

Densidade do aço: 7,85 g/cm³ (62)

Condutividade térmica do aço: 51,9 W/m.K (62)

Calor específico: 486 J/kg.K (62)

Aporte térmico: Foram simuladas seis condições 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 e 3,0 kJ/mm.

Os ciclos térmicos calculados com os dados acima são apresentados na Figura 23.

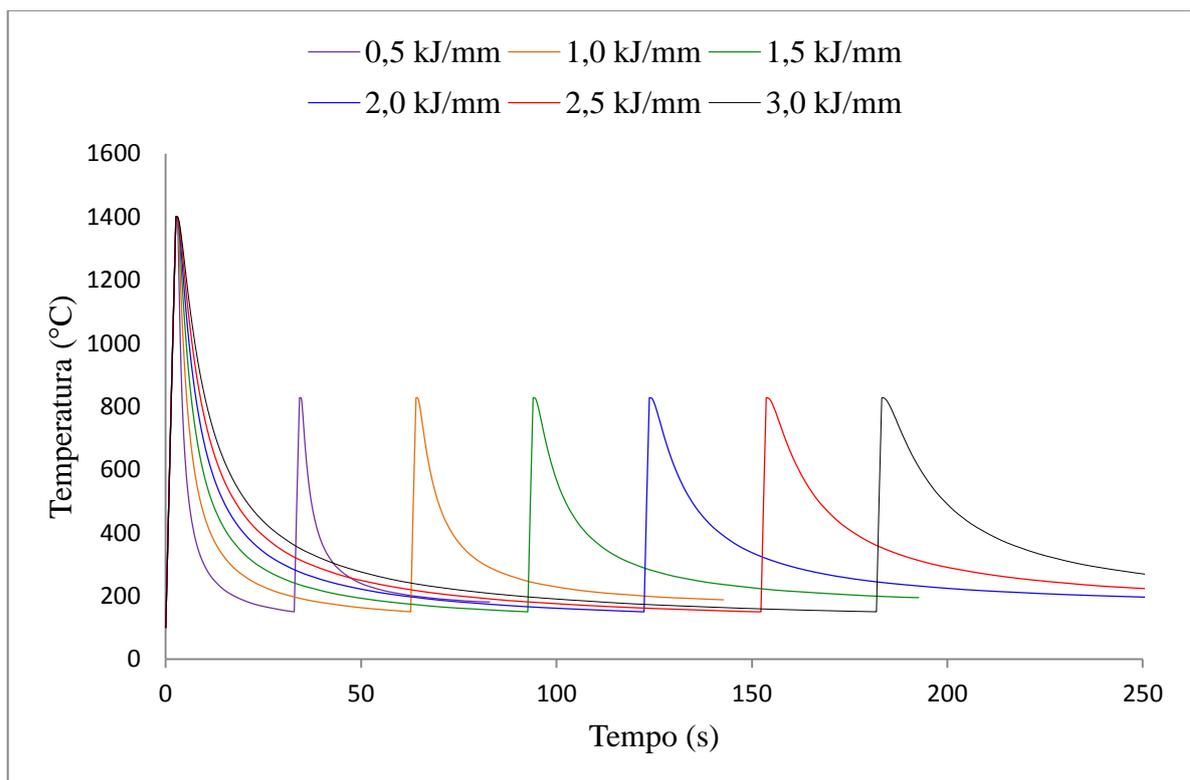


Figura 23: Aportes térmicos planejados para as seis condições simuladas.

A Figura 23 apresenta os ciclos térmicos planejados para serem utilizados na etapa de simulação. Observa-se nas curvas que, mantendo todos os parâmetros e alterando somente o aporte térmico, a única diferença nos ciclos térmicos é o tempo necessário para o

resfriamento, de maneira que peças simuladas com maiores aportes levam mais tempo para perderem temperatura, o que está de acordo com o que se encontra na literatura (63), sobre a influência do valor do aporte térmico na taxa de resfriamento durante a soldagem. Apesar desta única variação, sabe-se que a depender do tempo de resfriamento, a microestrutura final pode ter diferentes características.

Durante as simulações, o controle de temperatura foi realizado por meio de computador acoplado ao equipamento Gleeble[®] 3800, que recebia informações provenientes de um termopar tipo K soldado na região central do corpo de prova, conforme Figura 24. A posição do termopar foi definida de modo que as alterações metalúrgicas, provenientes de sua soldagem, não afetassem os ensaios mecânicos e as análises metalográficas que foram feitas após as simulações.

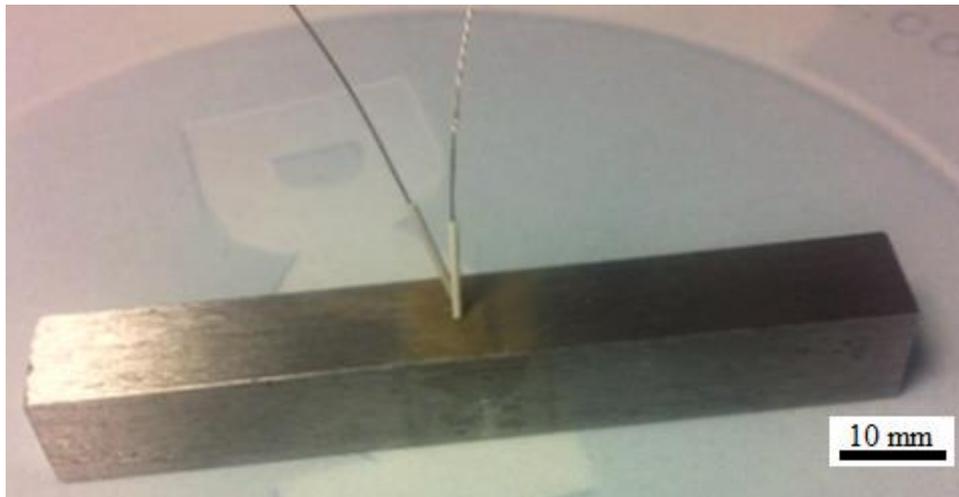


Figura 24: Termopar soldado aos corpos de prova para monitorar a temperatura durante os ensaios.

As simulações foram feitas utilizando simulador físico termomecânico Gleeble[®] 3800, e cada condição de aporte térmico foi simulada em 16 corpos de prova, totalizando 96 amostras simuladas. Porém, durante as simulações físicas, problemas como o rompimento da união entre o termopar e a peça inviabilizaram alguns corpos de prova. A Tabela 8 mostra o número de corpos de prova que foram considerados válidos e número de descartados para cada um dos aportes aplicados.

Tabela 8: Número de corpos de prova válidos e descartados após simulação na Gleeble.

| Aportes Térmicos | 0,5kJ/mm | 1,0kJ/mm | 1,5kJ/mm | 2,0kJ/mm | 2,5kJ/mm | 3,0kJ/mm |
|---------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| Número de CPs válidos | 13 | 12 | 12 | 12 | 15 | 15 |
| Número de CPs descartados | 3 | 4 | 4 | 4 | 1 | 1 |

4.2.3. Ensaio Charpy

Devido ao tamanho estreito de determinadas regiões da ZTA de uma solda real, testes de impacto em ZTAs simuladas são uma excelente ferramenta para avaliar a tenacidade de uma dada região (64). Por este fato, grande parte dos corpos de prova simulados foi direcionada para serem ensaiados pelo método de Charpy.

Neste caso os corpos de prova simulados tiveram seu comprimento reduzido para 55 mm, para atendimento a norma ASTM A 370 (65). A região simulada na Gleeble[®] 3800 permaneceu no meio da amostra. O entalhe em “V” foi posicionado no centro da amostra, e no local da soldagem do termopar, de modo que, as possíveis alterações microestruturais causadas pela soldagem sejam removidas, dando lugar ao entalhe.

Além dos corpos de prova simulados, mais quinze corpos de prova na condição conforme recebido, ou seja, sem simulação, também foram usinados e entalhados para realização do ensaio Charpy. Estes corpos de prova foram necessários para que os valores medidos nas amostras simuladas pudessem ser comparados com o material do tubo original.

Todos os corpos de prova foram entalhados de maneira a ter a propagação da trinca na direção circunferencial do tubo. Este posicionamento foi realizado para manter coerência com a norma Petrobras N-464 Dutos Terrestres (66). Antes da realização dos ensaios as amostras tiveram suas dimensões checadas por paquímetro e equipamento projetor de perfil, estando em todos os casos dentro das tolerâncias permitidas.

Os ensaios Charpy foram feitos no equipamento Zwick Roell, com capacidade de 450 J e seguindo as especificações da norma ASTM A 370. Para cada aporte térmico simulado e para condição de metal de base, foram medidas as energias necessárias para fratura das amostras e percentual de fratura dúctil nas temperaturas -80, -40, -20, 0 e 20 °C. Com exceção dos ensaios realizados a 20 °C, os corpos de prova foram resfriados por meio da imersão total em álcool etílico, sendo que após o alcance das temperaturas de ensaio, o material foi mantido por 20 minutos dentro da câmara para homogeneização da temperatura.

Além dos valores de energia absorvida, também foi avaliado o percentual de área dúctil da superfície de fratura. Esta análise foi realizada comparando a superfície de fratura obtida com os padrões de imagens de fratura, Figura 25, definidos na ASTM A370 (65).

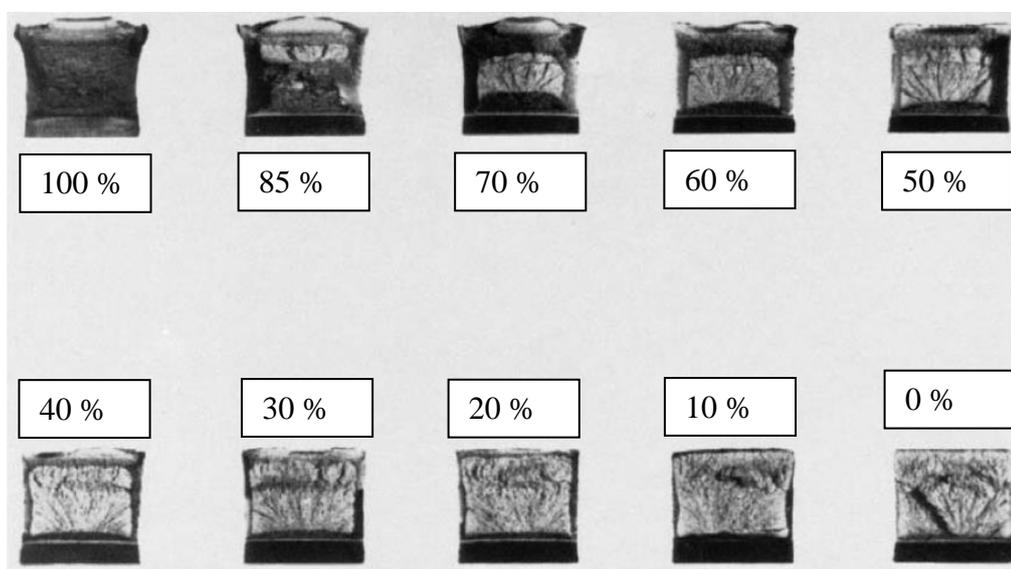


Figura 25: Percentual de área dúctil em função do aspecto da fratura. Adaptado de (65).

Após os ensaios Charpy, os valores medidos de energia absorvida e de percentual de fratura foram dispostos em gráficos que correlacionam estas variáveis com temperatura de ensaio. Por meio desta técnica é possível observar a temperatura de transição dúctil x frágil.

As curvas de transição foram traçadas segundo metodologia descrita no item F.4.5 do anexo F da Norma API 579 (67) e colocadas em um mesmo gráfico para facilitar a comparação.

4.2.4. Microdureza

Para cada condição de aporte térmico simulado, um corpo de prova foi submetido ao ensaio de microdureza. Por meio deste ensaio, objetiva-se verificar o aparecimento de regiões mais duras, pela provável formação de precipitados, constituinte M-A e mudanças de fase.

Para os corpos de prova simulados, a microdureza foi medida na região central da amostra, em uma das faces onde o termopar não foi soldado, em 15 pontos dentro da faixa homogênea do corpo de prova, onde a microestrutura sofreu o ciclo térmico desejado, conforme Figura 26.

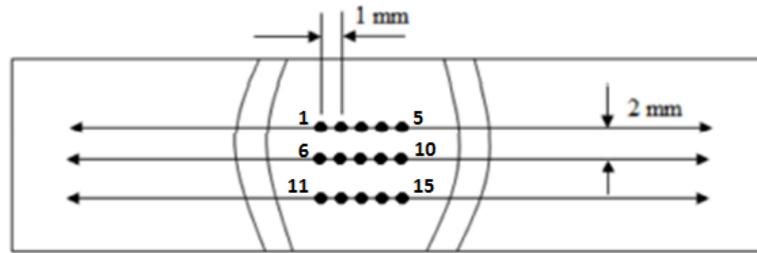


Figura 26: Localização de pontos para ensaio de microdureza nos corpos de prova simulados.

Para a solda real, a RGGRI foi identificada por meio de análise microestrutural em microscópio ótico. Após a localização da região de interesse, três medições de microdureza foram feitas. Mais medições não foram realizadas por conta do limitado tamanho desta região. Para ambos os casos, a microdureza Vickers (HV) foi medida utilizando o equipamento Shimadzu modelo HMV-G-F-AS série G21 com carga de 0,1 kg e tempo de aplicação de 10 segundos.

4.2.5. Análise metalográfica da RGGRI

Após as simulações, cada condição de aporte térmico teve sua microestrutura analisada para que fossem avaliadas as fases e os constituintes presentes, tamanho de grão e formação de precipitados que, em conjunto com resultados obtidos nos ensaios de microdureza e Charpy, pudessem dar subsídio para definição dos melhores aportes térmicos a serem utilizados nas soldagens de campo.

Para isso, uma amostra de cada condição simulada foi cortada e embutida em baquelite, posteriormente lixada, polida e atacada com imersão em nital 2% por 3 segundos. Na junta soldada real, a seção transversal cortada passou pelo mesmo processo de preparação.

Após o ataque as amostras foram levadas ao microscópio ótico, modelo Olympus GX51, e analisadas com aumento de 500 e 1.000 vezes, onde buscou-se observar o tamanho de grão, fases, constituintes e precipitados presentes. Para cada condição simulada o tamanho de grão foi determinado com uso do software AnalySIS, com mesma metodologia utilizada para o metal de base.

Em seguida, somente para as condições simuladas, as amostras foram analisadas no MEV. Devido à alta probabilidade de formação do constituinte M-A, por conta do *alloy factor* maior que 0,29, as amostras foram limpas, lixadas, polidas e preparadas com mesmo ataque eletrolítico duplo usado para identificação do constituinte M-A no metal de base.

No MEV, modelo FEI Quanta 450, as amostras simuladas na Gleeble[®], atacadas com Ikawa, foram analisadas com aumento de 5.000 e 10.000 vezes, utilizando elétrons secundários com tensão de 2000 kV.

Por fim, o constituinte M-A foi quantificado usando o software Image J. As figuras foram convertidas em imagens binárias, onde o M-A ficou na cor branca enquanto que o restante da imagem permaneceu na cor preta. Após a binarização foi quantificado por percentual de superfície a quantidade do constituinte M-A para todos os aportes térmicos simulados.

4.2.6. Comparação entre RGGRI real e simulada

Com base nos resultados de microdureza e análises microestruturais foi realizada uma comparação entre ambas condições, buscando identificar características que permitam concluir se a avaliação por meio de simulação é representativa.

5 Resultados e Discussões

5.1. Metal de Base

A Figura 27 mostra o resultado do ensaio de dilatometria, onde é possível observar a variação do comprimento durante o aquecimento da amostra.

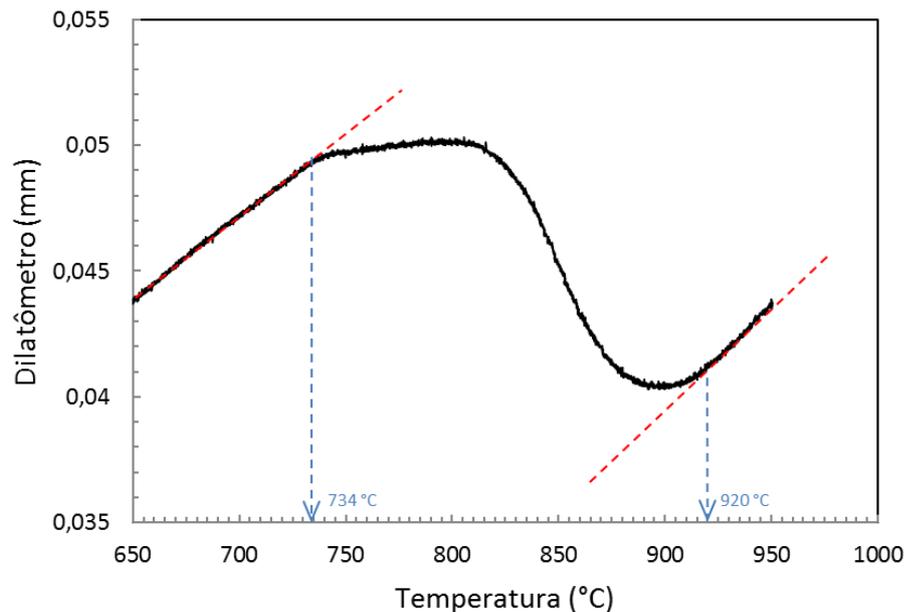


Figura 27: Correlação entre variação de comprimento e temperatura durante ensaio de dilatometria realizado em aço API X80 MS.

Pela análise da Figura 27, traçando-se uma reta na primeira parte linear do gráfico observa-se o descolamento da reta na temperatura de 734°C, portanto este é o valor de Ac1. Repetindo-se o mesmo procedimento para segunda parte linear do gráfico é possível determinar a temperatura de Ac3 como 920°C. Os valores de Ac1 e de Ac3 medidos são fundamentais para o posicionamento da temperatura de pico do segundo passe da simulação de soldagem, onde objetiva-se que a temperatura máxima fique na região intercrítica, ou seja, entre Ac1 e Ac3.

5.1.1. Análise microestrutural

As Figuras 28 e 29 apresentam as imagens geradas no microscópio ótico do metal de base atacado com nital 2% com aumento de 500 e 1.000 vezes. Nas imagens é possível

observar que o material de base possui granulometria bastante refinada. Por meio do software analiSYS foi realizado a medida, e o tamanho médio dos grãos é de 0,004 mm.

A microestrutura apresenta, predominantemente, a fase ferrítica, que são as regiões claras apresentadas nas figuras 26 e 27. Em alguns pontos é possível observar pequenos riscos escuros que seriam o constituinte bainita.

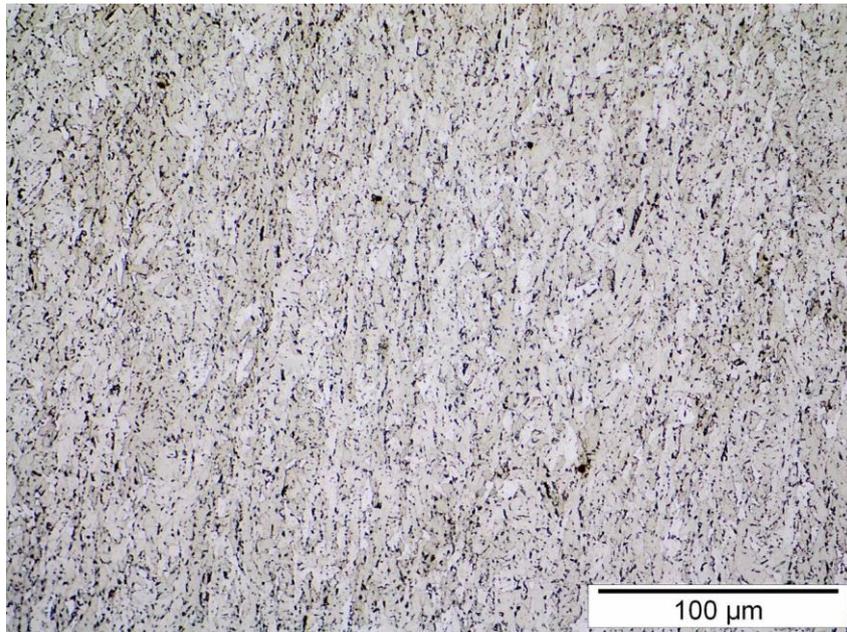


Figura 28: Imagens de microscópio ótico para material de base com aumento de 500 vezes onde verifica-se uma estrutura muito refinada.

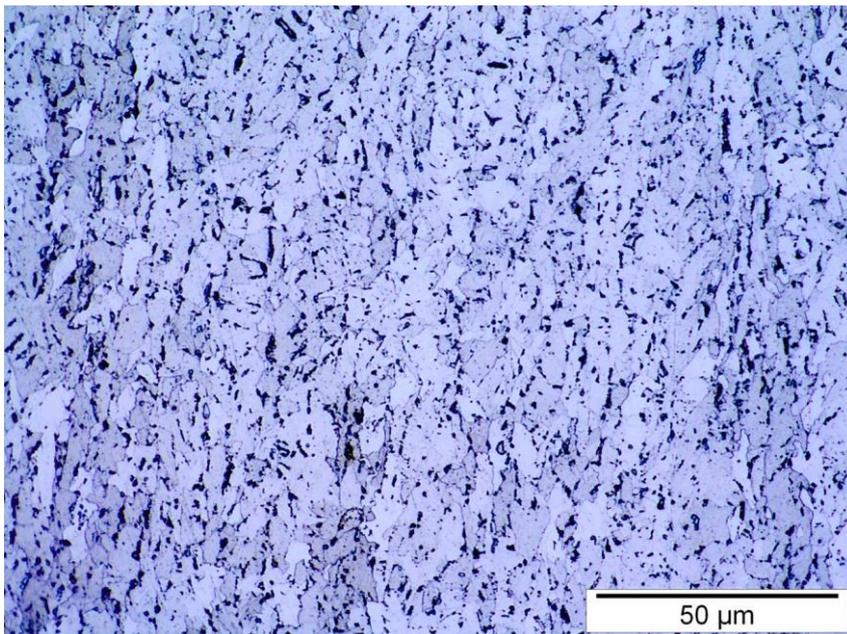


Figura 29: Imagens de microscópio ótico para material de base, com aumento de 1.000 vezes. Observa-se regiões claras, ferrita, e regiões escuras, aparentemente ferrita e bainita.

Ainda nas Figuras 28 e 29, as regiões escuras com formato mais arredondado, poderiam ser perlita ao longo dos contornos de grão da ferrita. Segundo Bhadeshia (68) a microestrutura ferrita-perlita é a mais popular no contexto de aços estruturais. Para o autor o principal efeito do processamento termomecânico aliado a adição de microelementos como o nióbio é a obtenção desta microestrutura refinada. A Figura 30 retirada de seu livro (68), mostra a diferença de tamanho de grão entre uma microestrutura de um aço dito na condição normal, e na condição microligado com nióbio.

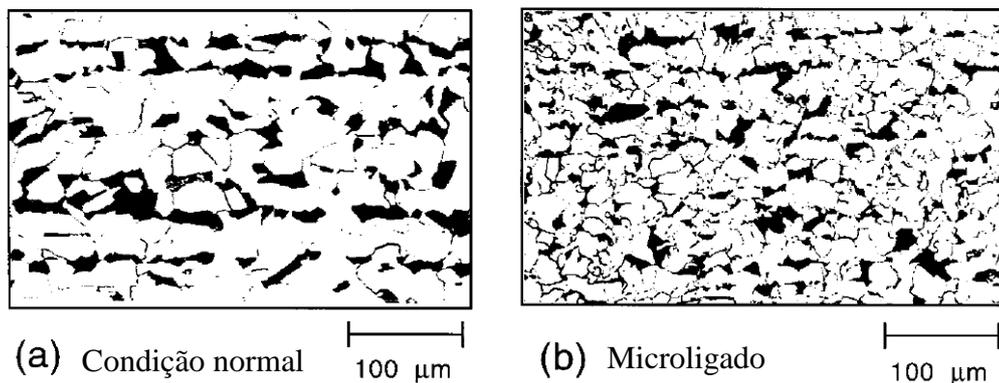


Figura 30: Diferença de granulometria entre material produzido por TMCP (a) condição normal e (b) microligado com nióbio (68).

Estudos realizados por Cizek (69) mostram diferentes possibilidades microestruturais, para um aço API 5L X80, em função da taxa de resfriamento. Após austenitizar a microestrututa de um X80, Cizek o resfriou com taxas de 0,1; 0,3; 1,0; 18,0 e 95,0 °C/s, e para cada caso encontrou diferentes microestruturas. A Figura 31, mostra as microestruturas encontrada para cada caso.

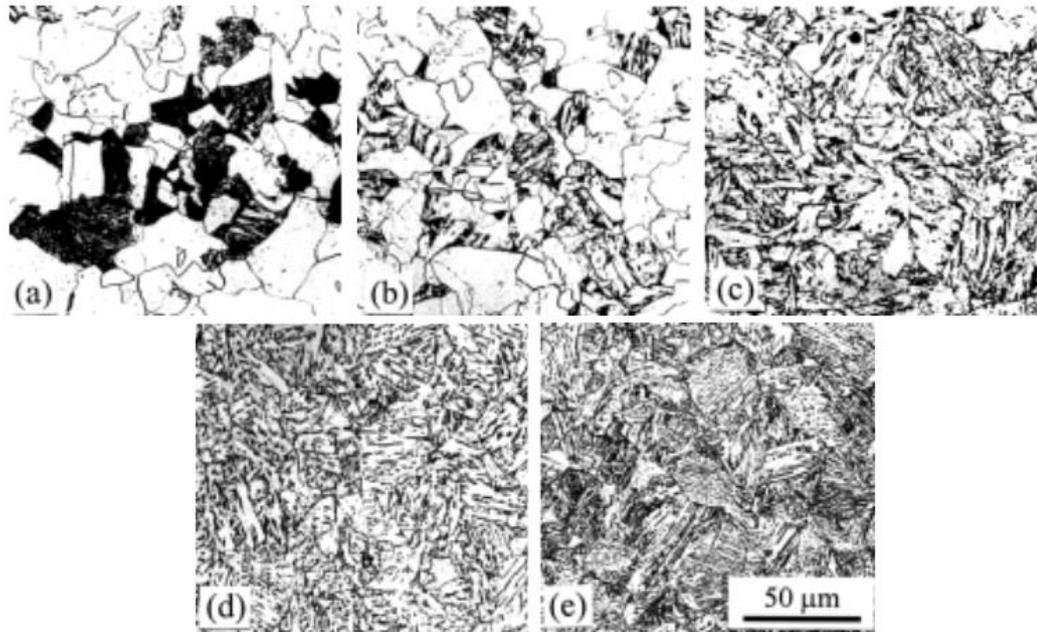


Figura 31: Micrografia ótica da microestrutura de API 5L X80 resfriado com diferentes taxas: (a) 0,1 °C/s, bainita + perlita + ferrita poligonal. (b) ferrita granular+pouca perlita+ferrita poligonal. (c) ferrita granular + ferrita quase poligonal. (d) ferrita quase poligonal. (e) ferrita bainita + martensita (69).

Não é trivial, apenas com microscopia ótica definir com exatidão a microestrutura resultante. Com a finalidade de esclarecer qual fase ou constituinte se encontra nesta região escura, foram feitas imagens utilizando o MEV, os resultados são apresentados nas figuras 32 e 33. A Figura 33 mostra um aumento de 10.000 vezes, as regiões de interesse estão indicadas com setas vermelhas. Nesta imagem é possível verificar a existência de regiões atacadas que estão alinhadas, se assemelhando com lamelas de cementita, que é uma característica da perlita. Porém, para confirmação desta informação seria necessário realizar a análise por meio de microscópio eletrônico de transmissão (TEV).

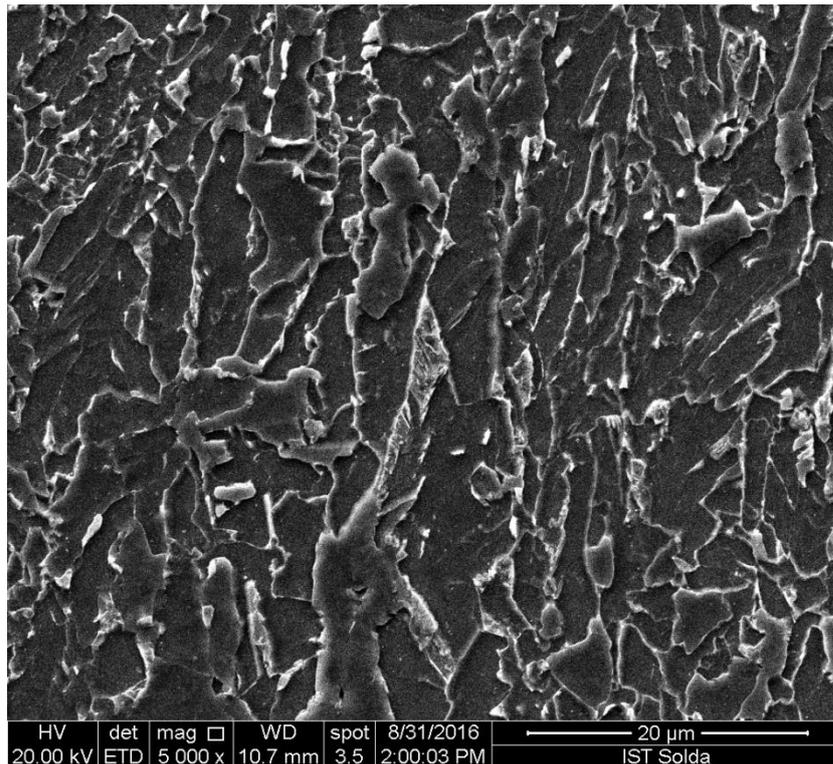


Figura 32: Imagens de MEV para material de base, com aumento de 5000 vezes, mostrando estrutura refinada com predominância de ferrita nas regiões escuras, com possibilidades de perlita e/ou bainita nas regiões mais claras.

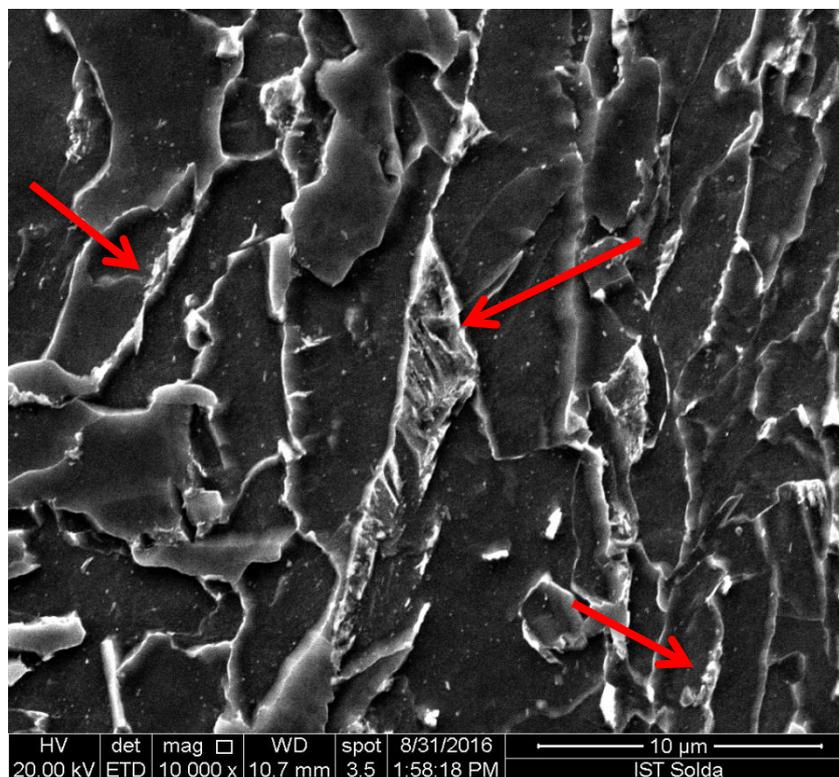


Figura 33: Imagens de MEV para material de base, com aumento de 1000 vezes. As setas vermelhas indicam as regiões com indícios do constituinte perlita.

Com o ataque Ikawa, que permite a visualização dos contornos de grão da austenita prévia e do constituinte M-A, foram obtidas as Figuras 34 e 35, imagens geradas pelo MEV com ampliações de 5.000 e 10.000 vezes.

Estas imagens nos mostra que o material base possui uma pequena quantidade de constituinte M-A, regiões claras indicadas na Figura 35 por setas vermelhas.

Estes resultados eram esperados, visto que, na fase de fabricação do aço, o resfriamento é controlado, de maneira que poucas regiões ficam saturadas em carbono e conseqüentemente estabilizem a austenita ou favoreçam a formação de martensita.

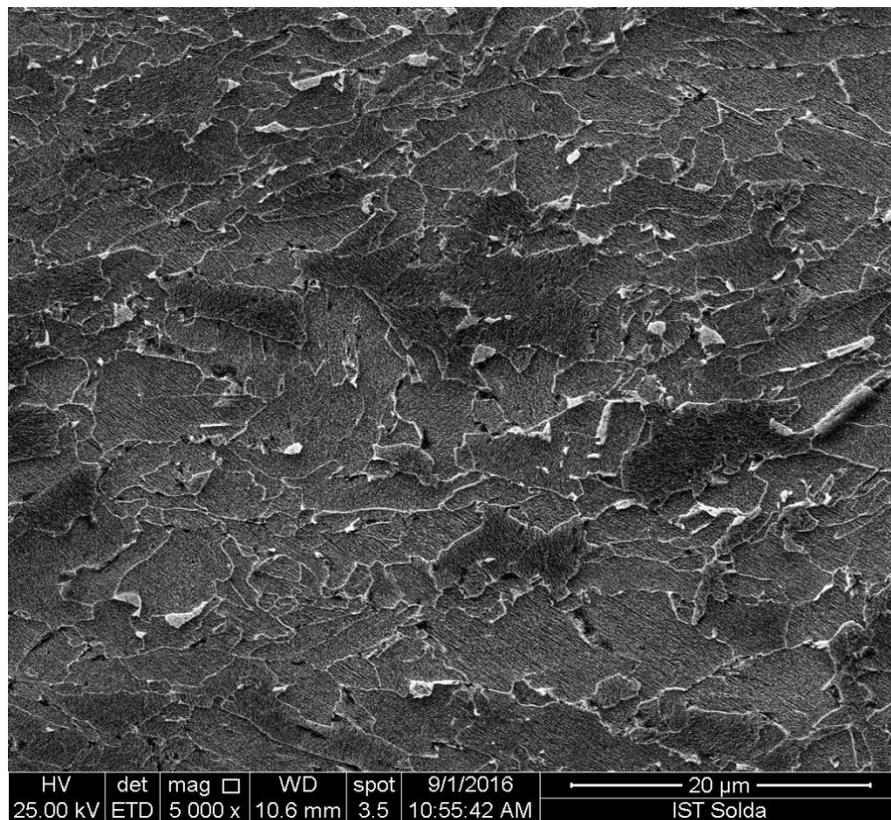


Figura 34: Imagens de MEV para material de base, ataque Ikawa e com aumento de 5.000 vezes.

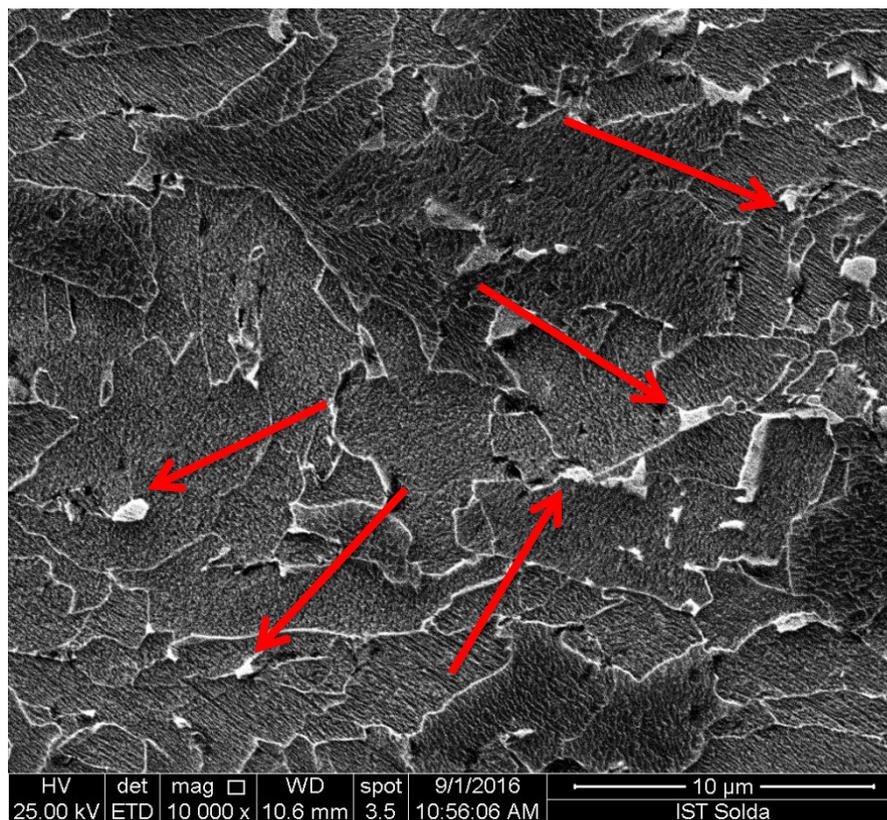


Figura 35: Imagens de MEV para material de base, ataque Ikawa e com aumento de 10.000 vezes, mostrando constituinte M-A nas regiões mais claras.

5.2. Simulação da RGGRI

A partir dos dados de entrada da simulação indicados na seção 4.2, o software do equipamento Gleeble[®] 3800 gerou os ciclos térmicos planejados, Figura 23. Por conta de limitações físicas do equipamento, os ciclos térmicos aplicados podem conter diferenças em relação aos ciclos planejados. A Figura 36 mostra, para cada aporte térmico, a comparação entre as curvas planejadas, linhas pretas, e as curvas simuladas, linhas vermelhas.

Ainda de acordo com a Figura 36, verifica-se que o equipamento Gleeble[®] 3800 reproduziu os ciclos térmicos com boa aproximação. Porém, em algumas regiões específicas dos ciclos o resultado descolou do planejado, conforme Figura 37, mas sem comprometer a qualidade das amostras simuladas.

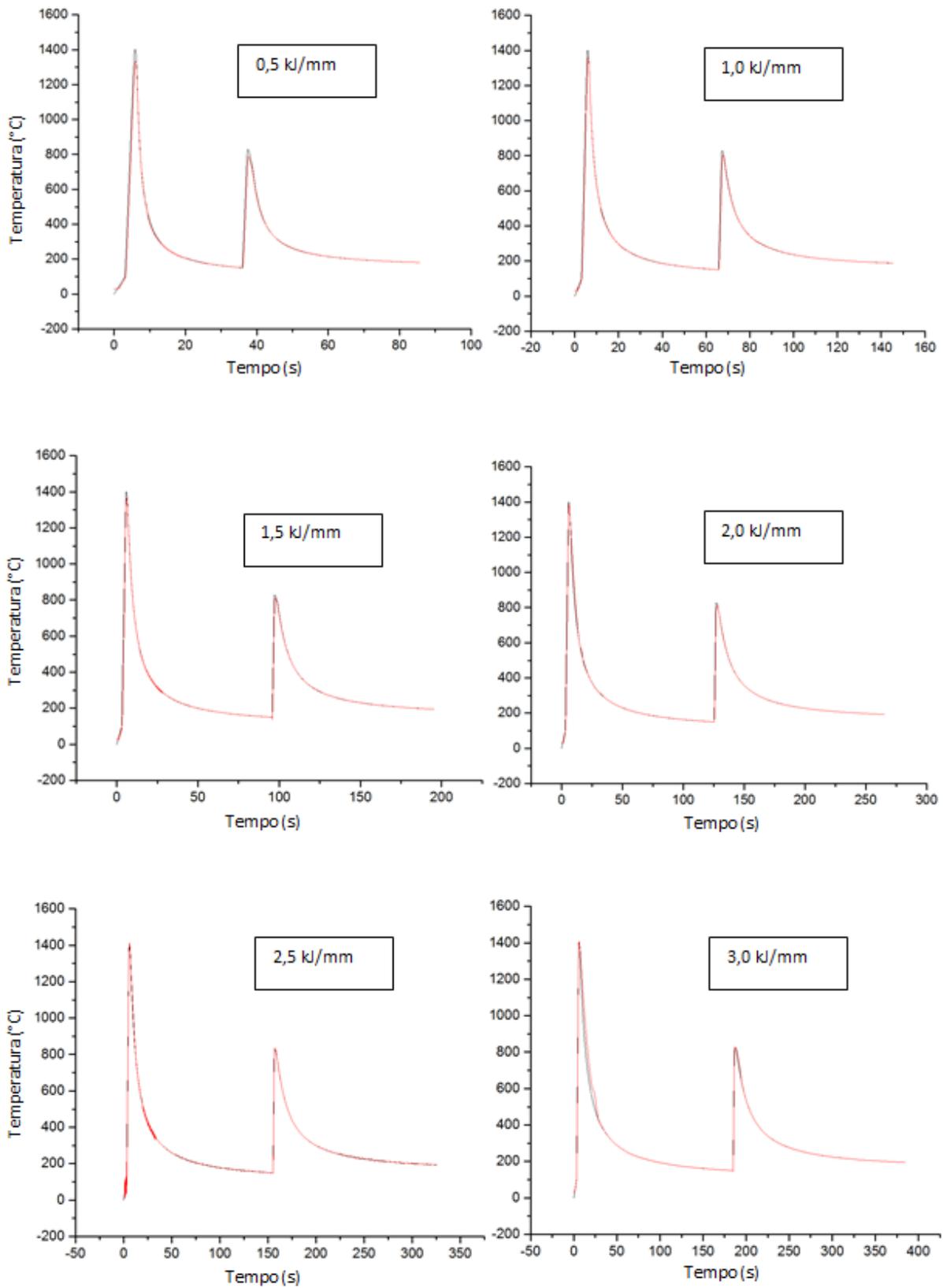


Figura 36: Relação entre curvas planejadas (linha preta) e simuladas (linha vermelha) para os aportes estudados.

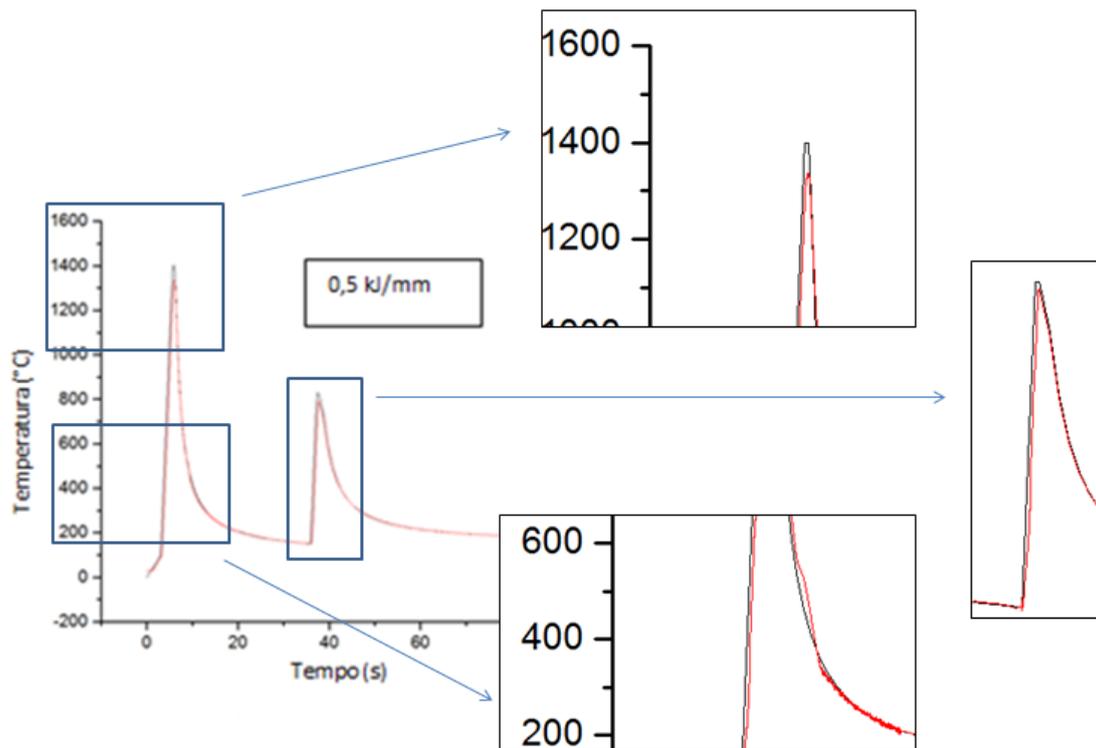


Figura 37: Detalhes do descolamento da curva real com relação a curva de simulação planejada.

De acordo com a Figura 37, a maior diferença observada foi na temperatura de pico do primeiro ciclo térmico. Esta diferença ocorre por conta das altas taxas de aquecimentos da atividade de soldagem, e do curto tempo na temperatura de pico, impossibilitando que a Gleeble[®] consiga reproduzir com máxima precisão. Recomenda-se para análises futuras que a rampa de aquecimento e o patamar na temperatura de pico seja estudado com mais detalhes para uma melhor simulação.

5.3. Influência do aporte térmico na resistência ao impacto da RGGRI

Os valores de energia absorvida para fratura dos corpos de prova por meio do ensaio de Charpy, para cada condição simulada e para o metal de base, estão apresentados na Tabela 9.

Tabela 9: Energia absorvida no ensaio de Charpy para diferentes condições simuladas em função da temperatura de ensaio.

| Temperatura | Metal Base | Aporte de 0,5kJ/mm | Aporte de 1 kJ/mm | Aporte de 1,5 kJ/mm | Aporte de 2 kJ/mm | Aporte de 2,5 kJ/mm | Aporte de 3 kJ/mm |
|-------------|------------|--------------------|-------------------|---------------------|-------------------|---------------------|-------------------|
| 24 | NR | NR | 450,13 | 450,11 | NR | 450,12 | 82,7 |
| | | | 450,13 | 429,99 | | 450,11 | 37,72 |
| | | | NR | NR | | NR | 52,94 |
| 0 | 405 | 449,25 | 450,12 | 412,05 | NR | 75,82 | 57,61 |
| | 425 | 450,13 | 31,85 | 450,13 | 70,7 | 35,06 | 45,23 |
| | 435 | | 282,46 | 450,13 | 46,12 | 78,24 | 31,73 |
| -20 | NR | 450 | 189,57 | 31,75 | 26,51 | 19,48 | 13,99 |
| | | 450 | 68,33 | 450,12 | 36,76 | 20,6 | 26,21 |
| | | 32 | 97,46 | 44,01 | 40,62 | 35,28 | NR |
| -40 | 418 | 420,64 | 28,2 | 30,12 | 24 | 17,39 | 18 |
| | 425 | 422,29 | 37,18 | 18,92 | 16 | 13,86 | 15,02 |
| | 414,64 | 41,93 | NR | NR | 14,57 | 13,5 | 14,75 |
| -60 | NR | 21,18 | NR | NR | NR | NR | NR |
| | | 21,94 | | | | | |
| | | 21,75 | | | | | |
| -80 | 342,9 | 9,64 | 9,98 | 9,47 | 11 | 6,6 | 7,64 |
| | 348 | NR | NR | NR | 14 | 9,7 | 8,31 |
| | 343 | NR | NR | NR | 10 | 8,02 | 7,47 |

NR – Não realizado

Os valores medidos foram colocados em um gráfico temperatura x energia absorvida buscando-se estabelecer uma curva de transição dúctil frágil para cada aporte térmico, conforme Figura 38.

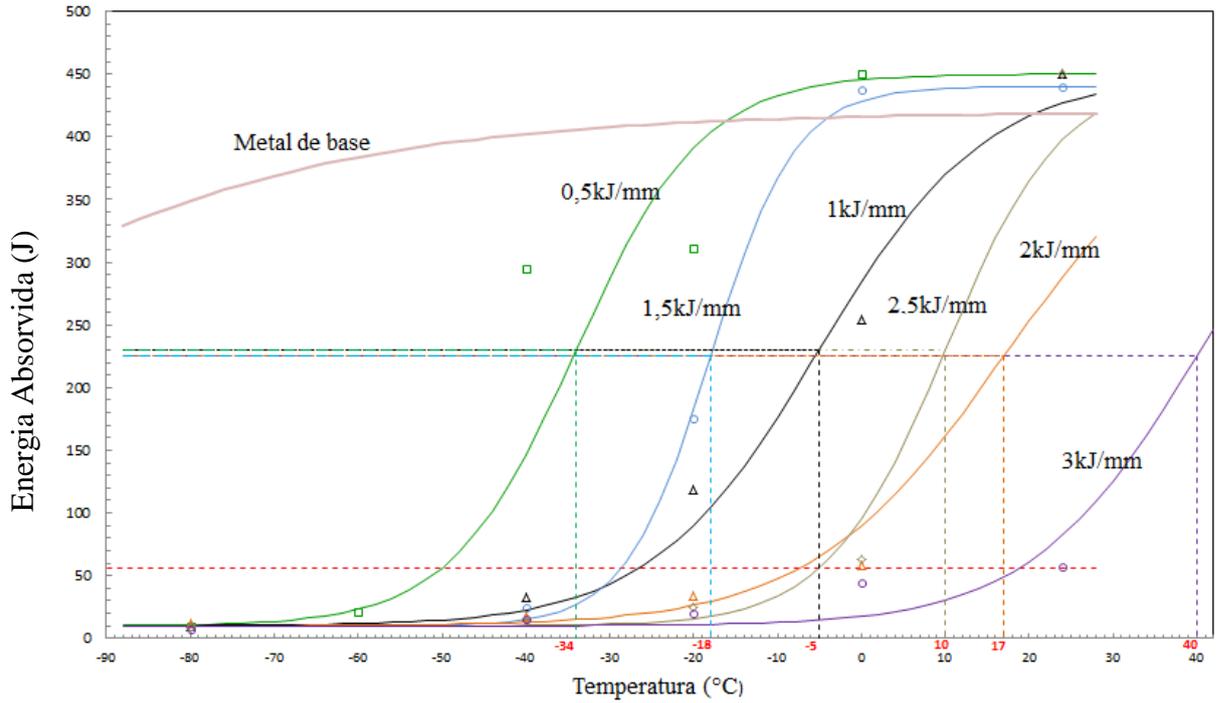


Figura 38: Curvas de transição dúctil x frágil para diferentes aportes térmicos simulados e para metal de base em função da energia absorvida.

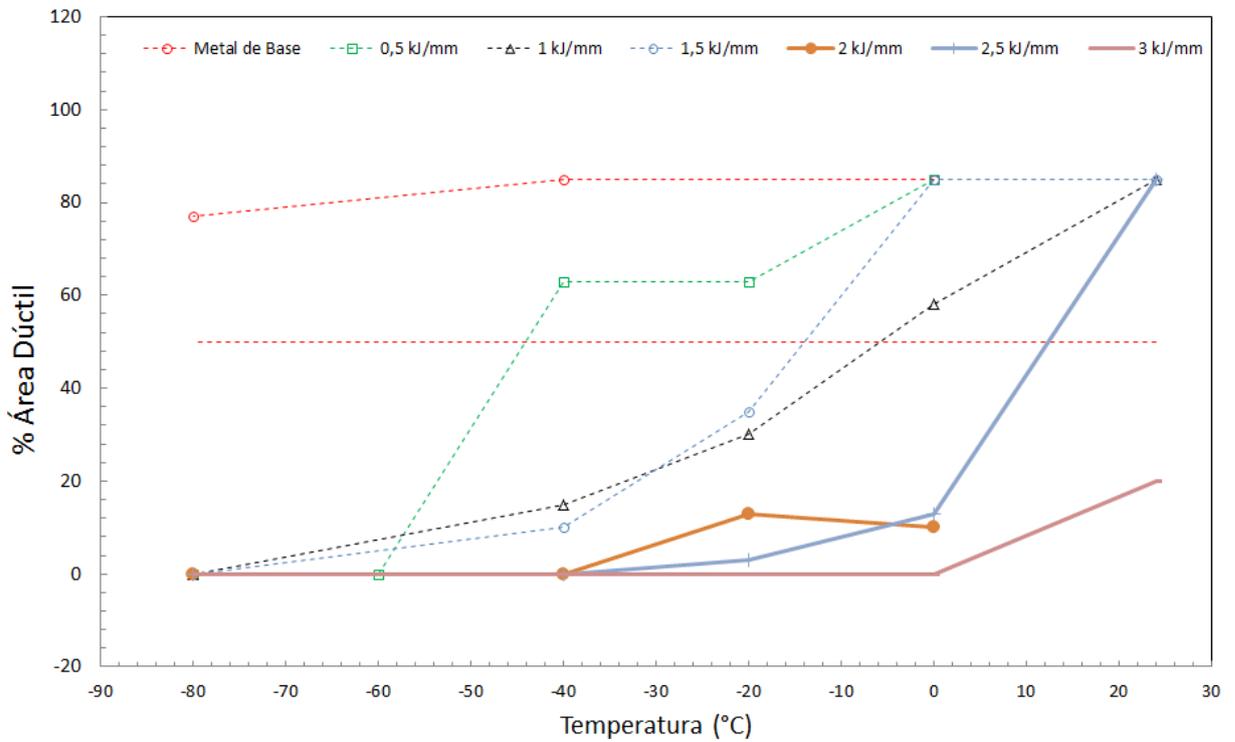


Figura 39: Curvas de transição dúctil x frágil para diferentes aportes térmicos simulados e para metal de base em função do tipo de fratura.

Como primeira informação, a Figura 38 nos mostra que o material de base, mesmo na temperatura de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, apresenta altos valores de absorção de energia, não apresentando transição dúctil x frágil dentro da faixa de temperatura analisada.

Com relação aos materiais simulados, observa-se em todos os casos a transição dúctil x frágil. As curvas de transição mostram uma tendência de que ao aumentar o aporte térmico simulado, a temperatura de transição aumenta, ou seja, desloca-se para direita, de maneira que, maiores aportes apresentam menores valores de energia absorvida, ou seja, são mais frágeis. Este resultado justifica-se pelas menores taxas de resfriamento que os maiores aportes possuem, acarretando em crescimento de grão que reduz a tenacidade do material.

A temperatura de transição para cada condição simulada foi determinada com base no valor médio entre a mínima temperatura do patamar superior de energia e a máxima temperatura do patamar inferior de energia absorvida. Para cada curva os valores de temperatura de transição são mostrados no eixo das abscissas da Figura 38.

A Figura 39 mostra o percentual de fratura dúctil em função da temperatura e ratifica as informações de temperatura de transição fornecidas pela Figura 38, sendo os maiores aportes térmicos, as condições mais frágeis.

Outro ponto relevante é que, por originalmente possuir microestrutura refinada proveniente de seu processo de fabricação, a RGGRI simulada apresenta valores de energia absorvida superior ao requisitado pela norma Petrobras N-464 de 56J (66) nos aportes térmicos de 0,5 até 2,5 kJ/mm. Porém observa-se que nesta mesma temperatura, para os corpos de prova simulados, somente os aportes de 0,5 e 1,5 kJ/mm apresentaram fratura próximo dos 100% dúctil.

Para o aporte de 3 kJ/mm, mesmo na temperatura ambiente, o material ainda não apresenta fratura dúctil superior a 80% da área. Por fim, ao se comparar as condições simuladas com material de base observa-se, mesmo nos aportes menores onde os melhores resultados foram encontrados, uma acentuada perda de tenacidade.

5.4. Influência do aporte térmico na microdureza da RGGRI

A Tabela 10 apresenta os valores de microdureza HV 0,1 medidos para cada aporte térmico simulado.

Tabela 10: Valores medidos de microdureza HV 0,1 kg, da RGGRI simulada para cada aporte térmico.

| Ponto | MB | 0,5 kJ/mm | 1,0 kJ/mm | 1,5 kJ/mm | 2,0 kJ/mm | 2,5 kJ/mm | 3,0 kJ/mm |
|------------------|-----|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 01 | 203 | 214 | 237 | 221 | 221 | 210 | 214 |
| 02 | 213 | 224 | 237 | 220 | 233 | 220 | 220 |
| 03 | 206 | 218 | 247 | 226 | 227 | 202 | 245 |
| 04 | 213 | 215 | 247 | 209 | 218 | 210 | 223 |
| 05 | 227 | 224 | 229 | 201 | 232 | 187 | 227 |
| 06 | 226 | 243 | 201 | 221 | 211 | 224 | 221 |
| 07 | 218 | 247 | 229 | 227 | 217 | 220 | 238 |
| 08 | 220 | 273 | 259 | 237 | 269 | 237 | 248 |
| 09 | 218 | 254 | 250 | 217 | 233 | 233 | 225 |
| 10 | 233 | 252 | 221 | 217 | 178 | 203 | 226 |
| 11 | 232 | 205 | 224 | 211 | 187 | 233 | 190 |
| 12 | 240 | 203 | 240 | 233 | 207 | 224 | 216 |
| 13 | 238 | 224 | 265 | 237 | 217 | 226 | 224 |
| 14 | 229 | 221 | 245 | 232 | 218 | 233 | 233 |
| 15 | 221 | 210 | 238 | 214 | 195 | 216 | 229 |
| Média | 222 | 228 | 238 | 222 | 218 | 219 | 225 |
| Desvio Padrão | 11 | 20 | 15 | 10 | 22 | 14 | 13 |

A partir dos valores médios de microdureza para cada aporte térmico, é possível observar uma pequena tendência de redução de dureza da RGGRI com o aumento do aporte térmico simulado. Para os menores aportes térmicos, 0,5 e 1,0 kJ/mm, são observadas as maiores durezas, a Figura 40 ajuda a visualização. Este fato ocorre, pois, menores taxas de resfriamento favorecem transformações adifusionais, que no caso do aço, dão origem a fases e constituintes de maior dureza.

Segundo a Tabela 10, na média, os valores de microdureza HV (0,1) medidos ficaram abaixo dos 250 HV (10) estabelecidos como crítico para SSC pela ISO 15156. Porém ao

avaliar os valores de microdureza medidos individualmente, observa-se que os pontos de mais alto valor ultrapassam este limite. Tais pontos, em vermelho, aparecem com maior frequência nos menores aportes de calor.

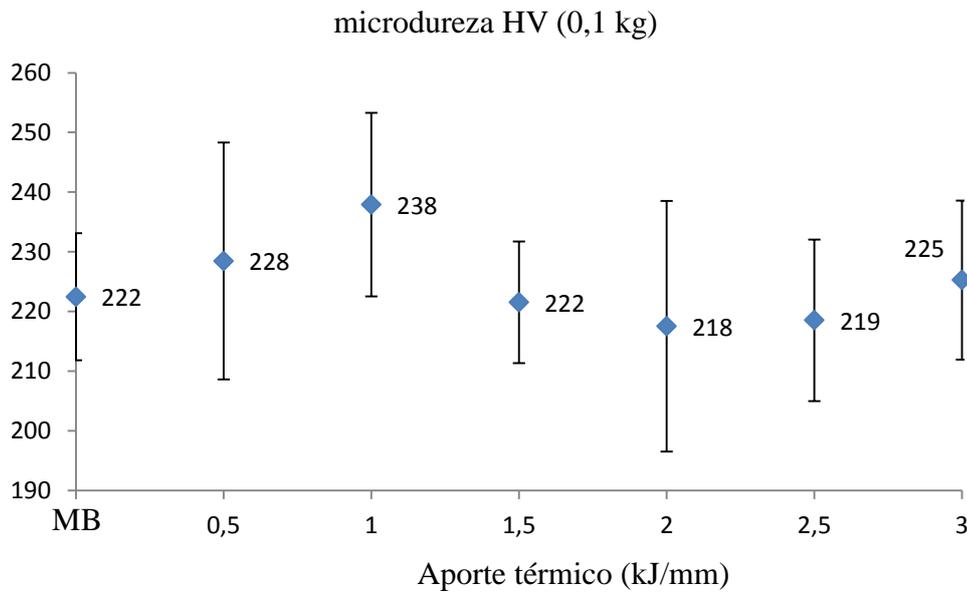


Figura 40: Valores médios de microdureza, com carga de 0,1 kg, por aporte térmico simulado, com respectivo desvio padrão.

Por conta do grande desvio padrão dos resultados de microdureza, apresentado na Figura 40, justificado pela baixa carga que geram pequenas endentações no material, que são sensíveis a pequenas regiões heterogêneas no material, foi realizado ensaio de dureza Vickers utilizando carga de 10 kgf. Esta carga foi escolhida por ser a carga de referência utilizada na definição do limite de dureza estabelecido pela ISO 15156 (20). A Tabela 11 e a Figura 41 apresentam os resultados medidos.

Tabela 11: Valores de dureza Vickers (HV10) para os diferentes aportes térmicos simulados.

| Ponto | 0,5 kJ/mm | 1,0 kJ/mm | 1,5 kJ/mm | 2,0 kJ/mm | 2,5 kJ/mm | 3,0 kJ/mm |
|------------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 01 | 214 | 237 | 221 | 221 | 210 | 214 |
| 02 | 224 | 237 | 220 | 233 | 220 | 220 |
| 03 | 218 | 247 | 226 | 227 | 202 | 245 |
| Média | 219 | 240 | 222 | 227 | 211 | 226 |
| Desvio Padrão | 4 | 5 | 3 | 5 | 7 | 13 |

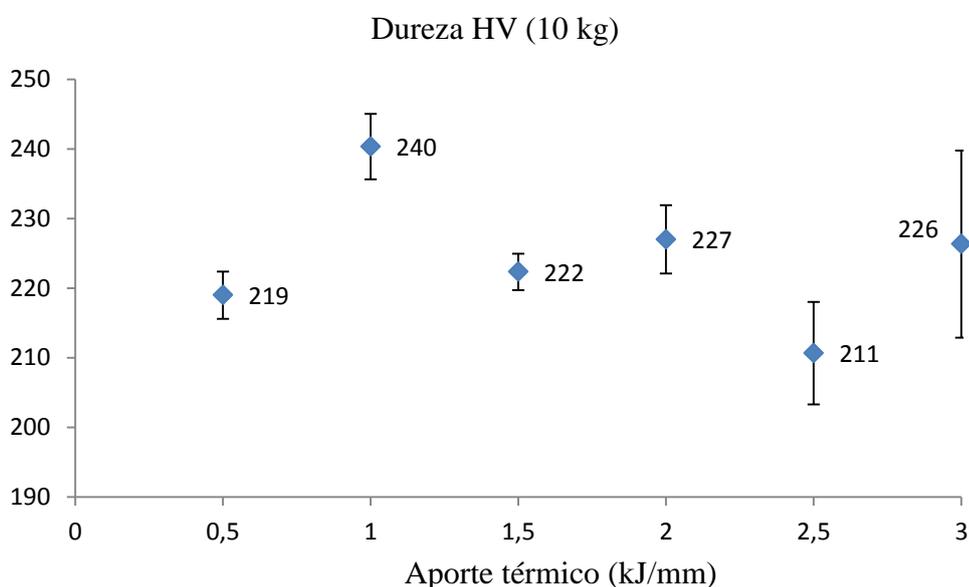


Figura 41: Valores médios de dureza HV (10) para os diferentes aportes térmicos simulados.

Nos ensaios de dureza com carga de 10 kgf, apesar dos menores valores de desvio padrão, que pode ser justificado pela maior endentação, e neste caso, pelo menor número amostral, os valores médios ficaram bem próximo do medidos na microdureza.

Neste ensaio, nenhum valor individual de dureza ficou acima dos 250 HV (10) limitados pela ISO 15156 (14).

5.5. Influência do aporte térmico na microestrutura da RGGRI

Da Figura 42 à Figura 47 são mostradas as imagens de microscopia ótica para cada um dos aportes térmicos simulados, com aumento de 500 e de 1000 vezes.

Nas imagens é possível observar uma alteração significativa nas microestruturas das amostras simuladas, quando comparadas com o metal de base. Enquanto o metal de base apresenta uma matriz ferrítica, com pequena quantidade de perlita e bainita, os corpos de prova simulados apresentam uma grande quantidade do constituinte bainita.

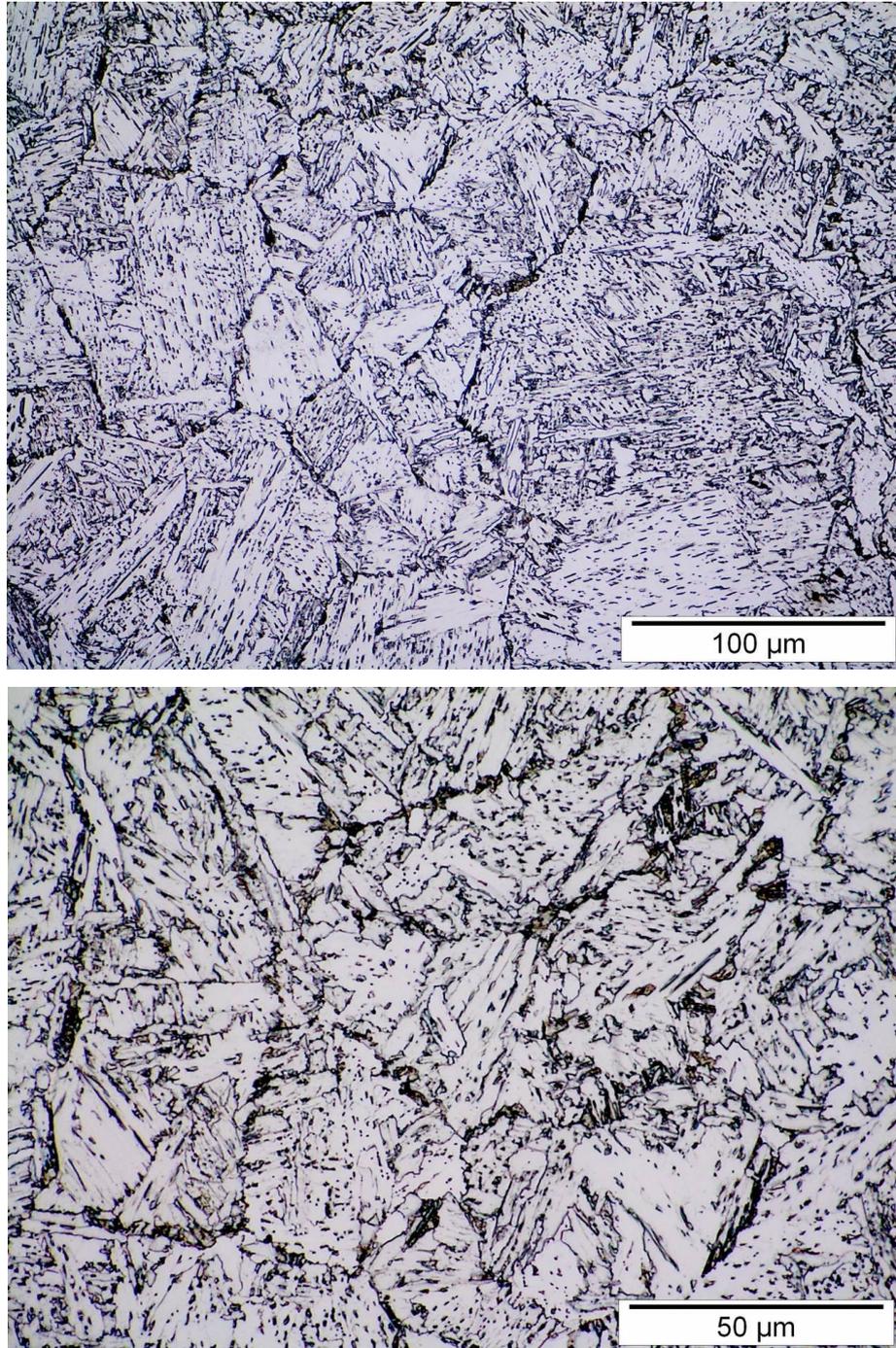


Figura 42: Imagens de microscópio óptico para aporte de 3,0 kJ/mm, com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 50 μm de diâmetro.

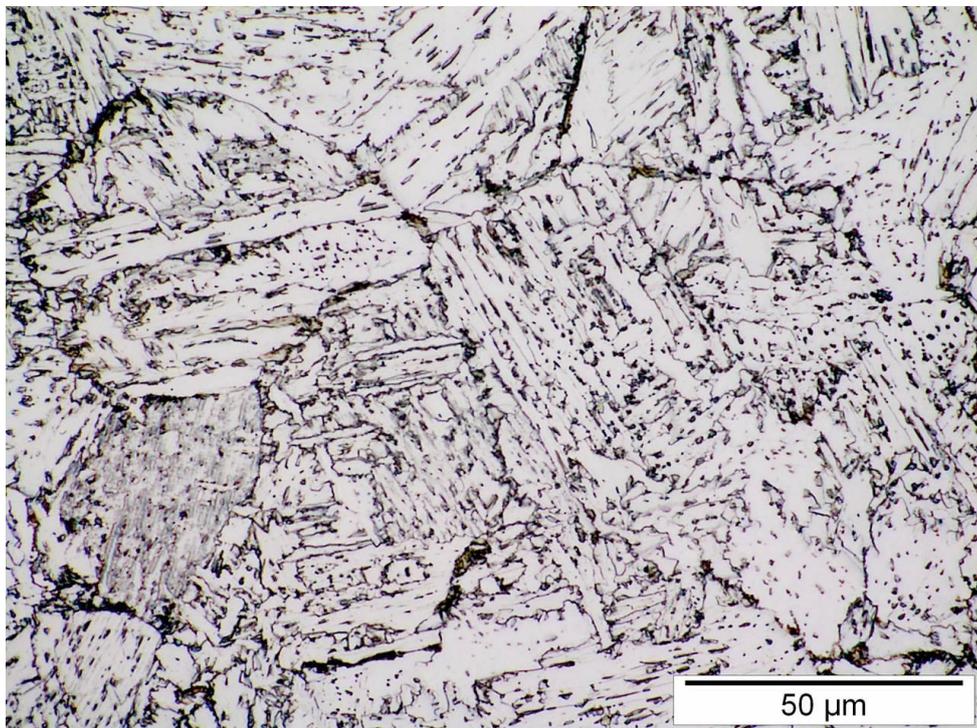
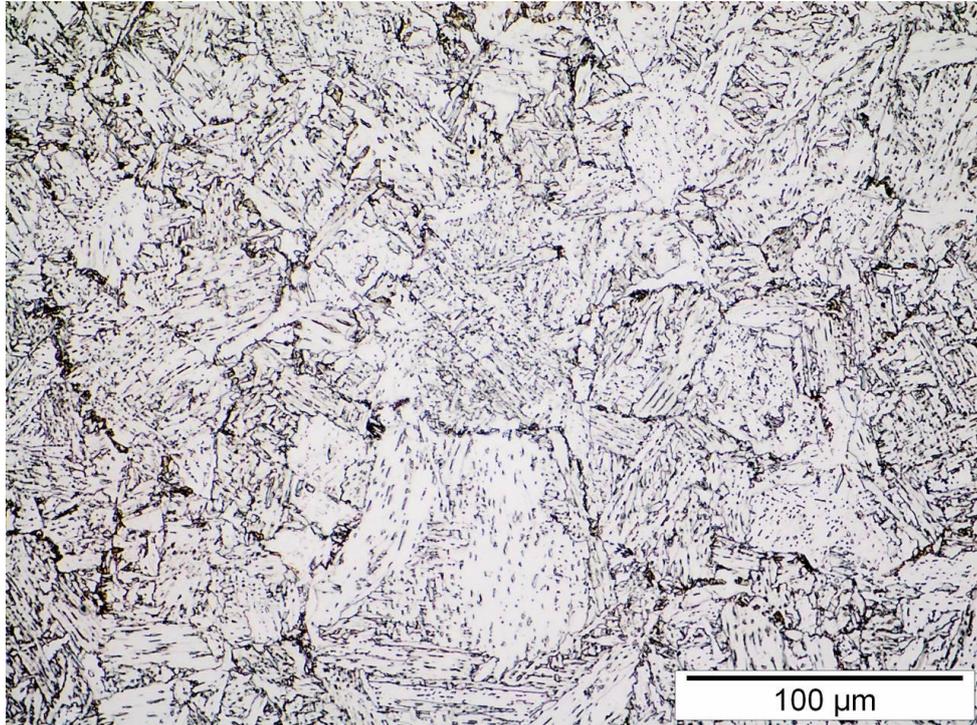


Figura 43: Imagens de microscópio ótico para aporte de 2,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 55 μm de diâmetro..

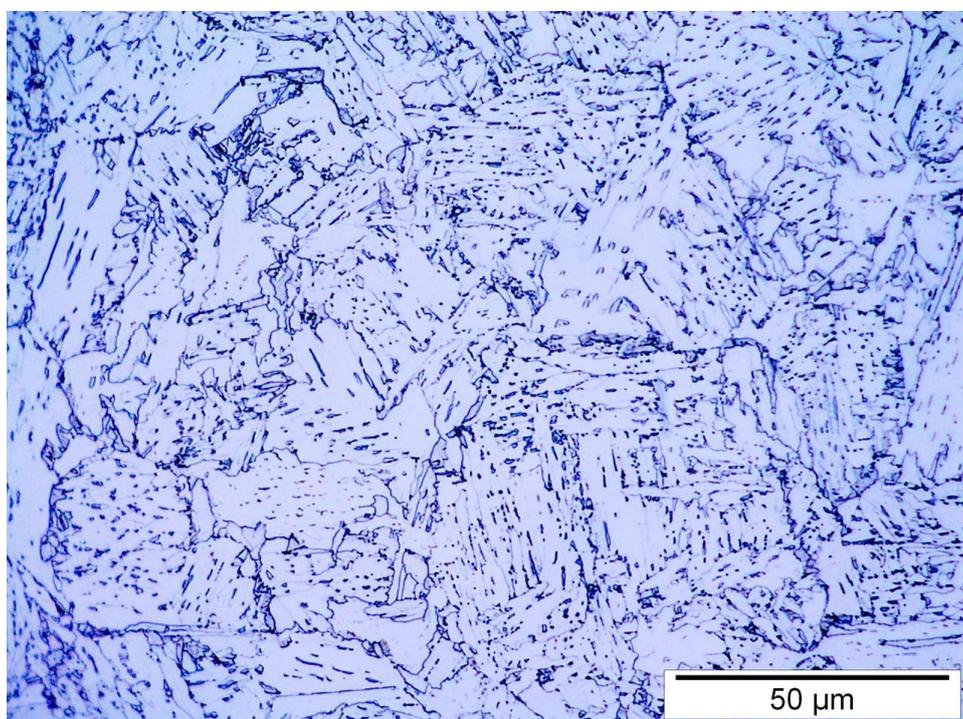
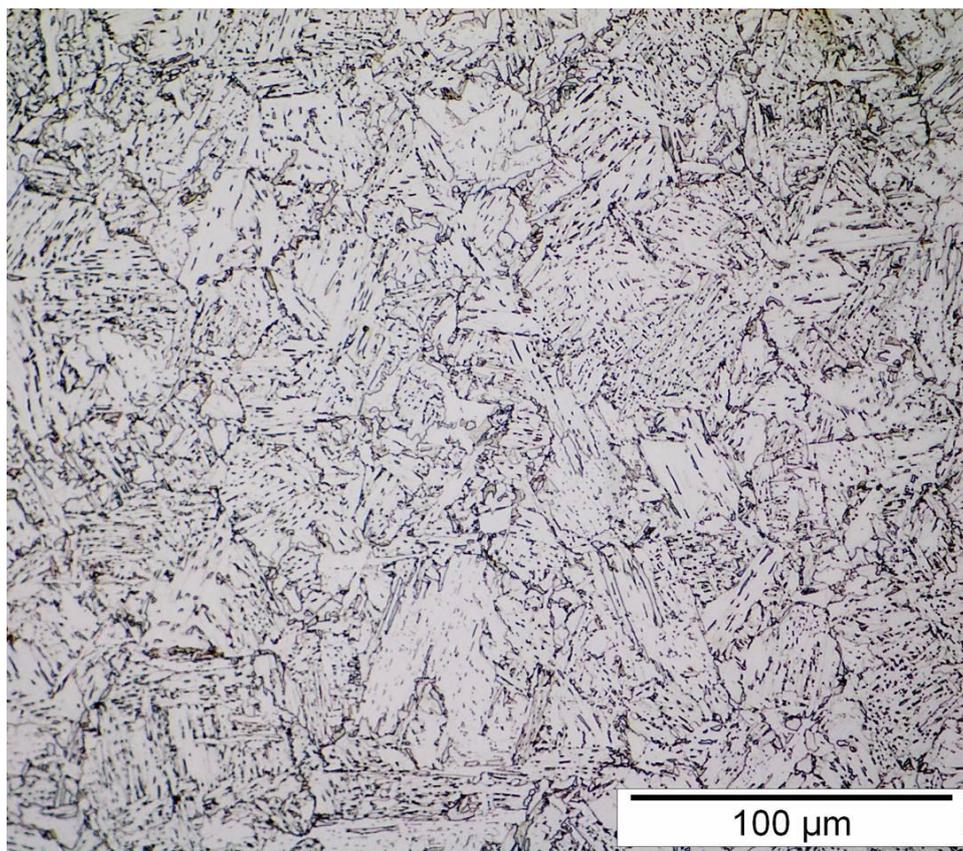


Figura 44: Imagens de microscópio ótico para aporte de 2,0 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 40 μm de diâmetro.

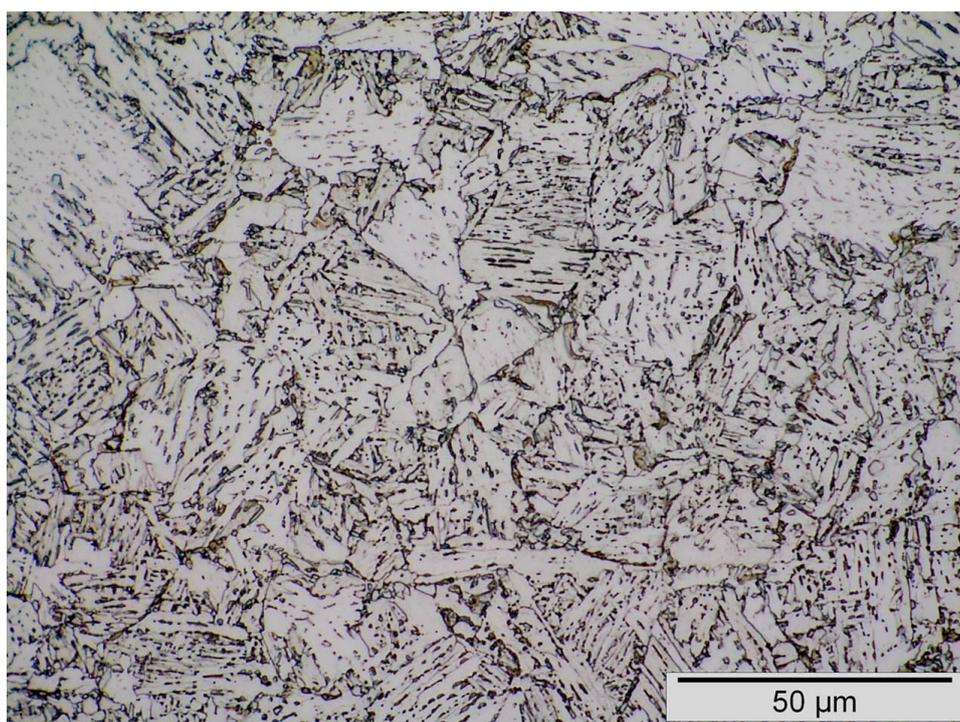
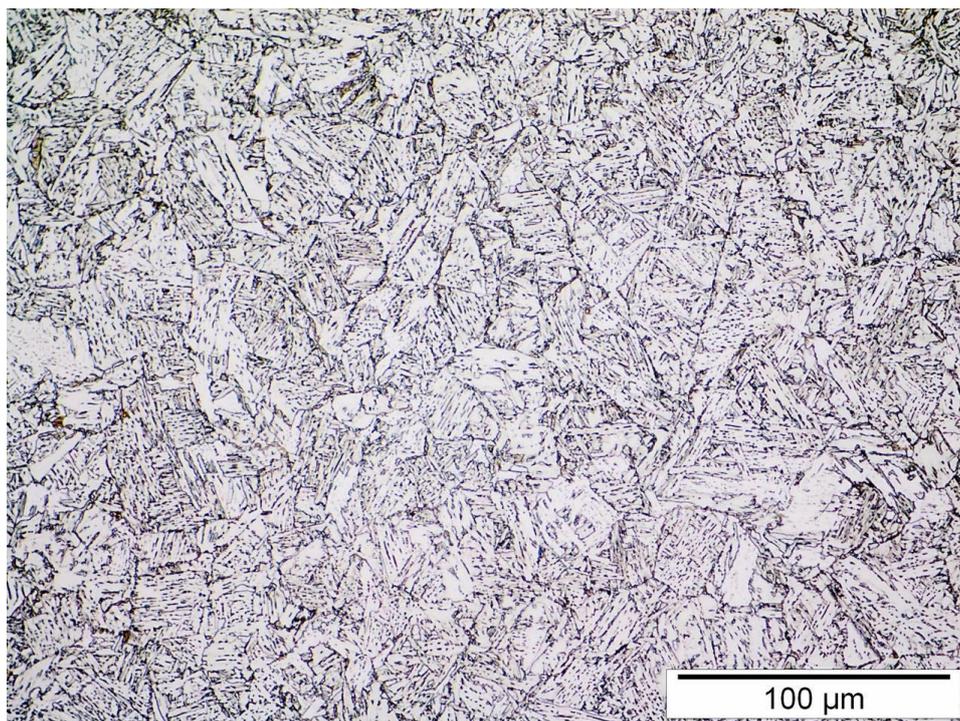


Figura 45: Imagens de microscópio ótico para aporte de 1,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 35 μm de diâmetro.

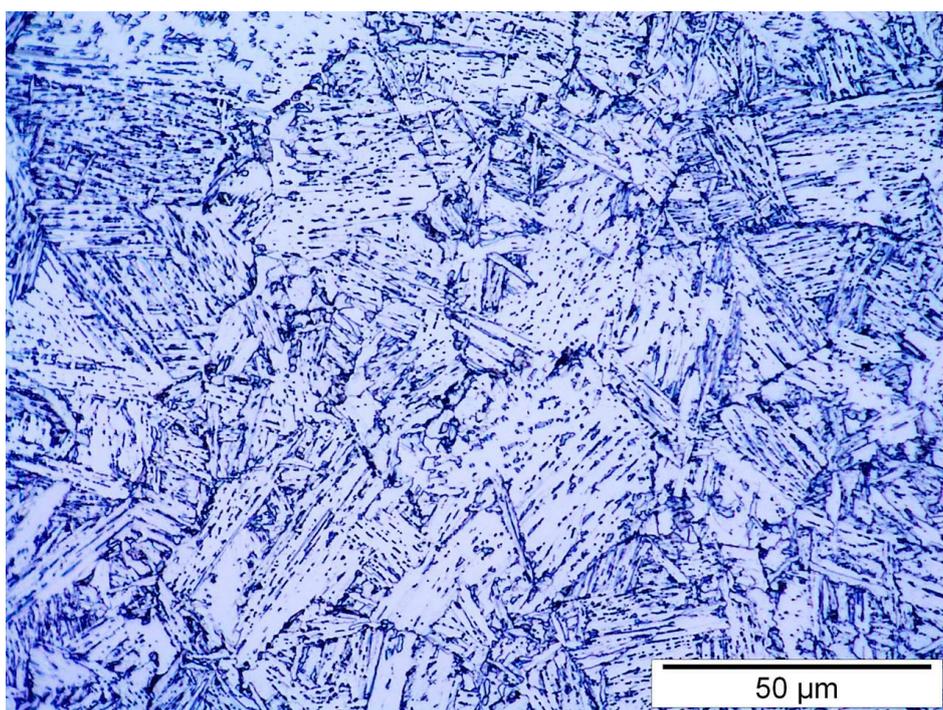
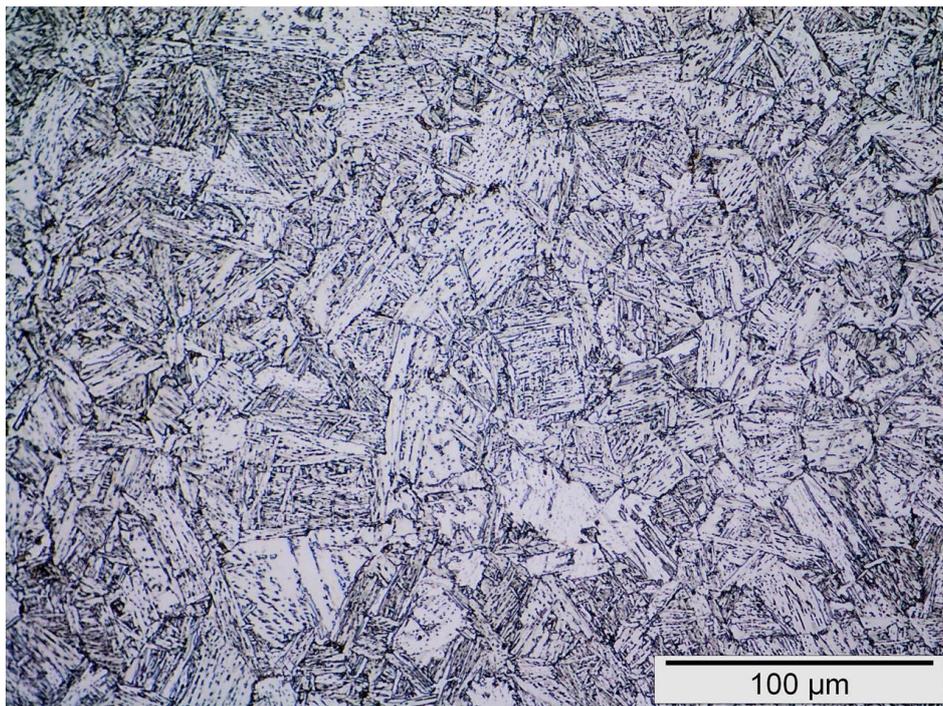


Figura 46: Imagens de microscópio óptico para aporte de 1,0 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 30 μm de diâmetro.

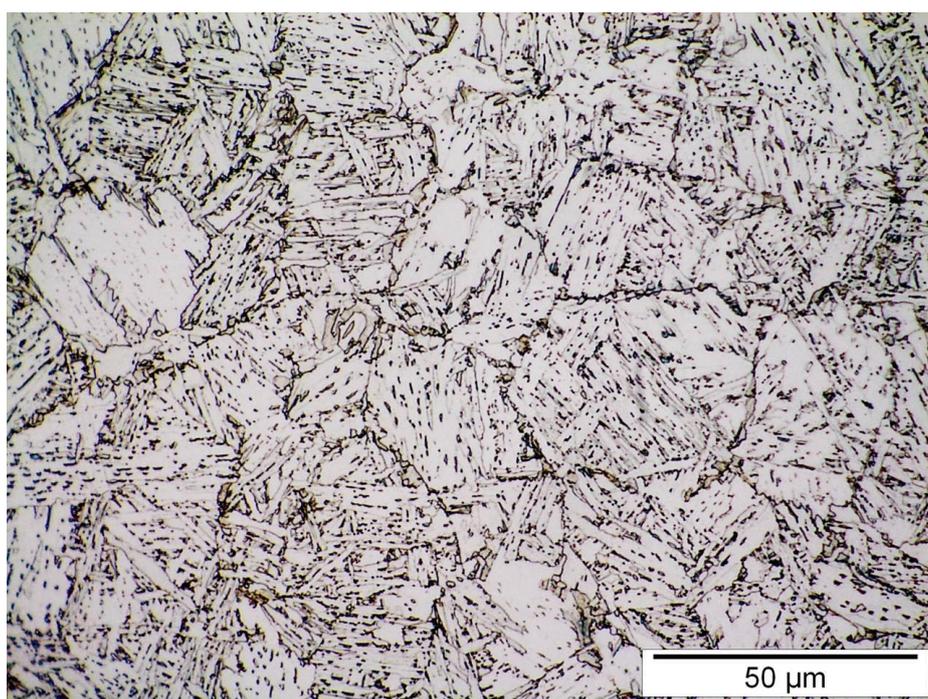
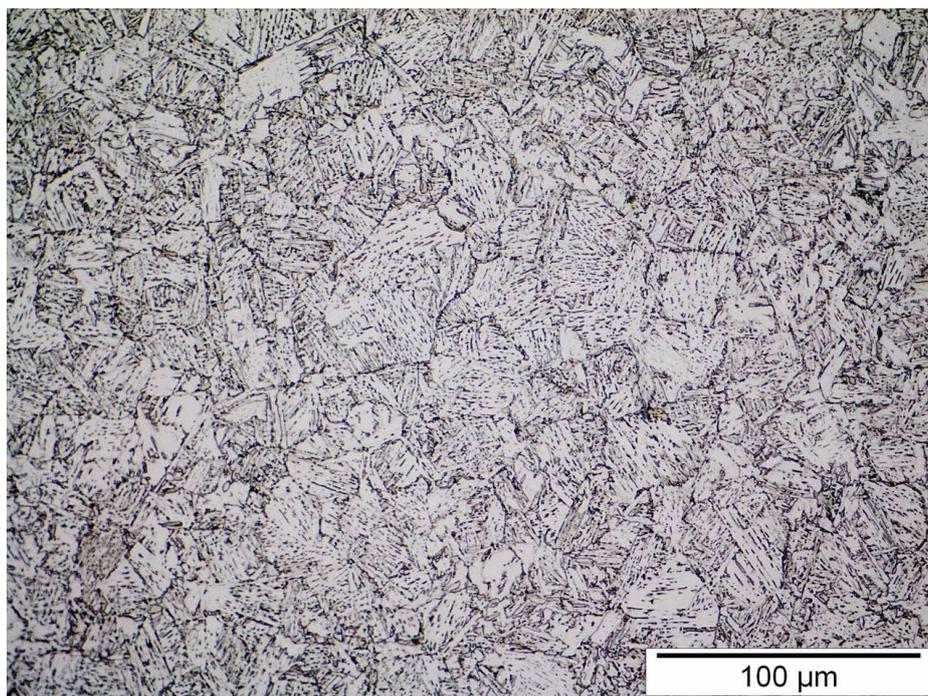


Figura 47: Imagens de microscópio ótico para aporte de 0,5 kJ/mm, , com aumento de 500 e 1.000 vezes, apresentando microestrutura bainítica e grãos com aproximadamente 30 μm de diâmetro.

Para as simulações com aporte de 2,5 e 3,0 kJ é possível observar a formação, mais expressiva, de precipitados nos contornos de grão. Pela análise do metal de base conclui-se

que os precipitados formados são uma combinação de carbonetos de cromo, molibdênio, nióbio e titânio, que formam preferencialmente nos contornos de grão.

Uma outra alteração possível de observar é a diferença entre o tamanho grão do material de base e o tamanho de grão nas microestruturas simuladas. Os ciclos térmicos de soldagem modificam a estrutura refinada observada no material de base proveniente da rota de fabricação TMCP. Dentre as condições simuladas é possível verificar que nos maiores aportes, por meio do resfriamento mais lento e maior tempo em altas temperaturas, o crescimento do grão é mais acentuado.

O maior crescimento do grão justifica, para estes casos, os piores resultados encontrados no ensaio Charpy, pois, grãos maiores significa menos obstáculos para propagação das trincas. O tamanho de grão medido para o metal de base e para cada condição de aporte térmico simulado foi medido e os resultados são apresentados na Tabela 12.

Tabela 12: Tamanho de grão ASTM para condições simuladas e metal de base.

| CP | Valor médio (mm) | Desvio Padrão (mm) | Tamanho ASTM |
|-----------|------------------|--------------------|--------------|
| MB | 0,0041 | 0,0003 | 12,6 |
| 0,5 kJ/mm | 0,0353 | 0,0019 | 6,4 |
| 1,0 kJ/mm | 0,0343 | 0,0025 | 6,4 |
| 1,5 kJ/mm | 0,0357 | 0,0006 | 6,3 |
| 2,0 kJ/mm | 0,0397 | 0,0012 | 6,0 |
| 2,5 kJ/mm | 0,0563 | 0,0032 | 5,0 |
| 3,0 kJ/mm | 0,0507 | 0,0029 | 5,3 |

O maior crescimento de grão observado para os maiores aportes térmicos também foi mostrado por Shome (70) em estudos que avaliou a influência do aporte térmico e da temperatura de pico, no tamanho final do grão da austenita prévia.

Maiores tempos em temperaturas superiores a 1200 °C permitem que o material tenha seus precipitados dissolvidos, e conseqüentemente os mesmos deixam de atuar como ancoragem ao crescimento de grão. Desta forma o grão tende a crescer sem restrições.

Segundo a Tabela 12, todas as microestruturas simuladas apresentam grão maior que o metal base. Este fato deve-se principalmente ao primeiro passe com temperatura de pico de 1400°C.

5.6. Constituinte M-A

Ao analisar as imagens dos corpos de prova simulados que foram preparados com ataque Ikawa no MEV, observa-se uma maior quantidade de regiões atacadas, quando comparado ao metal de base indicando um aumento no quantitativo do constituinte M-A. A Figura 48 e a Figura 49 mostram do lado direito a imagem gerada pelo MEV para cada aporte, e do lado esquerdo é mostrada a imagem binarizada, utilizando o software Image J, usada para quantificação do constituinte M-A para cada aporte térmico simulado.

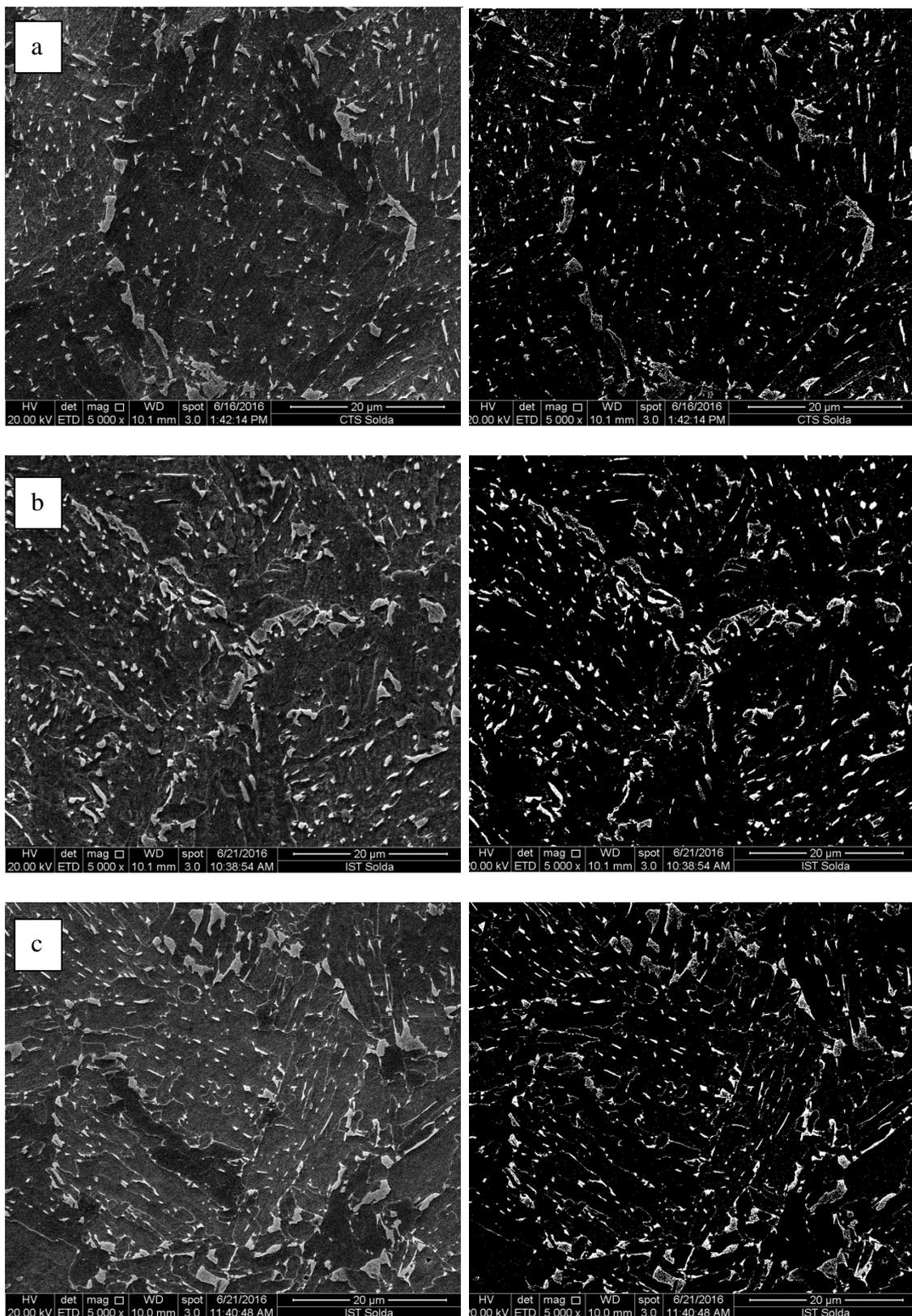


Figura 48: Imagens de MEV com aumento de 5.000 vezes atacado com Ikawa e imagens tratadas para quantificação de constituintes M-A das três condições simuladas de maior aporte. (a) 3,0 kJ/mm, (b) 2,5 kJ/mm, (c) 2,0 kJ/mm.

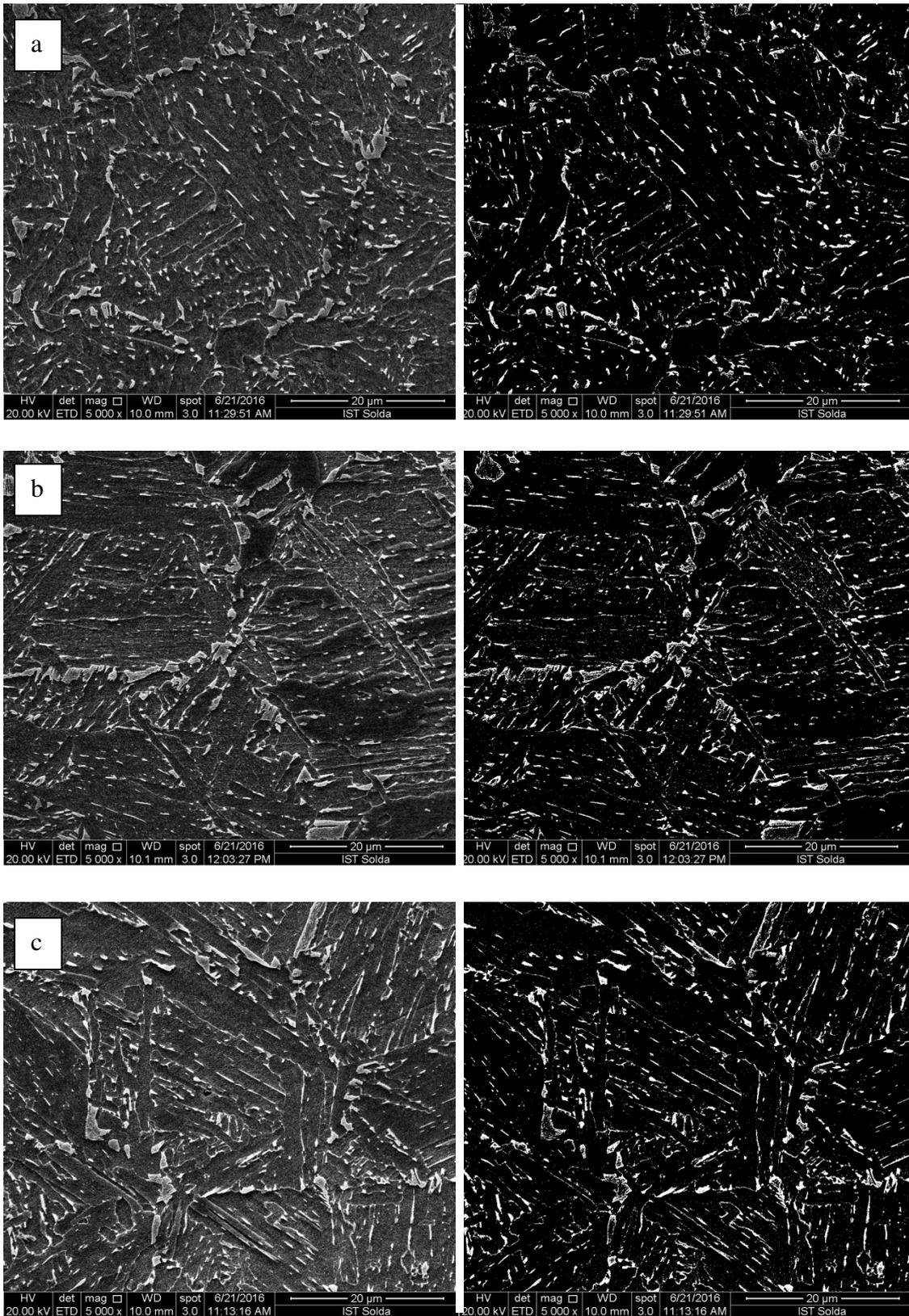


Figura 49: Imagens de MEV com aumento de 5.000 vezes atacado com Ikawa e imagens tratadas para quantificação de constituintes M-A das três condições simuladas de menor aporte (a) 1,5 kJ/mm, (b) 1,0 kJ/mm, (c) 0,5 kJ/mm.

A quantificação das fases atacadas nas imagens binarizadas, vindas do MEV com ampliação de 5.000 vezes, mostrou uma tendência de aumento do constituinte M-A à medida que menores aportes térmicos foram utilizados, conforme Tabela 13. Portanto verifica-se, para este material, dentro da faixa de aporte térmico estudado, os valores de 0,5 e 1,0 kJ/mm apresentaram as maiores quantidades de M-A.

Tabela 13: Percentual em área de constituintes atacados no MEV.

| Aporte térmico | Percentual de fases atacadas |
|----------------|------------------------------|
| 0,5 kJ/mm | 8,111 |
| 1,0 kJ/mm | 7,833 |
| 1,5 kJ/mm | 6,210 |
| 2,0 kJ/mm | 6,727 |
| 2,5 kJ/mm | 6,552 |
| 3,0 kJ/mm | 5,132 |

O trabalho feito pela Comissão Européia (42), realizou, para diferentes aços, simulações da RGGRI nos aportes de 3,5 kJ/mm e 7,5 kJ/mm e também verificou, na maioria dos casos, que houve um aumento da fração de M-A para o menor aporte, porém foi observado que maiores aportes apresentaram maior quantidade de carbonetos.

Porém esta não é uma conclusão unânime, outros autores indicam que maiores aportes térmicos favorecem a formação do constituinte M-A. Esta discordância pode ser explicada por Ikawa (60), que afirma existir uma tendência de aumento da fração do constituinte M-A com a redução da taxa de resfriamento. Porém, a partir de um valor limite, os maiores tempos de resfriamento permitem a decomposição de parte do constituinte M-A em ferrita e carbonetos.

Observa-se também que, mesmo apresentando maior quantidade do constituinte M-A, os menores aportes térmicos apresentaram melhores resultados nos ensaios de Charpy, isso se deve ao fato de que o constituinte M-A formado possui, nestes aportes, formato alongado, que é menos prejudicial à tenacidade (39). Segundo Matsuda (40) e Ikawa (60), a morfologia alongada é típica de altas taxas de resfriamento.

Por fim, a Figura 50 apresenta a variação do tamanho de grão, temperatura de transição, microdureza, percentual de M-A em função do aporte térmico simulado.

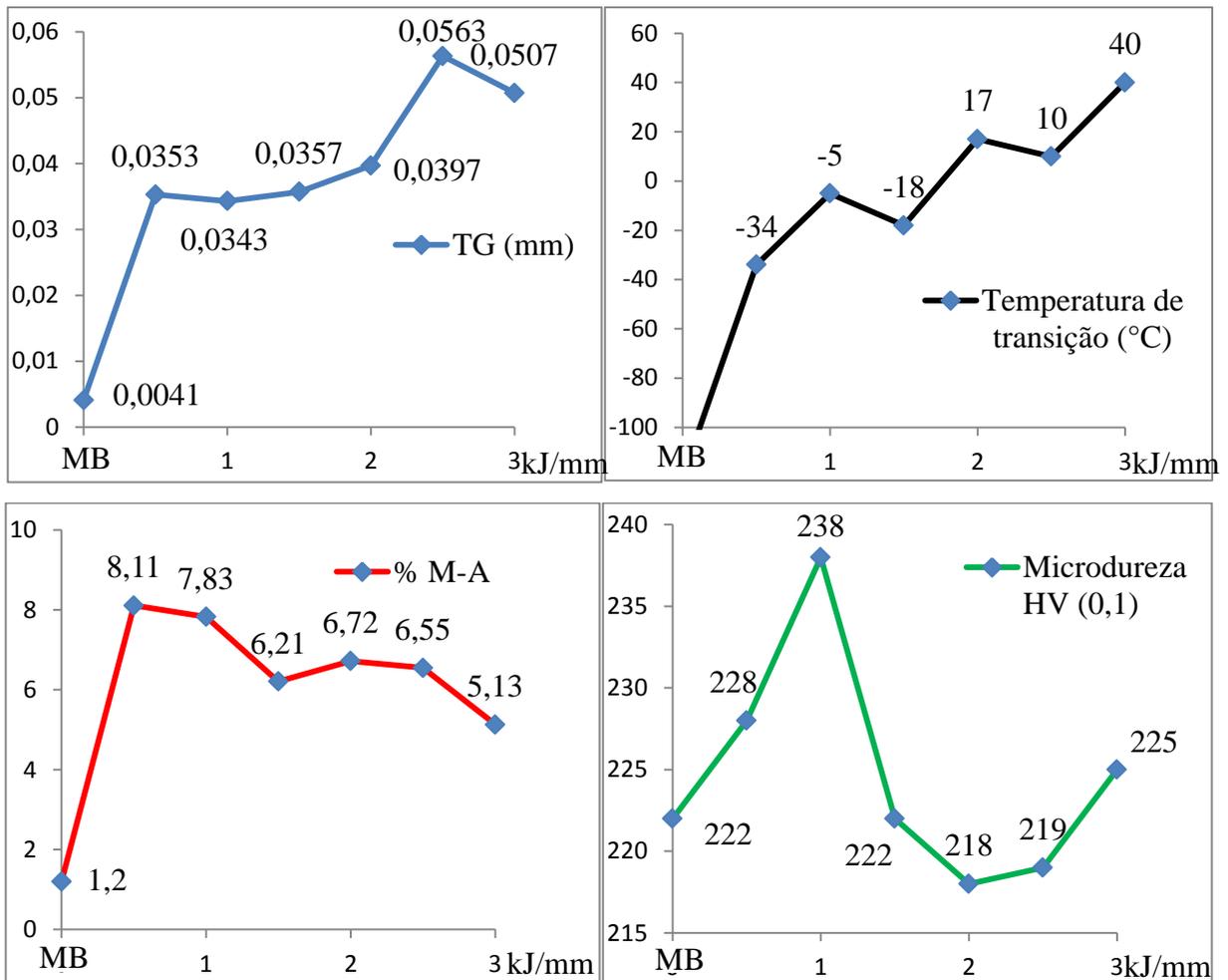


Figura 50: Variação de tamanho de grão, temperatura de transição, percentual de M-A, e microdureza, em função do aporte térmico simulado.

Resumidamente, observa-se, com o aumento do aporte térmico, um aumento do tamanho de grão, com conseqüente perda de tenacidade, comprovado pelo aumento da temperatura de transição dúctil x frágil. Ainda para os aportes maiores observa-se uma redução na quantidade de M-A. Com relação à microdureza, nota-se um amolecimento do material.

5.7. Comparação entre microestrutura simulada e solda real

A solda real, Figura 51, teve sua RGGRI submetida ao ensaio de microdureza Vickers com carga de 0,1kg, foram retirados três pontos conforme Figura 52. O ensaio de dureza, com carga de 10 kg, não pôde ser realizado por conta do pequeno tamanho da RGGRI da solda real. Os valores medidos são apresentados na Tabela 14.

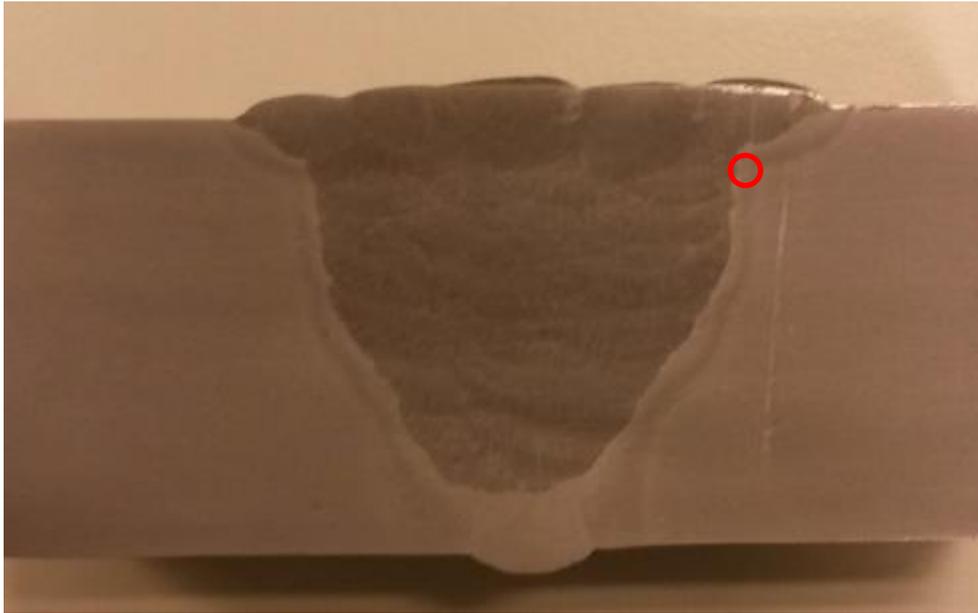


Figura 51: Seção transversal da solda real analisada, no detalhe a região onde foi realizada as análises de microscopia e microdureza.

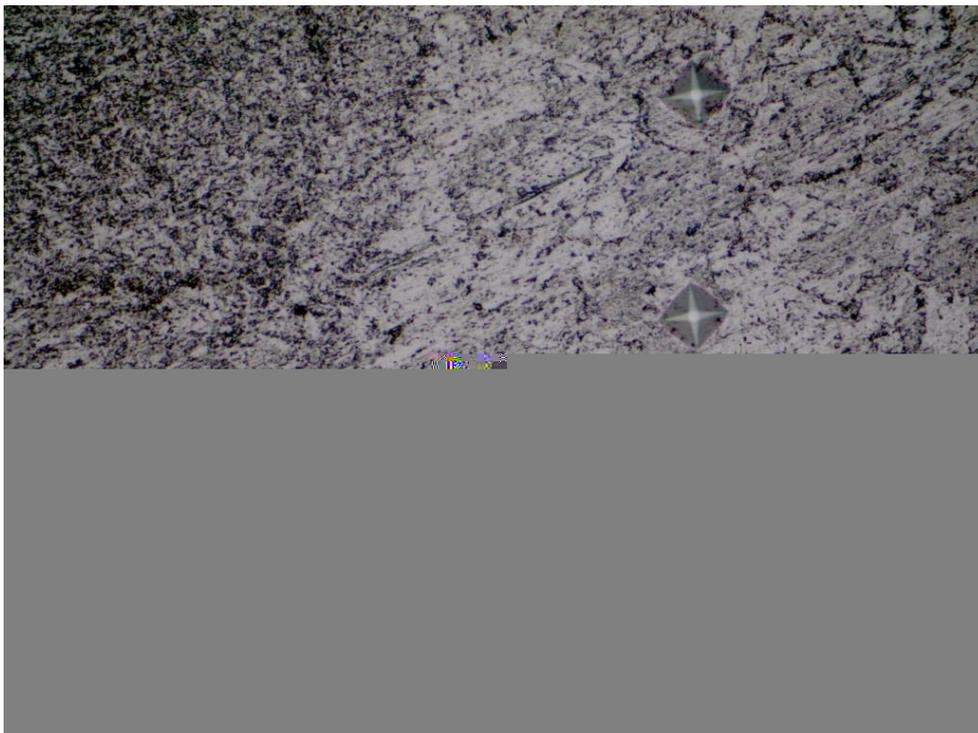


Figura 52: Marcações de dureza RGGRI da solda real, atacado com Nital 2% e ampliação de 500 vezes.

Tabela 14: Valores de dureza medidos da RGGRI da solda real.

| Dureza HV 0,1 kg | |
|------------------|-------|
| Medida 1 | 271 |
| Medida 2 | 263 |
| Medida 3 | 265 |
| Média | 266,3 |
| Desvio Padrão | 3 |

Se comparados os valores de dureza medidos na solda real com os valores medidos na simulação de 1,0 kJ/mm, verifica-se que apesar de um pouco superior, os valores são bem próximos.

Com relação à microestrutura, observa-se na comparação feita na Figura 53, entre a imagem da solda real e da amostra simulada em 1,5 kJ/mm, que as microestruturas são bem semelhantes, com tamanho de grão equivalentes. A principal diferença se dá no interior do grão da austenita prévia, onde aparentemente, por conta dos demais passes que existiram na solda real houve uma difusão dos precipitados.

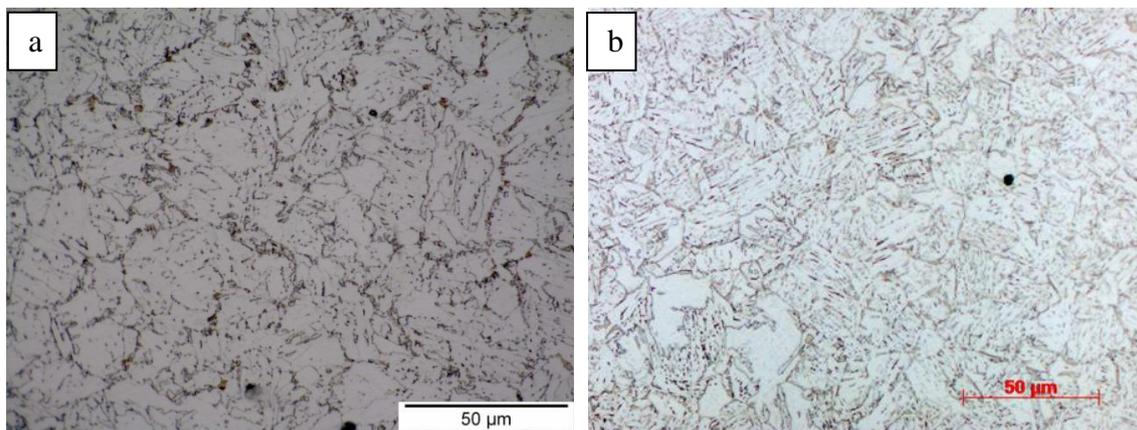


Figura 53: Comparação entre RGGRI de (a) solda real, (b) condição simulada, ambas atacada com Nital 2% e ampliação de 1000 vezes.

6 Conclusões

Os ensaios Charpy mostraram que o material simulado perdeu parte de sua tenacidade, absorvendo menos energia durante o impacto que o metal de base, principalmente nas condições de maior aporte térmico. Essa perda de propriedade pode ser justificada pelo severo ciclo térmico de soldagem, que austenitiza o material por conta das altas temperaturas alcançadas e posteriormente resfria rapidamente o material, favorecendo a formação de fases e constituintes adifusionais.

Dentre as amostras simuladas, os menores aportes térmicos apresentam melhores resultados nos ensaios de Charpy. Este fato pode ser justificado por meio das análises metalográficas que mostraram para estes aportes térmicos menores tamanhos de grão. Com base nas imagens geradas pelo MEV conclui-se que a morfologia do constituinte M-A, mais alongada, que foi encontrada nos menores aportes térmicos, também contribui para os melhores resultados quando comparado com os maiores aportes.

Para os aportes térmicos de 2,0; 2,5 e 3,0 kJ/mm não foi possível obter nos ensaios de Charpy a 0 °C, temperatura utilizada no projeto de dutos terrestres, fratura com área dúctil maior que 80%, portanto é recomendável que valores de aporte térmico acima de 2 kJ/mm não sejam utilizados.

Este trabalho avaliou somente a RGGRI da ZTA. Esta região é considerada como a mais frágil em uma junta soldada e sabe-se que a ZTA de uma solda é formada pela composição de diferentes regiões, portanto os valores medidos apesar de representativos tem uma tendência conservadora.

Tanto a solda real quanto nas amostras simuladas a RGGRI apresentaram, principalmente para os menores aportes, valores individuais de microdureza (HV 0,1 kg) maiores que os 250 HV estabelecidos pela ISO 15156 (20) como condição segura para operar em serviço ácido. Apesar da ISO aplicar este limite para valores de dureza com carga de 10 kg, é recomendável que valores de aporte térmico abaixo de 1 kJ/mm não sejam utilizados, sob o risco de prejudicarem a resistência à corrosão sob tensão da junta soldada.

Aportes térmicos mais altos permitem o crescimento de grão, a formação de carbeto nos contornos de grão, formação do constituinte M-A com formato circular e, conseqüentemente, faz com que o material tenha menor capacidade de absorção de energia e fique mais frágil. Já os menores aportes térmicos, aumentam a dureza, formam mais constituinte M-A, porém, com formato alongado e tem menor resistência à corrosão sob tensão.

Por fim, com base no procedimento de soldagem qualificado na etapa prévia, e com base nos resultados apresentados neste projeto, recomenda-se o uso deste material, nos casos onde sua aplicação trará ganhos para companhia, desde que a atividade de soldagem de campo seja realizada com aporte térmico variando de 1 a 2 kJ/mm.

7 Trabalhos futuros

Submeter as amostras simuladas, principalmente as de menor aporte, ao ensaio de SSC, de forma a avaliar se as durezas mais altas observadas nestas simulações podem comprometer sua resistência à corrosão.

Realizar soldagem real nos aportes limites de 1 kJ/mm e 2 kJ/mm verificando se os resultados são equivalentes aos simulados, e verificando o comportamento do metal de solda. Realizando o ensaio de SSC na junta completa, para ambos os aportes.

Avaliar a microestrutura de outras regiões da ZTA, como por exemplo a região de grãos grosseiros formada por um único ciclo de soldagem, e a influência de diferentes aportes térmicos nesta estrutura, a fim de determinar os melhores parâmetros de soldagem para esta região. Por fim, verificar se existe uma sobreposição de parâmetros com os determinados neste trabalho.

Verificar por meio de simulação numérica utilizando software dedicado detalhes dos ciclos térmicos de soldagem, como taxa de aquecimento, tempo na temperatura de pico e determinar o percentual das diferentes regiões da ZTA.

Analisar a superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados por Charpy neste trabalho, buscando entender o mecanismo de falha. Estas análises também poderão ser utilizadas para explicar com mais detalhes os pontos medidos que se encontravam afastados da curva.

Referências Bibliográficas

1. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L: Specification for Pipeline**. 2012.
2. ANDIA, J. L. M., de SOUZA, L. F. G. e BOTT, I. S. **Microstructural and Mechanical Properties of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone of an API 5L X80 Pipeline Steel**. *Materials Science Forum*. 2014, pp. 657-662.
3. DURAND, Richard Zacarias Sanz. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processo de Soldagem Semi-Automática com Proteção Gasosa**. Dissertação de mestrado, PUC - Rio, Rio de Janeiro, 2007.
4. BOTT, I. S., et al., **Microstructural evaluation of API 5L X80 pipelines steel submitted to different cooling rates**. *Materials Science Forum*. 2010, pp. 3146-3151.
5. MICHAEL J. Gaudet, WARREN J. poole. **Tensile and fracture properties os X80 steel microstructures relevant to the HAZ**. *International Pipeline Conference*. 2012.
6. STRIDSKLEV, Camilla A. **Sulfide Stress Corrosion Cracking Resistance of Modified ASTM A 694 F60 Low Alloy Steel fos Subsea Applications**. s.l. : Thesis for Master degree, Norwegian University of Science and Technology, 2013.
7. FELBER, Sonja. **Pipeline Engineering**. Ohio : Welding Research Council, 2009.
8. AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO. **Regulamento Técnico de Dutos Terrestres**. 2011.
9. LIPPOLD, John C. **Welding Metallurgy and Weldability**. s.l. : Wiley, 2015.
10. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME B31.8: Gas Transmission and Distribution Piping Systems**. 2014.
11. CORBETT, K. T., Bowen, R. R. e Petersen, C. W. **High strength steel pipeline economics**. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*. 1, 2004, Vol. 14.
12. FAIRCHILD, D., et al., **Welding development for the world's strongest pipeline: X120**. *ASM Intenational*. 2006, pp. 749-754.
13. DET NORSKE VERITAS. **DNV-OS-F101: Submarine Pipeline Systems**. 2013.
14. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 15156: Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials**. 2015.
15. COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO. **Stress corrosion cracking in pipelines**. Rio de Janeiro : s.n., 2002.

16. CHENG, Y. Frank. **Stress Corrosion Cracking of Pipeline**. s.l. : Wiley, 2015.
17. MICHALERIS, Pan. **Minimization of welding distortion and buckling: Modelling and implementation**. s.l. : Woodhead Publishing, 2011.
18. CAYARD, R. D. KANE, M. S. **Roles of H₂S in the Behavior of Engineering Alloys: A Review of Literature and Experience**. *Corrosion* 98. Paper 274, Houston, 1998.
19. TOWNSEND Jr, H. E. **Effects Of H₂S On The Behavior Of Engineering Alloys: A Review Of Literature And Experience-I**. *Corrosion*. 1, 1972, Vol. 28, pp. 39-45.
20. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 15156 Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 2: cracking-resistant carbon and low-alloy steels, and the use of cast irons**. 2015.
21. LINNERT, George E. **Welding Metallurgy - Carbon and Alloy Steels**. Fourth Edition. Miami : American Welding Society, 1994. Vol. 1.
22. OMWEG, G. M., et al. **Performance of welded high-strength low-alloy steels in sour environments**. *Corrosion*. Denver, 2003.
23. BHADESHIA, H.K.D.H e HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. Third Edition. Oxford : Elsevier Ltd, 2006.
24. SOEIRO JUNIOR, J. C., Rocha, D. B. e Brandi, S.D.. **Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações**. *Soldagem e Inspeção*. 2013, Vol. 18, pp. 176-195.
25. LLEWELLYN, D. T. e HUDD, R. C. **Steels: Metallurgy e Applications**. Third Edition. Oxford : Butterworth-Heinemann, 1998.
26. HERYNK, M. D., et al. **Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing process on pipe collapse pressure**. *International Journal of Mechanical Sciences*. 5, 2007, Vol. 49, pp. 533-553.
27. ZHAO, Wengui, et al., et al. **Effect of simulated welding thermal cycle on microstructure and mechanical properties of X90 pipeline steel**. *Materials Science and Engineering A*. 24, 2011, Vol. 528, pp. 7417-7422.
28. BATISTA, Gilmar Zacca, et al. **Welding and heat treatment of heavy wall API 5L X65 sour service pipes**. *Rio Pipeline*. 2013.
29. SILVA, Samara Cruz da. **Mecanismos de trincamento de aço de microestrutura austeno-ferrítica em meio corrosivo**. *UFRJ*. 2011.
30. CARVALHO, Leonardo P. **Evaluation of mechanized welding for onshore pipelines**. *Rio Pipeline*. 2011.

31. YAPP, D., LIRATZIZ, T. **Development of high productivity pipe girth welding.** *IIW European-South American School of Welding and Correlated Processes Study-group "Welding Research Strategy and Collaboration"*. Ouro Preto, 2011.
32. GRANJON, H. **Fundamentals of welding metallurgy.** First Edition. Abington : Abington Publishing, 1991.
33. ANDIA, José Montalvo. **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Simulação Física da ZTA em Aço API X80.** Dissertação de mestrado, PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2012.
34. GOODALL, Graeme Robertson. **Welding high strength modern line pipe steel.** Thesis for Doctor degree, McGill University, Montreal, 2011.
35. HRIVNAK, I., MATSUDA, F. e KENJI, I. **Investigation of M-A constituent in High Strength steel welds.** *Transactions of JWRI.* Osaka University, 1992, Vol. 21, pp. 149-171.
36. LI, C., WANG, Y., CHEN, Y. **Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones.** *Journal of Materials Science.* 2011, pp. 6424-6431.
37. PINTO, Filipe Corrêa. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L – X65 soldado por feixe de elétrons.** Dissertação de mestrado, USP, Lorena, 2011.
38. BONNEVIE, E., et al. **Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels.** *materials Science and Engineering A.* 385, 2004, pp. 352-358.
39. AMER, Amer E., et al. **Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of simulated HAZ in Cu containing microalloyed steel.** *Journal of Materials Science.* 5, 2009, Vol. 45, pp. 1248-1254.
40. MATSUDA, Fukuhisa, et al. **Weld HAZ Toughness and Its Improvement of Low Alloy Steel SQV-2A for Pressure Vessels: Microstructure and Charpy impact behavior of ICCGHAZ.** *transactions of JWRI.* 1994, Vol. 23, pp. 49-57.
41. MOEINIFAR, S., KOKABI, A. H. e HOSSEINI, H. R. Madaah. **Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zone.** *Materials and Design.* 31, 2010, pp. 2948-2955.
42. EUROPEAN COMMISSION. **Effect of alloying elements on HAZ microstructure and toughness.** *Technical Steel Research series.* 1996, p. 79.
43. OUTO KUMPU. **Welding handbook.** First edition. Espoo : Outokumpu Oyj, 2010.
44. BATISTA, Gilmar Z., et al. **Heat input effects in girth welding of high strength steel pipes X80 and X100.** Rio de Janeiro : Rio Pipeline, 2015.

45. ZENG, P., GAO, Y e LEI, L. P. **Welding process simulation under varying temperatures and constraints.** *Materials Science and Engineering A.* 499, 2009, pp. 287-292.
46. BARBAN, Leonardo Manesco. **Análise numérico-computacional das tensões térmicas induzidas pela soldagem.** dissertação de mestrado, USP, São Paulo, 2014.
47. DALPIAZ, Giovani. **Relatório Petrobras RS_1248_2016: Simulação computacional da soldagem de aços API 5L X65 e SAF 2507.** 2016.
48. da FONSECA, Eduardo Bertoni. **Simulação física do processo de soldagem por atrito não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205.** Dissertação de mestrado, Unicamp, Campinas, 2013.
49. LUDIN, C. D. e ZHOU, G. **A comparison of published HAZ thermal simulating methods used to derive weld HAZ thermal cycles.** *Acta Metallurgica Sinica.* 1, 2000, Vol. 13, pp. 223-232.
50. NORTON, Seth Jason. **Development of a Gleeble based test for post weld heat treatment cracking in nickel alloys.** Thesis for Master degree, The Ohio State University, Ohio, 2002.
51. LONDOÑO, Antônio José Ramirez. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Tese de Doutorado, USP, São Paulo, 2001.
52. DYNAMIC SYSTEM INC. **Gleeble users training .** 2013.
53. GOODALL, G. et al. **Weld HAZ simulation of X100 pipe steel.** *AIST steel properties & applications conference proceedings combined with MS&T.* 2009, pp. 1-11.
54. CARVALHO, Leonardo P. et al. **Soldagem de tubos API 5L X70 e X80, de alta espessura, para serviço ácido.** *Rio Welding.* 2014.
55. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook - Welding Process, Volume 2, Seventh Edition.**
56. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104: Welding of Pipelines and Related Facilities.** 2013.
57. ANDREWS, K. W. **Temperatures empirical formulae for the calculation of some transformation.** *Journal of Iron and Steel Institute.* 1965, pp. 721-727.
58. van der VOORT, George F. **Metallography Principles and Practice.** s.l.: ASM International, 1984.
59. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.** 2013.

60. IKAWA, H., Oshige, H. e Tanoue, T. **Effect of Martensite-Austenite constituent on HAZ toughness of high strength steel.** *Transactions of the Japan Welding Society.* 2, 1980, Vol. 11.
61. OMWEG, G. M., et al. **Effect of Welding Parameters and H₂S Partial Pressure on the Susceptibility of Welded HSLA Steels to Sulfide Stress Cracking.** *Welding Journal.* 2003, pp. 136-144.
62. WILLIAM D. callister, David G. Rethwisch. **Materials Science and Engineering an Introduction.** s.l. : Wiley, 2009. eighth edition.
63. MARQUES, Paulo Villani, MODENESI, Paulo José e BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia.** *Belo Horizonte : UFMG,* 2011.
64. CARON, Jeremy Leonard. **Weldability Evaluation of Naval Steels.** *Disseration for Doctor degrre, The Ohio State University, Ohio.* 2010.
65. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing os Steel Products.** 2015.
66. PETROBRAS. **N-464 Dutos Terrestres, rev k.** 2015.
67. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 579: Fitness-for-service.** 2009.
68. BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels: Transformations, Microstructures and Properties.** Second Edition. London : IOM Communications Ltd, 2001.
69. CIZEK, P. **Transformation behaviour and microstructure of an API X80 linepipe steel subjected to simulated thermomechanical processing.** *METAL.* 2001.
70. SHOME, M. **Effect of Heat-Input on Austenite Grain Size in The Heat-Affected Zone of HSLA-100 Steel.** *Materials Science and Engineering A.* 2007, Vols. 445-446, pp. 454-460.